

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН



THE FIFTH INTERNATIONAL CONFERENCE
«DEFORMATION & FRACTURE OF MATERIALS AND
NANOMATERIALS»

CONFERENCE PROCEEDINGS

V МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ И
НАНОМАТЕРИАЛОВ»

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

DFMN -2013

26-29 ноября 2013 г.
Москва, ИМЕТ РАН

УДК 669.017
ББК 34.2
Д 39

Д 39 V Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов».
Москва. 26-29 ноября 2013 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2013, 958с.

ISBN 978-5-4253-0630-2

Организаторы конференции:

- Российская Академия наук
- Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
- INSTRON (ООО "Новатест")
- Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности
- Журнал «Деформация и разрушение материалов»

Партнеры конференции:

- ООО «Мелитэк»
- ООО "Промышленный мониторинг и контроль"
- Oxford Instruments

Конференция поддержана РФФИ: грант 13-03-06052-г

Материалы публикуются в авторской редакции.

Сборник материалов доступен на сайте <http://dfmn.imetran.ru/>



INSTRON®



МКС
по физике прочности и
пластичности



ISBN 978-5-4253-0630-2



9 785425 306302 >

Электромеханические
испытательные машины с нагрузками
от 500Н до 600кН



Гидравлические испытательные
машины с нагрузками
от 150кН до 10МН



www.instron.ru | www.novatest.ru | info@novatest.ru | (495) 788-55-23



Испытательные машины для
усталостных испытаний с нагрузками
от 1кН до 10МН



Копры маятниковые для испытаний
на удар с энергиями
от 5Дж до 750Дж

Организационный комитет

Председатель оргкомитета: академик О.А. Банных (ИМЕТ РАН).

Сопредседатель: Д. Бейли (Инстрон, Великобритания)

Заместители председателя:

А.М. Глезер (ЦНИИчермет, Россия)

А.Г. Колмаков (ИМЕТ РАН, Россия)

Члены оргкомитета:

В.П. Алехин (Московский ГИУ, Россия)
М.И. Алымов (чл.-корр. РАН, ИСМАН РАН, Россия)
В.И. Альшиц (ИК РАН, Россия)
С.М. Баринов (чл.-корр. РАН, ИМЕТ РАН, Россия)
В.И. Бетехтин (ФТИ РАН, С-Пб., Россия)
А.Г. Береснев (ОАО Композит, Россия)
В.М. Блинов (ИМЕТ РАН, Россия)
В.И. Бородавко (УП НПО «Центр» НАНБ, Беларусь)
Л.Р. Ботвина (ИМЕТ РАН, Россия)
В.М. Бузник (акад., ИМЕТ РАН, Россия)
Г.С. Бурханов (чл.-корр. РАН, ИМЕТ РАН, Россия)
П.А. Витязь (акад. НАНБ, Президиум НАН, Беларусь)
Р. Гадоу (Университет Штутгарта, Германия)
С.А. Герасимов (МГТУ им. Н.Э.Баумана, Россия)
В.В. Геров (Инстрон, Великобритания)
А.Л. Грир (Кембриджский университет, Великобритания)
А.Е. Гвоздев (ТГПУ, Россия)
Ю.И. Головин (Тамбовский ГУ, Россия)
К.В. Григорович (чл.-корр. РАН, ИМЕТ РАН, Россия)
Ф.В. Гречников (чл.-корр. РАН, Самарский ГАУ, Россия)
В.Е. Громов (СибГИУ, Новокузнецк, Россия)
С.В. Добаткин (ИМЕТ РАН, Россия)
А.В. Дуб (НПО "ЦНИИТМАШ", Россия)
В.Т. Заболотный (ИМЕТ РАН, Россия)
В.М. Иевлев (акад., Воронежский ГУ, Россия)
А.А. Ильин (акад., МАТИ, Россия)
А.Ф. Ильющенко (чл.-корр. НАНБ, ГНПО ПМ НАНБ, Беларусь)
Е.Н. Каблов (акад., ФГУП ВИАМ ГНЦ РФ, Россия)
Б.А. Калинин (МИФИ, Россия)
М.И. Карпов (чл.-корр. РАН, ИФТТ РАН, Россия)
С.А. Катречко (Ин-т металлофизики НАНУ, Украина)
Г.В. Клевцов (Тольяттинский ГУ, Россия)
С.А. Клименко (ИСМ НАНУ, Украина)
Э.В. Козлов (ТГАСУ, Томск, Россия)
Ю.Р. Косыров (Белгородский ГУ, Россия)
К.Л. Косырев (ЦНИИчермет, Россия)
М.М. Криштал (Тольяттинский ГУ, Россия)
Л.М. Лобанов (акад. НАНУ, ИЭС им.Е.О.Патона, Украина)
Г.М. Луковкин (МГУ им. М.В. Ломоносова, Россия)
А.Н. Луценко (ФГУП ВИАМ ГНЦ РФ, Россия)
П. Лукаш (Ин-т физики металлов, Брно, Чехия)
В.И. Лысак (чл.-корр. РАН, Волгоградский ГТУ, Россия)
И. МакЭнтегарт (Инстрон, Великобритания)
С.Т. Милейко (ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия)
Ю.В. Мильман (чл.-корр. НАНУ, ИПМ, Украина)
В.И. Моисеенко (ИНДМАШ НАН, Беларусь)
Н.Ф. Морозов (акад., С-Пб. ГУ, Россия)
Х. Муграби (Ун-т Эрланген-Нюрнберг, Германия)
М.М. Мышляев (ИМЕТ РАН, Россия)
С.А. Никулин (НИТУ МИСиС, Россия)
П.Д. Одесский (ЦНИИ строительных конструкций, Россия)
А.С. Орыщенко (ЦНИИ КМ «Прометей», Россия)
О.Г. Осипникова (ФГУП ВИАМ ГНЦ РФ, Россия)
В.Е. Панин (акад., ИФПМ СО РАН, Россия)
С.В. Панин (ИФПМ СО РАН, Россия)
В.В. Перевезенцев (ИПМ РАН, Нижний Новгород, Россия)
С.Г. Псахье (чл.-корр. РАН, ИФПМ СО РАН, Россия)
В.В. Рыбин (чл.корр. РАН, С.-Пб. ГПУ, Россия)
А.Н. Романов (ИМАШ РАН, Россия)
В.В. Сагардзе (чл.-корр. РАН, ИФМ УрО РАН, Россия)
А.Е. Салько (ЗАО «Взрывиспытания», Россия)
А.К. Скурагов (Минобрнауки РФ, ННС, Россия)
В.М. Стасиливец (акад., ИФМ Уро РАН, Россия)
В.Ф. Терентьев (ИМЕТ РАН, Россия)
А. Тоффс (Коррелэйтед Солюшн Лтд., США)
В.Т. Трощенко (акад. НАНУ, ИПП им. Г.С. Писаренко, Украина)
А.Ю. Виноградов (ТГУ, Россия)
П. Уордуэлл (Инстрон, США)
Г.А. Филиппов (ЦНИИчермет, Россия)
С.А. Фирстов (акад. НАНУ, ИПМ, Украина)
М.Л. Хейфец (Президиум НАНБ, Беларусь)
А.Е. Шелест (ИМЕТ РАН, Россия)
О.М. Ивасишин (акад. НАНУ, Ин-т металлофизики НАН, Украина)
Х. Шрайер (Корпорация Коррелэйтед Солюшн, США)
М.А. Штремель (НИТУ МИСиС, Россия)
Е.В. Юртов (чл.-корр. РАН, РХТУ им. Д.И. Менделеева, Россия)
В.С. Юсупов (ИМЕТ РАН, Россия)
А.А. Парфенов (ОАО «ВНИИИМ», Россия)
А.В. Щербаков (ОАО «НИИ Стали», Россия)

Программный комитет

А.М. Глезер (ЦНИИчермет, Россия)
А.Г. Колмаков (ИМЕТ РАН, Россия)
Л.Р. Ботвина (ИМЕТ РАН, Россия)
С.В. Добаткин (ИМЕТ РАН, Россия)
В.В. Геров (Инстрон, Великобритания)
П.Д. Одесский (ЦНИИ строительных конструкций, Россия)
А.В. Панин (ИФПМ СО РАН, Томск, Россия)
В.Ф. Терентьев (ИМЕТ РАН, Россия)
Г.А. Филиппов (ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Россия)
В.С. Юсупов (ИМЕТ РАН, Россия)
А.А. Шмаков (МИФИ, Россия)

Organizing committee

Chairman: Member of RAS O.A. Bannykh (IMET RAS).

Co-chairman: Dr. D. Bailey (Instron, Great Britain)

Vice-chairmen:

A.M. Gleser (Bardin CNIIItshermet, Russia)

A.G. Kolmakov (IMET RAS, Russia)

Conference Secretary:

D.V. Prosvirnin (IMET RAS, Russia)

Members:

Alekhin V.P. (MSIU, Russia)
Alymov M.I. (corr.m. RAS, ISMAN RAS, Russia)
Al'shits V.I. (IK RAS, Russia)
Barinov S.M. (corr.m. RAS, IMET RAS, Russia)
Betekhtin V.I. (FTI RAS, Russia)
Bereshev A.G. (OAO Kompozit, Russia)
Blinov V.M. (IMET RAS, Russia)
Borodavko V.I. (NPO Zentr, Belarus)
Botvina L.R. (IMET RAS, Russia)
Buznik V.M. (member of RAS, IMET RAS, Russia)
Burhanov G.S. (corr.m. RAS, IMET RAS, Russia)
Vitiaz P.A. (member of NAS, Presidium NAS, Belarus)
Gadow R. (Universitat Stuttgart, Germany)
Gerasimov S.A. (BMSTU, Russia)
Gerov V.V. (Instron, Russia)
Greer A.L. (Cambridge Univ., Great Britain)
Gvozdev A.E. (TulSU, Russia)
Golovin Yu.I. (Nanocenter of TSU, Russia)
Grigorovich K.V. (corr.m. RAS, IMET RAS, Russia)
Grechnikov F.V. (corr.m. RAS, SSAU, Russia)
Gromov V.E. (SibGIU, Russia))
Dobatkin S.V. (IMET RAS, Russia)
Dub A.V. (Zniit mash, Russia)
Zabolotny V.T. (IMET RAS, Russia)
Ievlev V.M. (member of RAS, VSU, Russia)
Il'in A.A. (member of RAS, MATI, Russia))
Ilijutshenko A.F. (corr.m. NAS, "Zentr" of NAS, Belarus)
Kablov E.N. (member of RAS, VIAM, Russia)
Kalin B.A. (MEFI, Russia)
Karpov M.I. (corr.m. RAS, IFTT RAS, Russia)
Klevtsov G.V. (OSU, Russia)
Klimenko S. (ISM NAS, Ukraine)
Kozlov E.V. (TSUAB, Russia)
Katrechko S.A. (IMP NAS, Ukraine)
Kolobov Yu.R. (BelSU, Russia)
Kostirev K.L. (Bardin CNIIItshermet, Russia)
Krishtali M.M. (TSU, Russia)
Lobanov L.M. (member of NASU, PEWI, Ukraine)
Lukovkin G.M. (MSU, Russia)
Lurie S.A. (IPRIM RAS, Russia)
Luzenko A.N. (VIAM, Russia)
Lukasc P. (Institute of Physics Metallurgy, Czechia)
Lysak, V.I. (corr.m. RAS, VSTU, Russia)
McEnteggart I. (Instron, Great Britain)
Mileiko S.T. (ISSP RAS, Russia)
Milman Yu.V. (corr.m. NASU, IPM, Ukraine)
Moiseenko V.I. (INDMash NAS, Belarus)
Morozov N.F. (member of RAS, St. Petersburg SU, Russia)
Mughrabi H. (Universität Erlangen-Nürnberg, Germany)
Myshlyaev M.M. (IMET RAS, Russia)
Nikulin S.A. (NUST «MISIS», Russia)
Odessky P.D. (CNII of Building Constructions, Russia)
Orytchenko A.S. (CRISM "Prometey", Russia)
Ospennikova O.G. (VIAM, Russia)
Panin V.E. (member of RAS, IPhPM SD RAS, Russia)
Panin S.V. (IPhPM SD RAS, Russia)
Perevezentsev V.V. (IMACH, Nizhni Novgorod, Russia)
Psakhie S.G. (corr.m. RAS, IPhPM SD RAS, Russia)
Romanov A.N. (IMACH RAS, Россия)
Rybin V.V. (corr.m. RAS, St. Peterburg SU, Russia)
Sagaradze V.V. (corr.m. RAS, IPhM URO RAS, Russia)
Schastlivtsev V.M. (member of RAS, IMP URO RAS, Russia)
Salko A.E. (JSC "Vzryvispytania", Russia)
Skuratov A.K. (Ministry of Education and Science of RF, Russia)
Terentyev V.F. (IMET RAS, Russia)
Troshenko V.T. (member of NASU, Pisarenko IPP NAS, Ukraine)
Toffs A. (Correlated Solution Inc., USA)
Vinogradov A.Yu. (TSU, Russia)
Wardwell P. (Instron, USA)
Philippov G. A. (Bardin CNIIItshermet, Russia)
Phirstov S.A. (member of NASU, ISM, Ukraine)
Kheifetz M.L. (Presidium NAS, Belarus)
Ivashin O.M. (member of NASU, IPhM, Ukraine)
Shelest A.E. (RAS, Russia)
Schreiber H. (Correlated Solution Inc., USA)
Shtremel' M.A. (NUST «MISIS», Russia)
Yurtov E.V. (corr.m. RAS, Lomonosov RChTU, Russia)
Yusupov V.S. (IMET RAS, Russia)
Parfenov A.A. (VNIINM, Russia)
Scherbakov A.V. (NIISTali, Russia)

Program Committee

Gleser A.M. (Bardin CNIIItshermet, Russia)
Kolmakov A.G. (A.A. Baikov IMET RAS, Russia)
Botvina L.R. (IMET RAS, Russia)
Dobatkin S.V. (IMET RAS, Russia)
Gerov V.V. (Instron, Russia)
Odessky P.D. (CNII of Building Constructions, Russia)
Panin A.V. (IPhPM SD RAS, Russia)
Terentyev V.F. (IMET RAS, Russia)
Philippov G. A. (Bardin CNIIItshermet, Russia)
Yusupov V.S. (IMET RAS, Russia)
Shmakov A.A. (MEFI, Russia)

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

ТЕХНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Альмов М.И.

Россия, ИСМАН, ИМЕТ РАН, alymov@ism.ac.ru

TECHNOLOGIES FOR THE STRUCTURE FORMATION AND PROPERTIES OF POWDER NANOMATERIALS

Alymov M.I.

Powder metallurgy techniques allow to obtain metallic, ceramic, polymeric and composite nanomaterials as disperse powders, consolidated materials (porous and nonporous), and coatings. To date, various methods for the synthesis of nanopowders are used both as precursors for synthesis of materials (not necessarily nanomaterials) and the final product.

Методы порошковой металлургии позволяют получать металлические, керамические, полимерные и композиционные наноматериалы в виде дисперсных порошков, консолидированных материалов (пористых и беспористых), а также покрытий. К настоящему времени разработаны различные методы синтеза нанопорошков, которые используются как в виде прекурсоров для синтеза материалов (не обязательно наноматериалов), так и как конечный продукт [1, 2].

При консолидации нанопорошков при уплотнении прессовки происходит объединение наночастиц и рост зерен. Для получения наноматериалов и достижения повышенных высоких свойств необходимо сохранить размер зерна до некоторого заданного уровня, например, менее 100 нм. Механизмы спекания отдельных частиц приводят к росту перешейка между частицами (не приводит к росту плотности) и сближению центров частиц (приводит к росту плотности). Приложение давления при спекании позволяет достичь более высокой плотности при меньших температурах, а, следовательно, и меньшего размера зерна нежели, чем спекание без давления. Наличие некоторого количества дисперсных не до конца до восстановленных частиц приводит к более высокой термической стабильности консолидированных материалов, по сравнению с материалами, подвергнутыми предварительной деформационной обработки [1, 3].

К настоящему времени разработаны различные магнитотвердые материалы, обладающие различным сочетанием магнитных, прочностных, технологических и эксплуатационных свойств, которые можно разделить на литые и порошковые: литые сплавы на основе железа, никеля и алюминия или на основе благородных металлов, и порошковые материалы: металлокерамические, металлопластические и оксидные (магнитотвердые ферриты). По магнитным свойствам сплавы системы Fe-Co-Cr близки к магнитотвердым сплавам системы Fe-Co-Ni-Al-Cu (ЮНДК), но технологические свойства их значительно лучше. Если магниты из сплавов системы Fe-Co-Ni-Al-Cu в высококоэрцитивном состоянии обрабатываются только шлифовкой, то магниты из сплавов системы Fe-Co-Cr могут обрабатываться ковкой, штамповкой, прокаткой, резанием [4]. Методами порошковой металлургии из чистых металлических порошков получены постоянные магниты сплава 22X15KA с относительной плотностью 95-96% и значениями максимального энергетического произведения $(BH)_{\max}=38$ кДж/м³ при остаточной индукции $B_r=1,38$ Тл и коэрцитивной силе $H_{cb}=46$ кА/м [5].

Литература

1. М.И. Альмов. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. - М.: Наука, 2007. - 169 с.
2. А.В. Галахов, В.А. Зеленский, Л.В. Виноградов, В.И. Антипов, М.И. Альмов. Синтез оксинитрида алюминия из исходных органических соединений. Новые огнеупоры. 2012. № 8. С. 56-59.
3. А.Г. Колмаков, С.М. Баринов, М.И. Альмов. Основа технологий и применения наноматериалов. - М.: ФИЗМАТЛИТ, 2012. -208 с.
4. Сергеев В. В., Бульгина Т. И. Магнитотвердые материалы. - М., Энергия. 1980, - 224 с.
5. М.И. Альмов, А.Б. Анкудинов, В.А. Зеленский, И.М. Миляев, В.С. Юсупов, А.С. Устюхин. Влияние легирования и режима спекания на магнитные гистерезисные свойства Fe-Cr-Co порошкового сплава. ФХОМ. 2011. № 3. С.34-37.

СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ УДАРОСТОЙКИЕ МАТЕРИАЛЫ И ЗАЩИТНЫЕ КОНСТРУКЦИИ НА ИХ ОСНОВЕ

Аржаков М.С.¹, Аржаков С.А.¹, Луковкин Г.М.², Колмаков А.Г.², Заболотный В.Т.²,
Алымов М.И.³, Просвирнин Д.В.²

¹Россия, Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова

²Россия, ИМЕТ РАН, ³Россия, ИСМАН РАН, arzhakov@genebee.msu.ru

GLASSY, CERAMIC AND POLYMERIC SHOCKPROOF MATERIALS AND IMPACT-RESISTANT COMPOSITES

Arzhakov M.S., Arzhakov S.A., Lukovkin G.M., Kolmakov A.G., Zabolotnyi V.T., Alymov M.I.,
Prosvirnin D.V.

The general theoretical fundamentals and experimental results concerning the impact strength behavior of the wide range of glassy, ceramic and polymeric materials were discussed. Recent trends for preparation of the shockproof materials and composites which combine high impact strength and transparency were considered. The prospects of the further developments of these materials based on the nanotechnologies were outlined.

В работе обобщены и систематизированы результаты теоретических и практических исследований, касающихся механического поведения широкого круга керамических и полимерных материалов в условиях ударного воздействия.

На основании теоретических представлений /1/ проведен сравнительный анализ механизмов «гашения» энергии удара для моноблочных керамических материалов и полимерных стекол. Особое внимание уделено проблеме создания ударостойких прозрачных изделий, которые в последнее время находят широкое применение в качестве остекления железнодорожного, авиа- и автотранспорта, антивандальных и защитных экранов и т.д. Отмечено, что, в общем случае, для неорганических материалов эффективный сброс энергии удара и, как результат, предотвращение прогибного подлома достигается за счет образования поверхностных радиальных трещин. Однако этот фактор снижает стойкость материала к последующим ударным воздействиям и приводит к потере прозрачности на большой площади, что делает материал функционально непригодным даже при сохранении его целостности. Решение данной проблемы возможно за счет дальнейших разработок более высокопрочных материалов и оптимизации размеров конструкции с учетом массово-габаритных требований.

В случае же полимерных стекол, ударостойкость достигается за счет эффективного рассеяния энергии удара в виде тепла в результате плавления материала и развития пластических и высокоэластических деформаций в зоне воздействия. В итоге, потеря прозрачности локализована в пределах зоны удара, что означает сохранение функциональности изделия. Для дальнейшего увеличения стабильности ударостойкости и функциональности полимерных стекол при неоднократных ударных воздействиях разработаны научно-технические принципы /2, 3/ и создана технология производства нового поколения данного класса материалов /4-6/. Этот подход основан на использовании «форматериалов» - лабильных полимер-мономерных систем, структурирование которых при синтезе, модификации и переработке сопровождается формированием перколированных микро- и нанообластей, характеризующихся собственными физико-механическими показателями. Показана также эффективность применения форматериала для получения полимерных нанокompозитов /7/.

Рассмотрены перспективы дальнейшего развития многослойных композитов, сочетающих в простейшем случае (триплекс) внешний, адгезионный и улавливающий слои неорганической и полимерной природы с дискретным распределением компонентов вдоль оси удара. Отмечено, что подбор прочностных и габаритных характеристик внешнего слоя позволяет локализовать поверхностное разрушение, т.е. потерю функциональности (прозрачности) изделия на малой площади (в пределах – в зоне удара). При этом предотвращение прогибного подлома конструкции достигается за счет реакции адгезионного и улавливающего слоев. Показано, что для полимерных многослойных композитов широко обсуждаемая проблема межфазных границ может быть эффективно решена путем создания многослойных градиентных конструкций /8, 9/. В этом случае контролируемое «гашение» удара достигается за счет плавного изменения деформационных и прочностных характеристик композита вдоль оси проникающего воздействия.

Особое внимание уделено новой концепции создания ударостойких композитов с дискретным распределением компонентов в ортогональном направлении по отношению к оси удара. В простейшем случае данная конструкция представляет собой систему керамических блоков, скрепленных полимерным связующим и размещенных на улавливающем слое, что является комбинацией ортогонального и послойного распределения компонентов композита. Механизм работы подобных конструкций сводится к тому, что при ударном воздействии в зоне керамического блока сброс энергии удара достигается за счет хрупкого разрушения материала блока. При этом вследствие реакции соседних блоков и полимерного связующего разрушение локализовано в области, сопоставимой с размером блока. При ударном воздействии в зоне полимерного связующего деформация последнего протекает в условиях, близких к гидростатическому сжатию, в условиях которого разрушить полимер практически невозможно.

Отмечено, что дальнейшее развитие данного подхода связано с выбором или созданием керамических, стеклокерамических, полимерных и иных материалов в качестве компонентов конструкции, оптимизацией их физико-механических характеристик и пространственного распределения в композите. Подчеркнуто, что эксплуатационное поведение конструкции определяется, в основном, параметрами разрушения (диспергирования) керамических и стеклокерамических компонентов, обеспечивающими эффективный сброс энергии удара за счет развития максимального абразивного трения в зоне проникающего ударного воздействия. Характер диспергирования материала, в свою очередь, напрямую связан с параметрами его наноструктуры, которая определяется химическим строением вещества и условиями приготовления материала. Обсуждены возможности придания указанным композитам прозрачности за счет подбора или создания изорефрактивных керамических и полимерных материалов.

Литература

1. Ф. Макклиток, А. Аргон, Деформация и разрушение материалов, М: ЁЁ Медиа, 2012, 501 с.
2. Луковкин Г.М., Аржаков М.С., Салько А.Е., Аржаков С.А., Деформация и разрушение материалов, №6, 2006, сс. 18-24.
3. Аржаков М.С., Аржаков С.А., Жирнов А.Е., Луковкин Г.М., Материаловедение, № 7, 2010, сс. 53-58.
4. Аржаков М.С., Аржаков С.А., Дьячков А.И., Скоробогатова А.Е., Стояченко И.Л., Чернавин В.А., Дьячков И.А., Патент 2225871 (РФ), 2004.
5. Аржаков М.С., Аржаков С.А., Дьячков А.И., Скоробогатова А.Е., Стояченко И.Л., Чернавин В.А., Патент 2228341 (РФ), 2004.
6. Аржаков М.С., Аржаков С.А., Дьячков А.И., Дьячков И.А., Скоробогатова А.Е., Стояченко И.Л., Чернавин В.А., Патент 2243978 (РФ), 2005.
7. Опарина И. Б.; Колмаков А. Г.; Луковкин Г. М.; Аржаков М. С.; Жирнов А. Е.; Севостьянов М.А.; Баранов Е. Е.; Антипов В. И.; Виноградов Л. В.; Быков П. А., Материаловедение, 2011, №8, с.51-58.
8. Аржаков М.С., Аржаков С.А., Дьячков А.И., Скоробогатова А.Е., Стояченко И.Л., Чернавин В.А., Дьячков И.А., Патент 2228851 (РФ), 2004.
9. Аржаков М.С., Аржаков С.А., Дьячков А.И., Скоробогатова А.Е., Стояченко И.Л., Чернавин В.А., Патент 2217319 (РФ), 2003.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ КОНТАКТНОЙ УСТАЛОСТИ

Ботвина Л.Р.¹, Тютин М.Р.¹, Солдатенков А.П.¹, Левин В.П.¹, Жаркова Н.А.¹, Демина Ю.А.¹, Шур Е.А.², Борц А.И.², Светозарова И.В.²

Россия, ¹ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, ²ОАО «Научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта», e-mail: botvina@imet.ac.ru

REGULARITIES OF DAMAGE ACCUMULATION IN RAIL STEELS UNDER CONTACT FATIGUE CONDITIONS

Botvina L.R., Tyutin M.R., Soldatenkov A.P., Levin V.P., Zharkova N.A., Demina Yu.A., Shur E.A., Borts A.I., Svetozarova I.V.

Abstract. The kinetics of damage accumulation in specimens of rail steels modeling the contact fatigue conditions during operation is studied and methodology for quantitative evaluation of damage degree of rail steels in laboratory tests on the contact fatigue is developed.

Введение

Для обеспечения безопасности движения на железнодорожном транспорте необходимо развитие методов оценки структурной деградации рельсовых сталей в процессе эксплуатации, связанной с возникновением на поверхности рельсов дефектов контактной усталости. Настоящее исследование было проведено с целью разработки таких методов, основанных на количественном анализе поврежденности образцов из рельсовых сталей с использованием данных металлографического и компьютерного анализа картин множественных дефектов, оценки характеристик распространения ультразвука и статистической обработки результатов эксперимента.

Материалы и методы исследования

Исследование было проведено на рельсовых сталях отечественного и зарубежного производства.

Испытания на контактную усталость осуществляли на установке ЛТМ ВНИИПП, моделирующей условия трения качения, реализующиеся в области контакта колесо-рельс путем вращения четырех шаров из подшипниковой стали ШХ15 по поверхности шлифованных дисковых образцов диаметром 26 мм.

Металлографический анализ образцов, испытанных на контактную усталость, проводили в плоскости контакта, т.е. в области дорожки трения, а также в сечении, перпендикулярном поверхности контакта.

Для количественной оценки параметров поврежденности образцов, испытанных на контактную усталость, осуществляли *компьютерный анализ изображений* дорожки трения с последующей статистической обработкой данных, а также оценивали скорость и коэффициент затухания продольных ультразвуковых (УЗ) волн в образцах.

Результаты исследования

Металлографический анализ дефектов в области дорожки трения

Картинки множественного разрушения, наблюдаемые в области дорожки трения на разных стадиях нагружения, были обработаны с помощью компьютерной программы анализа изображений, позволяющей оценить как число дефектов, так и их площадь и построить статистические распределения числа дефектов. Обнаружено, что с увеличением числа циклов количество дефектов растет как в стали отечественного, так и японского производства. Однако в последнем случае скорость роста числа дефектов значительно ниже, о чем свидетельствует более низкий (на два порядка) показатель экспоненциального соотношения, описывающего зависимость числа дефектов от числа циклов в стали японского производства. Такой же вид имеют и зависимости числа дефектов от нагрузки, действующей на образец, также описываемые экспоненциальным соотношением.

Статистическая обработка данных оценки поврежденности в области дорожки трения

Построение кумулятивных распределений числа дефектов (N_d) по их площади (S_d) позволило заметить еще дополнительные различия кинетики накопления дефектов в отечественной и зарубежной рельсовой стали. Для отечественной стали показатели (или угловые коэффициенты кривых распределения) снижаются с развитием процесса дефектообразования, а

для стали NS HE-X – увеличиваются (рис. 1). Это означает, что они либо залечиваются, либо сминаются в процессе испытаний.

Металлографический анализ дефектов в сечении, перпендикулярном дорожке трения

Исследование поврежденности металла в сечениях, перпендикулярных дорожке трения тех же образцов обнаружило различия в геометрии и числе дефектов в разных сталях: в образцах из стали ТЭК-3 и Arcelor образуются острые сдвиговые микротрещины большой протяженности, тогда как в стали NS HE-X наблюдаются короткие и тупые микротрещины отрыва. В образцах из стали Э76Ф образуются микротрещины смешанного типа.

Однако закономерности изменения параметров множественного разрушения на поверхности и под областью контактной усталости остаются подобными. Сталь NS HE-X японского производства отличается от отечественной стали ТЭК-3 более чем на порядок меньшим показателем экспоненциального соотношения, описывающего зависимость числа трещин от числа циклов нагружения (рис. 2,а). Связь между числом дефектов на поверхности и трещин под дорожкой трения в одинаковых условиях нагружения носит ярко выраженный линейный характер. Подобная корреляция закономерностей разрушения в области контактной усталости и под ней может быть использована для мониторинга состояния рельсов.

Оценка скорости распространения и коэффициента затухания продольных ультразвуковых волн

Анализ изменения скорости, относительного коэффициента затухания ультразвуковых волн (рис. 2,б) и площади поврежденной поверхности от нагрузки и числа циклов нагружения показал, что между указанными параметрами наблюдается корреляция, что также может быть использовано для решения задач мониторинга состояния рельсовой стали.

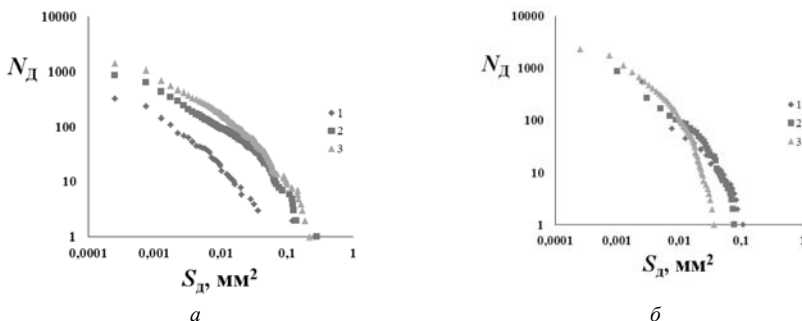


Рис. 1. Статистические распределения числа дефектов по их площади для стали НТМК ТЭК-3 (Россия) (а) и HE-X (Япония) (б), соответствующие числу циклов нагружения $N=1 - 5,1 \cdot 10^5$, $2 - 1,0 \cdot 10^6$, $3 - 1,5 \cdot 10^6$ (а) и $1 - 6,4 \cdot 10^5$, $2 - 6,2 \cdot 10^6$, $3 - 2,4 \cdot 10^7$ (б)

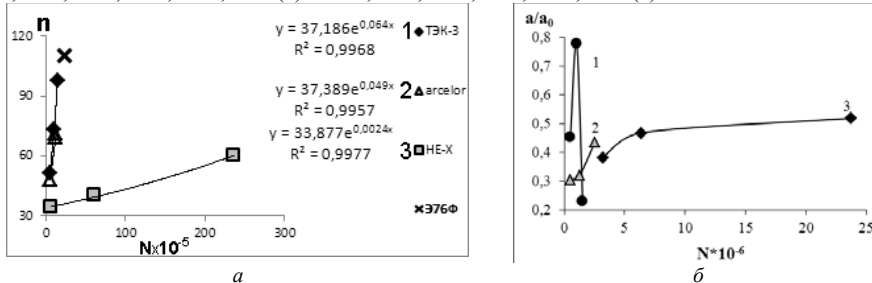


Рис. 2. Зависимость числа трещин под областью контактной усталости n (а) и приведенного коэффициента затухания a/a_0 (б) от числа циклов N в исследованных сталях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований и ОАО «РЖД», проект «офи – РЖД» № 12-026-13182.

ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Глезер А.М.

*Институт металловедения и физики металлов
ГНЦ ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва
a.glezer@mail.ru*

Как хорошо известно, естествознание рассматривает три масштабных уровня материального мира: МИКРОмир (масштаб отдельных атомов и молекул), МАКРОмир (масштаб человеческого восприятия мира: метр, килограмм, секунда) и МЕГАмир (астрономический масштаб). Существует прямая аналогия между описанными выше масштабными уровнями организации материи и уровнями пластической деформации. В самом деле, хорошо известен процесс МИКРОпластической деформации, наблюдающийся до достижения значения макроскопического предела текучести, и процесс МАКРОпластической деформации, реализующийся при напряжениях выше предела текучести [8]. Таким образом, продолжая отмеченную аналогию, следует называть очень большую пластическую деформацию *МЕГАпластической деформацией (МПД)*, что отвечает общей логике развития любого материального явления.

С легкой руки пионеров в области изучения сверхвысоких пластических деформаций подобную пластическую деформацию, при которой значение истинной пластичности ϵ имеет значения свыше 1 и может достигать значений 9-10, в отечественной литературе называют *интенсивной пластической деформацией*. Этот термин представляется нам неудачным, поскольку под интенсивными в природе понимаются процессы, идущие с высокой скоростью. Известно, что скорость «интенсивной» (мегапластической) деформации находится, как правило, в пределах $10^{-1} - 10^1 \text{ сек}^{-1}$, то есть в области между статическими и динамическими скоростями деформации, соответствующими, например, обычной прокатке.

С единых позиций рассмотрены микропластическая, макропластическая и мегапластическая деформации как этапы единого процесса пластического формоизменения твердых тел. Показано, что в процессе МПД обязательно должны быть эффективно реализованы дополнительные каналы диссипации упругой энергии и что структурные изменения при МПД характеризуются определенной цикличностью. Граница существования МПД определена как граница действия одного из мощных каналов диссипации упругой энергии (динамическая рекристаллизация, дисклинационные перестройки, фазовые превращения (включая переход в аморфное состояние) и выделение скрытой теплоты деформационного происхождения). При обычных (макропластических) деформациях происходит накопление упругой энергии, и лишь на стадии МПД включаются мощные диссипативные процессы.

В случае аморфизации признаком перехода в область МПД может служить появление в структуре микрообластей аморфной фазы. Если действуют одновременно несколько вышеупомянутых каналов диссипации (относительно редкий случай), то граничное значение деформации соответствует появлению первому из них. Конкретный маршрут структурных перестроек при МПД определяется рядом факторов: температурой, величиной барьера Пайерлса дислокаций и их способностью к диффузионным перестройкам, разностью свободных энергий кристаллического и аморфного состояний. Подчеркнуто, что одним из способов реализации МПД является сверхпластичность.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДОМ СПЕКЛ- ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Луценко А.Н., Одинцев И.Н., Гриневич А.В., Северов П.Б., Плугарь Т.П.

Оценка работоспособности материалов в детали невозможна без исследования напряжённо-деформированного состояния материала, обусловленного не только видом напряжённого состояния, но и характеристиками материала, определяющими процессы деформации в локальном объёме. Наибольший практический интерес для оценки прочности конструкции представляет определение напряжённо-деформированного состояния в

концентраторах напряжений, являющихся в большинстве случаев инициаторами образования трещин и разрушения.

Для определения деформационной картины в концентраторе напряжений использовались малоразмерные тензометрические датчики в виде розеток, а также метод муара. В настоящее время для определения деформированного состояния материала при испытании образцов всё в большей степени используются когерентно-оптические методы. Метод корреляционной электронной цифровой спекл-интерферометрии (ЭЦСИ) позволяет визуализировать поля компонент вектора заданных пространственных перемещений точек поверхности деформируемого твёрдого тела в виде изолиний перемещений. Разрешающая способность данного метода составляет десятки доли микрона.

Метод ЭЦСИ базируется на спекл-эффekte – стохастической микро неоднородности пространственного распределения интенсивности волны когерентного оптического излучения, диффузно отражённого шероховатой поверхностью твёрдого тела. Формирование спекл-структуры в плоскости изображений линзовой системы с малой диафрагмой объектива имеет место при подсветке лазерным светом исследуемого объекта. Формируемое изображение, называемое спекл-полем или спекл-структурой, представляет хаотически расположенные пятна разной интенсивности с характерным минимальным размером порядка нескольких микронов. Для тел с оптически грубой поверхностью, средняя высота рельефа которой существенно превышает длину волны используемого излучения, распределение по отдельным спеклам как значений интенсивностей, так и фаз световой волны имеет случайный характер. При перемещениях точек тела спекл-структура трансформируется, что и является основой для исследования полей перемещений точек на поверхности исследуемого объекта.

В применённой для исследований корреляционной ЭЦСИ первичная информация регистрируется в виде картины полос, представляющих изолинии перемещений. Алгоритм получения спеклограммы, как картины полос, можно представить следующим образом:

- изначально в плоскости изображений формируются световыми волнами, диффузно отражёнными от исследуемого объекта, два независимых спекл-поля, имеющих разность фаз этих спеклов,

- изначально полученные два поля оптически интерференционно суммируются с образованием «суммарного» спекл-поля с новой случайной спекл-структурой,

- спеклы «суммарного поля» дискретизируются по оптическим ячейкам цифровой видеокамеры, информация от которой поступает в компьютер и сохраняется в виде числового файла,

- после деформирования тела, приводящего к перемещению точек поверхности исследуемого объекта, имеет место изменение в исходных спекл-полях и формирование двух новых спекл-полей,

- новые «деформируемые» спекл-поля, также как и начальные спекл-поля, оптически интерференционно суммируются с образованием «суммарного деформационного» спекл-поля,

- новое «суммарное деформационное» спекл-поле фиксируется цифровой видеокамерой и сохраняется в виде нового числового файла в компьютере,

- последняя операция включает вычитание оцифрованных кадров, представленных файлом - исходного «суммарного» спекл-поля и файла «суммарного деформационного» спекл-поля.

В результате выполнения этих операций получается картина корреляционных полос, которая отражает перемещения, имеющие место на поверхности деформируемого тела.

Наблюдаемое изображение, характеризующее разностью вычитаемых спеклов, оказывается системой корреляционных полос, несущих информацию о распределении приращений разности фаз по поверхности тела на исследуемом участке, при допущении о незначимости приращений интенсивности интерферирующих спеклов в связи с малостью измеряемых перемещений.

Основанием к применению корреляционной ЭЦСИ в экспериментальной механике твёрдого тела является наличие связи между приращениями разности фаз «парно» интерферирующих спеклов в «суммарном деформационном спекл-поле» и перемещениями точек поверхности деформированного тела.

Современные компьютерные технологии обеспечивают вывод на монитор разностных изображений («текущее» - «исходное») с частотой десятки кадров в секунду, что позволяет

отслеживать процесс деформирования методом корреляционной ЭЦСИ для большинства испытаний в режиме реального времени.

Для исследования процесса деформации плоского образца с отверстием, при теоретическом коэффициенте концентрации напряжений $K_t = 2,6$, использовался специализированный портативный спекл-интерферометр. В его состав входят лазер, формирующий освещающую волну, система оптических элементов и цифровая видеокамера, сопряжённая с компьютером. Оптическая схема прибора позволяет независимо регистрировать интерферограммы полей перемещений в плоскости образца в направлении его продольной и поперечной осей. Конструкция интерферометра, разработанного в ИМАШ РАН, допускает варьирование габаритов поля наблюдения от 17x20 мм до 27x32 мм. Спекл-интерферометр закреплялся непосредственно на испытательной машине, что позволяло выполнять необходимые измерения в процессе испытаний. Операционное наблюдение за развитием деформаций в концентраторе напряжений осуществлялось при помощи специальной компьютерной программы, обеспечивающей контроль картин полос практически в реальном режиме времени.

В России фактически впервые была реализована система определения деформаций в концентраторе напряжений плоского образца непосредственно на испытательной сервогидравлической машине с использованием специального портативного спекл-интерферометра. Высокая разрешающая способность спекл-интерферометра на уровне десятых микрона диктует жёсткие требования к возможностям смещениям плоскости образца относительно оптической системы интерферометра. Выполнение данных требований позволило получать качественные спекл-интерферограммы не только при малых скоростях начальных квазистатических циклов, но и при циклических нагрузках с частотой до 20Гц.

Исследование остаточных напряжений на плоских образцах с отверстием в зависимости от уровня максимальных напряжений цикла нагружения при заданной наработке показало, что условно-упругие остаточные напряжения возрастают с 288 МПа до 1186 МПа (реальные остаточные напряжения находятся на пределе текучести материала) на образцах сплава 1163АТВ при увеличении максимального напряжения с 176МПа до 235 МПа и одинаковой наработке - 19500 циклов нагружения.

Установлено, что увеличение наработки с 19000 до 39000 циклов нагружения при напряжении 176МПа на образцах сплава 1163АТВ приводит к незначительному росту упругопластических остаточных напряжений с 288 МПа до 359 МПа.

Определена зона пластических деформаций в зависимости от уровня максимальных напряжений цикла и наработки и установлено, что величина пластических (остаточных) деформаций в зоне концентратора напряжений перед началом зарождения трещины, для образцов сплава 1163АТВ при напряжении 233МПа составляет $16-22 \times 10^{-4}$, а при напряжении 249МПа составляет порядка 35×10^{-4} . Определена динамика нарастания пластических (остаточных деформаций) при напряжении 233МПа: 1 цикл - $10,9 \times 10^{-4}$, 3000 цикл - $14,3 \times 10^{-4}$, 6000 цикл - $15,9 \times 10^{-4}$ (образование трещины с одной стороны), 7000 цикл - $21,9 \times 10^{-4}$ (образование трещины с противоположной стороны). Для сплава В95пчТ1 увеличение пластической зоны от наработки незначительно: 1 цикл - $3,6 \times 10^{-4}$, 6000 цикл - $4,8 \times 10^{-4}$.

Исследования показали, что увеличение усталостной наработки (~ в 2 раза) незначительно влияет на остаточные напряжения. Остаточные напряжения на контуре концентратора в большей степени зависят от величины приложенного напряжения, чем от количества циклов нагружения.

ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ ТРЕТЬЕГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Одесский П.Д.¹, Шабалов И.П.², Лихачёв М.В.³, Арсенкин А.М.⁴

¹ЦНИИСК им. В.А.Кучеренко, ОАО «НИЦ «Строительство»

²ООО «Трубные инновационные технологии»

³ООО «Газпромкомплектация»

⁴ИМЕТ РАН

Современные строительные нормы и правила регламентируют применение в металлических конструкциях проката, поставляемого по стандарту ГОСТ 27772-89 и по ГОСТ 19281-89.

Вместе с тем эксплуатационные свойства этих стандартных сталей оказались недостаточными при возведении современных мощных уникальных зданий и сооружений.

В таких сооружениях с середины девяностых годов применяются стали второго поколения, например стали повышенной и высокой прочности по ТУ 14-1-5120-2008 в толщинах 8-50 мм марок 15ХНДА и 10ХСНДА с $\sigma_T=335-390$ Н/мм². Последняя впервые была применена при изготовлении покрытия Большой Спортивной Арены в Лужниках и с тех пор использовалась в целом ряде уникальных зданий и сооружений [1,2]. От стандартных эта сталь отличается высокой дисперсностью структуры (поставляется после термического улучшения), но прежде всего, с достаточно высокой чистотой по вредным примесям: S \leq 0,010%; P \leq 0,015%, т.е. здесь содержание вредных примесей примерно втрое меньше, чем у стандартных сталей. Сочетание высокой дисперсности структуры с высокой чистотой по вредным примесям позволило при высокой прочности обеспечить высокие эксплуатационные свойства: сталь имеет гарантии по ударной вязкости (KCV⁻⁴⁰ \geq 29 Дж/см²), высокие свойства по толщине проката (z-свойства) : $\psi_z \geq 35\%$, важные для листов большой толщины, гарантированную хорошую свариваемость, в частности C_с $<$ 45%.

При выходе действующих норм (СП 16-13330-2011) использование подобных сталей наряду со стандартными фактически регламентировано.

Однако в настоящее время при проектировании и возведении уникальных сооружений стали применять новые виды продукции чёрной металлургии – электросварные трубы большого диаметра и проката трубных сталей. Например, при возведении в г. Казань футбольного стадиона на 45 тыс. зрителей для проведения Универсиады использовались электросварные трубы диаметром до 1420 мм., с толщиной стенки до 46 мм включительно, с гарантированным пределом текучести $\sigma=480$ Н/мм². Здесь надо сказать, что толстые листы для изготовления труб большого диаметра (штрипсы) изготавливают в настоящее время термомеханической прокаткой из металла большой чистоты по вредным примесям (S \leq 0,005%, P \leq 0,010%). Сочетание высокодисперсных структур с высокой чистотой металла позволили выйти на более высокий уровень служебных свойств нежели в прокате второго поколения, необходимый для обеспечения надёжной работы труб в металлических конструкциях. Поэтому эти материалы можно рассматривать как стали третьего поколения для строительных металло-конструкций.

Таблица 1
Гарантируемые величины механических свойств проката по ТУ 14-1-5590-2009

Сталь	σ_T	σ_T	δ_5	KCV, Дж/см ² При температур ^o C		
	Н/мм ²		%	-20	-40	-60
С345	≥ 470	≥ 325	18	108	88	68
С375	≥ 490	≥ 355	18	108	88	68
С390	540-720	≥ 390	18	108	88	68
С440	590-770	≥ 440	18	108	88	68

В настоящей статье рассмотрим техническую документацию и свойства металла труб и толстых листов для таких труб.

В настоящее время прокат для газопроводных труб выпускается в массовом порядке (миллионы тонн в год) в потоке станов методом термомеханической прокатки с последующим ускоренным охлаждением. В нашей стране производство подобного проката, в частности, имеет место на новейших станах «5000» Магнитогорского металлургического комбината (ММК) и Выксунского металлургического завода (ВМЗ). Поставка подобного проката как материала для собственно строительных металлических конструкций в качестве сопутствующей области применения является обычной практикой металлургических предприятий на что, в частности указывает зарубежный опыт, (например, завода Dillinger в Германии).

Для промышленного выпуска рассматриваемых сталей были разработаны специальные технические условия на прокат из сталей С345, С375, С390, С440 толщиной 8...50 мм. Нормативные величины основных механических свойств указаны в табл. 1.

Обращают на себя внимание беспрецедентно высокие гарантии по ударной вязкости: для сталей второго поколения давались значения $KCV^{40} > 29 \text{ Дж/см}^2$.

Таблица 2

Химический состав исследуемого проката.

№ плавки	Изготовит ель	Сталь	Содержание элементов, %													
			C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Nb	V	Al	Ti	N	Ca
1	ММК	С390	0,09	1,44	0,22	0,004	0,011	0,02	0,02	0,03	0,063	0,054	0,035	0,016	0,006	0,020
2	ММК	С440	0,08	1,52	0,31	0,025	0,009	0,02	0,02	0,03	0,05	0,03	0,048	0,019	0,007	0,020
3	ВМЗ	С440	0,07	1,64	0,21	0,0008	0,006	0,017	0,184	0,17	0,056	0,046	0,025	0,017	0,058	0,016
4*	*	С440	0,083	1,59	0,311	0,07	0,011	0,029	0,201	0,17	0,052	0,050	0,028	0,021	0,065	0,010

4* - производитель « Dillinger Hütte » (Германия). На металле листа 4 проводился полный газовый анализ: кислорода 0,0009%; водорода 0,0009% .

По химическому составу сталь соответствует классической марке для контролируемой прокатки типа 10Г2ФБ с высокой чистотой металла по вредным примесям.

Исследования проводили на листах ходовой толщины ≈ 20 мм из сталей С390 и С440 (таблица 2). Обращает на себя внимание низкое содержание вредных примесей ($S \leq 0,007\%$; $P \leq 0,01\%$) и газов.

При оценке инженерных свойств исследовались прокат как основной металл, а также свариваемость новой стали.

При испытаниях на растяжение плоских образцов натурной толщины 22x30x450мм получены следующие результаты для сталей (Таблица 3). При достаточно высокой прочности наблюдается хорошая пластичность: $\delta_s \geq 20\%$. Ударная вязкость определялась на образцах с U-образным и острым V-образным надрезами в диапазоне климатических температур (табл. 4), и имела исключительно высокие значения для проката, применяемого в строительных металлических конструкциях.

Во всём диапазоне температур разрушение имело вязкий характер: излом был полностью волокнистым, в том числе при минус 70°С. Большая энергоёмкость вязкого разрушения стали проявилась в независимости величины ударной вязкости от остроты надреза. Понятно, что стали с наблюдаемыми свойствами ($\psi_s > 75\%$) обеспечат высокую эксплуатационную надёжность конструкций, в том числе при работе в узлах.

Высокий комплекс эксплуатационных свойств рассматриваемого проката обусловлен дисперсной структурой, характерной для стали описываемых химического состава и технологии производства и высокой чистотой стали. Проведен анализ околошовного участка (ОШЗ) зоны термического влияния сварки (ЗТВ), где сварное соединение имеет минимальные свойства. Здесь изучаются кинетика фазовых превращений аустенита в диапазоне скоростей охлаждения, механические свойства металла ОШЗ, склонность к образованию холодных трещин.

Суммируя результаты проведенных экспериментов, можно отметить, что исследуемая сталь обладает достаточно широким благоприятным интервалом скоростей охлаждения, при котором при электросварке обеспечивается достаточно высокое сопротивление хрупким разрушениям.

Таблица 3

№№	Производство	Сталь	$\sigma_{0,02}$, Н/мм ²	σ_T , Н/мм ²	σ_b , Н/мм ²	δ_5 , %
1	ММК	C390	409	434	572	21
2	ММК	C440	511	531	610	22
3	ВМЗ	C440	420	502	606	31
4	Dillinger	C440	458	525	632	20

Таблица 4

Ударная вязкость стали по ТУ 14-1-5590-2009

№№	производство	Сталь	Тип образца	Ударная вязкость, Дж/см ² , при t °C					
				20	0	-20	-40	-60	-70
1	ММК	C390	KCU	300	337	250	225	255	240
			KCV	310	325	300	221	232	230
2	То же	C440	KCU	346	348	350	330	292	317
			KCV	325	352	307	328	290	287
3	ВМЗ	C440	KCV	-	-	-	344	340	336
4	Dillinger	C440	KCV	300	300	290	200	240	100

Сталь оказалась практически изотропной при испытаниях на растяжение. Испытывались гладкие цилиндрические образцы вырезанные по толщине проката (в направлении z). При этом наблюдались следующие величины характеристик для сталей (Табл.5)

Таблица 5

№№. п/п	Завод	Сталь	σ_{tz} , Н/мм ²	σ_{bz} , Н/мм ²	ψ_z , %
1	ММК	C390	440	570	81
2	ММК	C440	480	585	78
3	ВМЗ	C440	570	640	85

На прокате из стали C440 проводились испытания сварных соединений в соответствии с ГОСТ 6996. Из стыкового сварного соединения в соответствии с ГОСТ 6996 были изготовлены плоские разрывные образцы для определения наиболее слабого участка соединения, образцы для испытаний на статический изгиб и образцы с U- и V-образным концентраторами с надрезом по линии сплавления для испытаний на ударную вязкость. При испытании на статическое растяжение образцы разрушались по основному металлу вне зоны термического влияния со свойствами, типичными для основного металла.

При испытании на изгиб на растянутой стороне образца не возникало трещин вплоть до угла изгиба 180°. Результаты испытаний на ударный изгиб представлены в табл. 6.

Таблица 6

Ударная вязкость образцов стыкового соединения с надрезом по линии сплавления из стали С440

Тип образца	Ударная вязкость, Дж/см ² , при температуре °С		
	-20	-40	-60
KCV	97	55	29
KCU	-	69	76

Видно, что в любом случае буде удовлетворено требование строительных норм : KCU≥29 Дж/см² при температуре эксплуатации конструкций.

Специально изучалась хладостойкость сварных соединений из обсуждаемых сталей С440 на образцах Кинцеля с наплавкой. Основная характеристика, определяемая при этих испытаниях, - температура нулевой пластичности $T_{ин}$ (за $T_{ин}$ принимается наименьшая температура испытаний, при которой относительное сужение у дна надреза разрушенного образца $\psi=1\%$). Обычно у лучших сортов стали $T_{ин}$ находится в диапазоне климатических температур. В случае рассматриваемой стали производства ММК при минус 40°С $\psi=3,2\%$, при -60 С — $\psi=2,3\%$, у стали производства ВМЗ при $\psi^{-40}=4,1\%$, $\psi^{-60}=3,2\%$, т.е. $T_{ин}$ находится ниже климатических температур. Полученные результаты показывают, что хладноломкость изучаемой стали не грозит. В целом новая сталь имеет хорошую свариваемость, а сварные соединения обладают значительной прочностью, пластичностью и хладостойкостью.

В связи с возведением новых стадионов были разработаны технические условия на электросварные трубы большого диаметра 530-1420 мм, а также на бесшовные трубы.

В ТУ на электросварные трубы, изготавливаемые из описываемых выше толстых листов, регламентировались изделия с пределом текучести 390 Н/мм² (С390) и 480 Н/мм² (С440) с механическими свойствами (Таблица 7)

Таблица 7

Механические свойства металла труб.

Механические свойства	Значение показателя, не менее, при температуре испытания, для класса прочности		
	С390	С440	Т°С
Временное сопротивление σ_b , Н/мм ²	540-730	590-770	+25
Предел текучести σ_s , ($\sigma_{0,2}$), Н/мм ²	390	480	+25
Относительное удлинение δ_s , %	20	20	+25
Ударная вязкость, на образцах с V-образным надрезом, KCV, Дж/см ²	34	34	-40

Идентичный химический состав и механические свойства гарантировались и в случае бесшовных труб. В заключении констатируем, что толстолистовой прокат повышенной и высокой прочности, выпускаемый на новых станах «5000» методами термомеханической прокатки с последующим ускоренным охлаждением из сталей высокой чистоты по сере ($S \leq 0,005\%$), и другим вредным примесям и газам и трубы из него имеют высоко дисперсную структуру, что в свою очередь обеспечивает высокую прочность в сочетании с высокими эксплуатационными свойствами.

Механические свойства исследуемых материалов представлены в таблице 8. Новые технологии производства обсуждаемого металла и высокие инженерные свойства позволяют отнести его к сталям третьего поколения для металлических конструкций и рекомендовать новый материал для применения в наиболее ответственных уникальных инженерных сооружениях.

Механические свойства металла труб большого диаметра по результатам контрольных испытаний

Сортамент сталь труб, мм	Механические свойства металла							
	σ_T	σ_B	δ_5	ψ_z	KCV ⁻⁴⁰	KCV ⁻⁶⁰	KCV ⁻²⁰	HV
	Н/мм ²		%		Дж/см ²			
Ø 1420x45,8	520-670	610-70	20-28	60-70	>300	175-300	127-300	219-254
Ø 1220x30	480-460	570-620	20-30-	70-81	>300	275-300	195-300	183-138
Ø80x40	520-600	510-610	22-27	72-76	>300	180-325	300-325	195-230

ЕДИНАЯ КРИВАЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Романов А.Н.

Россия, ИМАШ РАН, e-mail: alrom37@mail.ru

Показано, что при описании скорости развития трещины в зависимости от скорости накопления повреждений (в отличие от принятой – в зависимости от коэффициента интенсивности напряжений) получаем единую кривую циклической трещиностойкости независимой от условий нагружения. При этом предлагаемый подход позволяет определить предельный размер трещины, а в связи с этим и предельные коэффициенты интенсивности напряжений, по кинетике которых, как и по приращению трещины, возможны оценки уровней накопленных повреждений на разных стадиях развития трещины.

SINGLE CIRCULAR CURVE OF CRACK-RESISTANCE STRUCTURAL MATERIALS

Romanov A.N.

Showed that when describing speed development of crack depending on the rate of accumulation of damage (unlike adopted – depending on the stress intensity factor) we get a circular curve of crack-resistance independent of loading conditions. The proposed approach allows you to define a size limit for a crack, and therefore limit stress intensity factors and the kinetics of which might crack on increment of assessing levels of accumulated damage at different stages of crack propagation.

Принято, что кривая циклической трещиностойкости конструкционных материалов определяется как зависимость скорости развития трещины от коэффициента интенсивности напряжений.

Обработка экспериментальных данных показывает, что скорость развития трещины линейно зависит от скорости накопления повреждений:

$$\frac{dl}{dN} = k \frac{d\eta}{dN} \quad (1)$$

Постоянная « k » в зависимости (1) равна значению приращения трещины Δl_c от исходного значения l_0 до критического l_c . При этом

$$\Delta l_c = l_c - l_0 \quad (2)$$

Тогда с учетом (2) зависимость (1) перепишем в виде:

$$\frac{dl}{dN} = \Delta l_c \frac{d\eta}{dN}. \quad (3)$$

Это в свою очередь означает, что накопление повреждений с ростом числа циклов нагружения может быть описано через приращение длины трещины в виде:

$$\eta_l = \frac{\Delta l_n}{\Delta l_c}, \quad (4)$$

где Δl_n - приращение трещины за «n» циклов нагружения, а скорость накопления повреждений будет равна:

$$\frac{d\eta}{dN} = \frac{1}{\Delta l_c} \cdot \frac{dl}{dN}. \quad (5)$$

Накопленное повреждение хорошо описывается по относительному изменению длины трещины (5) и коэффициента интенсивности напряжений:

$$\eta_{KI} = \frac{\Delta K_{I_n}}{\Delta K_{I_f}}, \quad (6)$$

где ΔK_{I_f} - приращение коэффициента интенсивности напряжений от нулевого значения K_{I_0} до критического значения K_{I_f} :

$$\Delta K_{I_f} = K_{I_f} - K_{I_0}. \quad (7)$$

Тогда скорость накопления повреждений может быть определена в виде:

$$\frac{d\eta}{dN} = \frac{1}{K_{I_f}} \cdot \frac{dK_{I_f}}{dN}, \quad (8)$$

где $\frac{dK_{I_f}}{dN}$ - скорость изменения коэффициента интенсивности напряжений на заданном этапе нагружения.

Таким образом, получаем:

$$\eta_\Sigma = \eta_l = \eta_{KI}, \quad (9)$$

или

$$\frac{d\eta}{dN} = \frac{1}{\Delta l_c} \cdot \frac{dl}{dN} = \frac{1}{\Delta K_{I_f}} \cdot \frac{dK_{I_n}}{dN}, \quad (10)$$

отсюда

$$\frac{dl}{dN} = \frac{\Delta l_c}{\Delta K_{I_f}} \cdot \frac{dK_{I_n}}{dN}, \quad (11)$$

Зависимость (10) можно записать в виде $v_\eta = \bar{v}_l = \bar{v}_{K_I}$. Это означает, что скорость накопления повреждения равна относительной скорости развития трещины или относительной скорости изменения коэффициента интенсивности напряжения, как это следует из зависимостей (5), (8) и (10).

Таким образом, получаем единую (обобщенную) кривую циклической трещиностойкости для любых конструкционных материалов и любых условий нагружения.

Важной особенностью с точки зрения практических приложений является то обстоятельство, что если фиксируется скорость развития трещины и параметры раскрытия в процессе эксплуатации конструкции (или задается на стадии проектирования) и рассчитывается в соответствии с критерием скорость накопления повреждения, то в этом случае может быть определено критическое (предельное) приращение трещины в виде:

$$\Delta l_c = \frac{dl}{dN} \Big/ \frac{d\eta}{dN}, \quad (12)$$

и соответственно критический размер трещины:
для краевой трещины:

$$l_c = l_0 + \Delta l_c, \quad (13)$$

для центральной:

$$l_c = 2(l_0 + \Delta l_c) \quad (14)$$

Это может быть выполнено на любой стадии нагружения, и тогда при последующем нагружении (эксплуатации) уровень накопленного повреждения можно контролировать по длине растущей трещины в соответствии с зависимостью (4) или по росту коэффициента интенсивности напряжений, рассчитываемого по зависимости (6).

Таким образом, существование единой кривой циклической трещиностойкости металлических материалов во всем диапазоне долговечностей (малоцикловая и многоцикловая усталость) независимо от типа материала, его структурного состояния (термообработки), вида нагружения (одночастотное, двухчастотное, асимметричное, с временными выдержками, программное), и условий (температура, частота) нагружения формулирует новые подходы к методам расчета долговечности и живучести конструкций, правилам выбора материала при конструировании, разработке новых материалов, методам их испытания и испытательной технике.

КАПИЛЛЯРНАЯ КОНДЕНСАЦИЯ И КАПИЛЛЯРНОЕ ИСПАРЕНИЕ В ТЕОРИИ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Русанов А.И.

Россия, Санкт-Петербургский государственный университет, E-mail: rusanov@ARI047.spb.edu

CAPILLARY CONDENSATION AND CAPILLARY EVAPORATION IN THE THEORY OF STRENGTH OF MATERIALS

Rusanov A.I.

The phenomenon of capillary condensation discovered more than century ago, is well known in the theory and practice of adsorption in porous bodies. An infant crack is similar to a pore, and capillary condensation can also proceed in a crack. Capillary evaporation is a relatively new phenomenon, and its investigation is at the beginning. Capillary condensation consists of the following. If the fracture of a material occurs in a non-wetting liquid medium, the liquid does not penetrate into the crack interior. As a result, a vacuum appears inside the crack where the liquid evaporates immediately. In both the cases, a phase transition (condensation or evaporation) happens inside a crack, and the two-phase gas-liquid system forms with a corresponding interface. The interface shape is determined by the nature and width of a crack in conjunction with boundary wetting conditions (the contact angle value θ). In the cases of complete wetting ($\theta = 0$) or complete non-wetting ($\theta = \pi$), the interface forms a meniscus directed to the crack tip with its convex side and to the crack lips with its concave side. The subject of this presentation is a crack with a meniscus. The meniscus location inside a crack is calculated, and its displacement is investigated in the course of the crack growth. The effect of a meniscus in a crack on the material strength is estimated.

Открытое более века тому назад явление капиллярной конденсации хорошо известно в теории и практике адсорбции в пористых телах. Зарождающаяся трещина сродни поре и в ней тоже может происходить капиллярная конденсация. Капиллярное испарение – сравнительно новое явление, изучение которого еще только начинается. Суть его состоит в том, что при разрушении материала в несмачивающей жидкой среде последняя не проникает внутрь трещины, и там образуется вакуум, куда сама жидкая среда немедленно испаряется. В обоих случаях внутри трещины происходит фазовый переход (конденсация или испарение) и образуется двухфазная система жидкость–пар с соответствующей межфазной границей. Ее форма определяется природой и шириной трещины в сочетании с краевыми условиями смачивания (величиной краевого угла θ). В случаях полного смачивания ($\theta = 0$) или полного несмачивания ($\theta = \pi$) межфазная поверхность образует мениск, обращенный своей выпуклой стороной к носику трещины и вогнутой – к устью трещины. Тема этого доклада – трещина с

мениском. Рассчитывается положение мениска внутри трещины и исследуется его перемещение в ходе роста трещины. Оценивается влияние мениска в трещине на прочность материала.

В прямолинейной трещине поверхность мениска является цилиндрической, и капиллярная разность давлений дается формулой Лапласа

$$p^\alpha - p^\beta = \gamma / r,$$

где p – гидростатическое давление, γ – поверхностное натяжение, r – радиус кривизны разделяющей поверхности в данной ее точке, символ α относится к фазе с вогнутой стороны поверхности (где давление больше; α – газовая фаза в случае капиллярной конденсации и жидкая фаза в случае капиллярного испарения), а символ β – к фазе, находящейся с выпуклой стороны поверхности и заполняющей носик трещины. В случае капиллярного испарения p^β –

равновесное давление пара жидкости при данной температуре, а p^α можно приравнять атмосферному давлению, если разрушаемое тело находится в жидкости на небольшой глубине. Зная поверхностное натяжение жидкости γ , мы тогда можем рассчитать радиус кривизны разделяющей поверхности независимо от характеристик трещины. Для воды при 20° это дает $r = 730$ нм. По сравнению с капиллярной постоянной воды этот радиус мал, и, значит, можно пренебречь влиянием гравитационного поля и считать цилиндрическую поверхность мениска круговой (с постоянным радиусом для всех точек поверхности). С другой стороны, полученное значение радиуса выходит за границы нанометрового диапазона, а это значит, что можно пренебречь и поверхностными силами и решать всю задачу в рамках классической теории капиллярности. Этот вариант теории и предлагается в данном сообщении.

Прежде всего, устанавливаются условия вхождения мениска внутрь трещины

$$\theta < \pi / 2 - \phi \text{ (капиллярная конденсация),}$$

$$\theta > \pi / 2 + \phi \text{ (капиллярное испарение),}$$

которые связаны не только с краевым углом θ , но и с углом раствора трещины 2ϕ . Затем рассчитывается координата мениска x (ось x соответствует направлению распространения трещины)

$$\frac{x}{r} = \frac{1}{(1 + K^2)^{1/2}} \left(K + \frac{1}{k} \right) - 1,$$

где K – наклон поверхности мениска в точке контакта со стенкой трещины и $k \equiv \tan \phi$ – наклон самой стенки. Следующим шагом является исследование поведения мениска в ходе роста трещины. Рассматриваются два механизма роста трещины: конформный (в котором все геометрические элементы трещины остаются себе подобными и угол ϕ закреплён) и глубинный (в котором закреплена ширина устья трещины H , а угол ϕ уменьшается). Выявлены следующие закономерности. При конформном росте трещины абсолютное положение мениска остается неизменным, т.е. он движется с той же скоростью, что и фронтальная линия трещины. При глубинном росте трещины сохраняется относительное положение мениска (если, например, он был в середине трещины, то там и останется).

Наконец, оценивалась влияние мениска на предел прочности при хрупком разрушении. Для этого вводился специальный термодинамический потенциал J для нагруженных твердых тел во флюидной среде и определялся его максимум с учетом мениска как функции длины трещины c . Для мениска с ненулевым краевым углом θ предел прочности E_t дается выражением

$$E_t = \frac{1}{bc} \left[\sigma^\alpha \cos \phi + \frac{\gamma r}{H} (\sin^2 \phi - \cos^2 \theta) + \frac{1}{2} \frac{dk}{dc} \right]^{1/2},$$

где $b \equiv \pi v / 2Y$ (v – коэффициент Пуассона, Y – модуль Юнга), σ^α – термодинамическое поверхностное натяжение стенки трещины в ее широкой части (в контакте с

фазой α) и κ – термодинамическое линейное натяжение трещины. В приближении Гриффитса ($\phi \approx 0$) это выражение упрощается к виду

$$E_1 \approx \frac{1}{bc} \left[\sigma^\alpha - \frac{\gamma r}{H} \cos^2 \theta + \frac{1}{2} \frac{dk}{dc} \right]^{1/2}.$$

Первое слагаемое в скобках отвечает теории Гриффитса, остальные два играют роль поправок. Поправка на линейное натяжение (связанная с той фазой, которая находится в носике трещины) обсуждалась нами на предыдущей конференции. Теперь нас интересует поправка, связанная с возникновением мениска и представленная вторым слагаемым. Она отрицательна, а это означает, что появление мениска в трещине приводит к снижению предела прочности материала. Здесь возникает и другой вопрос: может ли эта поправка быть настолько значимой, чтобы само появление мениска приводило к разрушению материала? Казалось бы, это может быть достигнуто увеличением радиуса кривизны поверхности, т.е. подбором условий смачивания. Но есть еще условия проникновения мениска внутрь трещины, и они при этом нарушаются. В обычных условиях типично, что мениск не входит в нанотрещины, и они заполняются какой-то одной фазой, от распирающего действия которой (расклинивающего давления) и может зависеть эффект разрушения. Расчет расклинивающего давления в нанотрещине любой формы, содержащей флюидные фазы, производится методами статистической механики.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ “Ведущие научные школы Российской Федерации” № НШ-4464.2012.3 и грантов РФФИ № 12-03-00473 и № 13-03-01081.

Литература

1. Русанов А.И. // Журн. общ. хим. 2000. Т.70. С. 353.
2. Русанов А.И. Термодинамические основы механохимии. СПб.: Наука, 2006.
3. Русанов А.И. // Коллоид. журн. 2008. Т. 70. С. 93.
4. Русанов А.И. // Коллоид. журн. 2008. Т. 70. С. 101.
5. Русанов А.И. // Коллоид. журн. 2009. Т. 71. С. 535.
6. Rusanov A.I. // Int. J. Fracture. 2010. V. 161. P. 53.
7. Бродская Е.Н., Русанов А.И., Куни Ф.М. // Коллоид. журн. 2010. Т. 72. С. 594.
8. Бродская Е.Н., Русанов А.И., Куни Ф.М. // Коллоид. журн. 2010. Т. 72. С. 604.
8. Rusanov A.I. Surface Thermodynamics of Cracks. // Surf. Sci. Rep. 2012. V. 67. P. 117.

АНОМАЛЬНЫЕ ДИФфуЗИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ И РАДИАЦИОННОМ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ СТАЛЕЙ

Сагардзе В.В.

Россия, Екатеринбург, Институт физики металлов УрО РАН, vsagaradze@imp.uran.ru

ANOMALOUS DIFFUSIONAL TRANSFORMATIONS UNDER NANOSTRUCTURATION OF STEELS DUE TO DEFORMATION AND IRRADIATION

Sagaradze V.V.

Russia, Ekaterinburg, Institute of Metal Physics UB RAS, vsagaradze@imp.uran.ru

It was shown that the diffusion redistribution of nickel in the Fe-Cr-Ni alloy takes place under severe deformation and irradiation. The boundary enrichment in nickel (to 50%) is explained by migration of deformation-induced point defects to sinks. The fine particles of Ni₃Ti, Ni₃Al, and Ni₃Si dissolve in displacement cascades in the austenitic matrix under neutron irradiation at 340 K and during deformations. The dissolution of Ni₃Ti intermetallics in the austenitic Fe-Ni-Ti matrix under cold deformation can take place on account of the deformation-induced transfer of Ni and Ti atoms to interstitial sites and their drift in the stress field of moving dislocations with an activation energy of 0.2-0.3 eV.

Фазовые превращения в сплавах при интенсивном деформационном воздействии и облучении высокоэнергетическими частицами (нейтронами, электронами и ионами) имеют некоторую аналогию, так как в обоих случаях образуется большое количество точечных дефектов, способствующих развитию нормальных и аномальных диффузионных процессов при

пониженных температурах. Основное отличие деформационного и радиационного воздействий заключается в том, что при деформации в первую очередь образуются линейные дефекты (дислокации), а затем - точечные дефекты, а при облучении – сначала появляются точечные дефекты, а затем образуются дислокационные петли и обычные дислокации. Это предопределяет основную разницу в фазовых превращениях при радиационном и деформационном воздействиях. Показано, что в процессе облучения быстрыми нейтронами Fe-Cr-Ni сплавов имеет место образование и миграция точечных дефектов на стоки (границы зерен или субзерен), что приводит к обогащению приграничных участков никелем (обратный эффект Киркендала). Подобные приграничные сегрегации никеля (до 2-10% от объема сплава) появляются и при интенсивной холодной деформации. Нами впервые [1] было обнаружено диффузионное перераспределение никеля в сплаве Fe-12Cr-30Ni с обогащением никелем (до 50%) границ вновь образовавшихся при деформации нанозерен и фрагментов. Образование деформационно-индуцированных сегрегаций позволяет предсказывать формирование атомных сегрегаций в сплавах без использования реакторного облучения.

В процессе нейтронного облучения при 340К в реакторе ИВВ-2М имеет место растворение мелких частиц Ni₃Ti, Ni₃Al, Ni₃Si в каскадах смещения в аустенитной матрице. При сильной холодной (300K) деформации ($\epsilon \sim 6$) также обнаружено [2] растворение частиц Ni₃Ti (Al, Si, Zr) в аустените. Как показали расчеты, растворение интерметаллидов Ni₃Ti в аустенитной Fe-Ni-Ti матрице при холодной деформации может происходить при деформационно-индуцированном переводе атомов Ni и Ti в междоузельные положения и их дрейфе в поле напряжения движущихся дислокаций с энергией активации 0,2-0,3 Эв. Исследования аномального низкотемпературного деформационно-индуцированного растворения оксидов Fe₂O₃ и Y₂O₃ в стальной матрице при механическом легировании позволили определить новые пути получения дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) жаропрочных реакторных сталей.

Работа получила частичную финансовую поддержку РФФИ (проект № 11-02-00224) и УрО РАН (проекты № 12-П-2-1043, 12-М-23-2031).

1. Завалишин В.А., Дерягин А.И., Сагарадзе В.В., ФММ, 1993, Т. 75, № 2, с. 90-99.

2. Сагарадзе В.В., МТГОМ, 2008, № 9 (639), с. 19-27.

О ФОРМИРОВАНИИ И РАЗВИТИИ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКОГО СЕГМЕНТА НАЦИОНАЛЬНОЙ НАНОТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СЕТИ

Анашина О.Д.¹, Горынин И.В.², Добаткин С.В.³, Заболотный В.Т.³, Иванов В.Б.⁴, Каблов Е.Н.⁵, Калинин Б.А.⁶, Колмаков А.Г.³, Коротеев А.С.⁷, Кузнецов П.А.², Луценко А.Н.⁵, Парфенов А.А.⁴, Ризаханов Р.Н.⁷, Савченко А.Г.⁸, Солнцев К.А.³, Стриханов М.Н.⁶, Тузов Ю.В.⁴, Шмаков А.А.⁶

¹ *Министерство образования и науки Российской Федерации*

² *Центральный НИИ конструкционных материалов «Прометей»*

³ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*

⁴ *Высокотехнологический НИИ неорганических материалов им. академика А.А. Бочвара*

⁵ *Всероссийский НИИ авиационных материалов*

⁶ *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*

⁷ *Исследовательский центр им. М.В. Келдыша*

⁸ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»*

ON THE FORMATION AND DEVELOPMENT OF MATERIALS SCIENCE SEGMENT OF THE NATIONAL NANOTECHNOLOGICAL NET

Anashina O.D., Gorynin I.V., Dobatkin S.V., Zabolotny V.T., Ivanov V.B., Kablov E.N., Kalin B.A., Kolmakov A.G., Koroteev A.S., Kuznetsov P.A., Lutsenko A.N., Parfenov A.A., Rizakhanov R.N., Savchenko A.G., Solntsev K.A., Strikhanov M.N., Tuzov Yu.V., Shmakov A.A.

Some basic materials science components of Russian National Nanotechnological Net (NNN) are presented. The main achieved results as well as the available problems and perspectives for materials science segment of NNN are discussed.

В 2007 году начата реализация президентской инициативы «Стратегия развития nanoиндустрии» (Стратегия), а в 2008 году – Программы развития nanoиндустрии в Российской Федерации до 2015 года (Программа). Основная задача первого этапа Стратегии и Программы состояла в том, чтобы в 2007-2011 годах сформировать основу отечественной nanoиндустрии в виде национальной нанотехнологической сети (ННС).

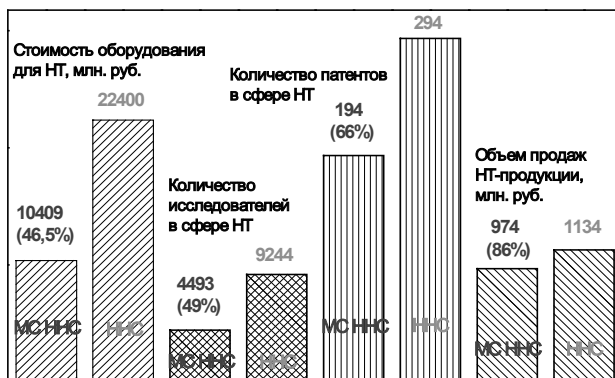
Правительством Российской Федерации были утверждены девять тематических направлений деятельности ННС, пять из которых непосредственно относятся к материаловедческим направлениям (см. таблицу).

Тематические направления деятельности ННС с указанием головных организаций

Тематические направления	Головные организации
Конструкционные наноматериалы	ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», ФГБНУ ТИСНУМ
Композитные наноматериалы	ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ
Функциональные наноматериалы для энергетики	ОАО «ВНИИНМ», НИЯУ МИФИ
Функциональные наноматериалы для космической техники	ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша»
Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества	ИМЕТ РАН

На первом этапе Стратегии и Программы в состав ННС вошли 28 НИИ и вузов России, приоритетными направлениями деятельности которых в сфере нанотехнологий являются материаловедческие направления, указанные в таблице: ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», ФГБНУ ТИСНУМ, ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ, ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», ОАО «ВНИИНМ», НИЯУ МИФИ, ИМЕТ РАН, ДВФУ, Горный университет, ТПУ, НГУ, МЭИ, НИУ «БелГУ», УрФУ, МГСУ, НГТУ, ЮУрГУ, ПНИПУ, УГАТУ, ТюмГУ, СВФУ, МПГУ, РГУ нефти и газа им. И.М. Губкина, Тамбовский ГУ им. Г.Р. Державина, МГУ, НИТУ «МИСиС», СПбГУ, ННГУ.

Показатели организаций - участников ННС за 2011 год



48 организаций ННС, включая 28 организаций МС ННС

Рис. 1. Вклад организаций МС ННС в суммарные показатели ННС на первом этапе реализации Стратегии и Программы

В рамках Федеральной адресной инвестиционной программы на 2007 год и федеральной целевой программы «Развитие инфраструктуры nanoиндустрии в Российской Федерации на 2008-2011 годы» на базе упомянутых организаций, составляющих материаловедческий сегмент ННС (МС ННС), сформирован 31 объект инфраструктуры ННС, в том числе 24 научно-

образовательных центра. При этом было создано более 2400 новых высокотехнологичных рабочих мест. Общий объем средств федерального бюджета, затраченных на эти цели, составил 7,05 млрд. рублей.

К завершению первого этапа Стратегии и Программы общая стоимость оборудования участников МС ННС для выполнения работ в сфере нанотехнологий составила 10,4 млрд. рублей, а количество исследователей в сфере нанотехнологий в этих организациях достигло почти 4500 человек (в том числе: исследователей моложе 39 лет – 36%, докторов наук – 13,5%, кандидатов наук – 32%). Некоторые наиболее важные показатели организаций МС ННС представлены на рис. 1.

Созданные объекты инфраструктуры МС ННС реально функционируют в режиме центров коллективного пользования оборудованием (в среднем, услугами каждого объекта ежегодно пользуется 15 организаций). Некоторые показатели объектов инфраструктуры ННС, находящихся в ведении организаций МС ННС, представлены на рис. 2.

Показатели объектов инфраструктуры ННС за 2011 год



Рис. 2. Основные показатели «материаловедческих» объектов инфраструктуры ННС на первом этапе реализации Стратегии и Программы

С целью максимального содействия выполнению Стратегии и Программы в ноябре 2008 года был образован Материаловедческий научно-образовательный консорциум ННС, в состав которого вошли ведущие организации МС ННС – ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», ОАО «ВНИИНМ», НИЯУ МИФИ, НИТУ «МИСиС», а также Межрегиональное научно-техническое общество материаловедов (МОМ).

В настоящем докладе представлена информация об объектах инфраструктуры ННС, созданных в 2007-2011 годах на базе ведущих организаций МС ННС, и основных достигнутых этими организациями результатах, а также обсуждаются перспективы и проблемы развития МС ННС на втором этапе реализации Стратегии и Программы (2012-2015 годы).

СЕКЦИЯ 1

***ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ
ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА
НАНО-, МИКРО-, И МАКРОУРОВНЯХ. СТАДИЙНОСТЬ
ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В
РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ***

**EVALUATION OF THE ENERGIES OF MIXING FOR ALUMINUM/GALLIUM AND
TITANIUM/CADMIUM, IN CONNECTION WITH THE LIQUID METAL
EMBRITTEMENT EFFECT IN THESE COUPLES**

Shchukin E.D.^{1,2}, Savenko V.I.²

¹*USA, Baltimore, Maryland, Johns Hopkins University*

²*Russia, Moscow, Institute of physical chemistry and electrochemistry RAS,
visavenko@rambler.ru*

Abstract. Thermodynamic approach is developed for evaluations of energetic state of solid-liquid interface surface under different boundary conditions.

The strategy of our research includes juxtaposition of approaches on the atomic scale (*ab initio* calculations), microlevel (particularly, dislocation mechanisms), and macroscopic - thermodynamic evaluation. This last one does not disclose, itself, micromechanisms of the phenomena studied, - but it predicts the "possible and impossible", and prevents serious miscalculations.

In our case of the liquid metal embrittlement (LME) investigations, an important, informative thermodynamical characteristic of the interaction between components A (say, liquid metal with low melting point), and B (solid metal) is the energy (enthalpy) of mixing E_m (or ΔH_m). We have established early (see, for example, [1,2]) that the large positive values of E_m do not show LME effect, because of the weak A-B interaction. Large negative E_m , i.e., very strong interaction is typical for the high strength A-B intermetallic formation. However, small (often - positive) E_m values correspond to the close physical/chemical similarity (affinity) of the A and B components. In this case, the bonds at the A/B interface occur to be the most compensated, i.e., the interfacial energy $\sigma_{A/B}$ is low comparing with the surface energies σ_A and σ_B . In the other words, the bonds B-B, which having been ruptured during the metal B fracture in the presence of the A melt, are close in their energetics to the newly arising A-B bonds. A decisive factor here is kinetics - i.e. the mobility of A atoms: on the one hand, they are needed just in the area of the ruptured B-B bond (crack's tip), and just in the moment (*in statu nascendi*) of its rupture. But on the other hand, very important circumstance is the absence of the necessity of the A-A bonds rupture, - instead of this rupture they are "reconstructed" only, in the course of the flow (shear) in a liquid phase (or in the course of the electrochemical reduction of corresponding cations [3]).

The semi-empirical scheme of the mixing energies E_m calculations has been given by us [1,2], taking into account both traditional local-coordination (quasi-chemical) approach, and evaluation of the covalent part of the bond energies:

$$E_m = (L_A^{0.5} - L_B^{0.5})^2 - 3z_{AB}\Delta\Phi_{AB} + [1 - \exp(-\Delta\Phi_{AB})][2(L_A L_B)^{0.5} + 0.5(V_A + V_B)(\delta_A - \delta_B)^2] \quad (\text{I})$$

Here $L_{A(B)}$ - are sublimation energies; $\Delta\Phi_{AB} = |\Phi_A - \Phi_B|$ is difference in so called electronegativities; Z_{AB} - is some combination of the A and B valences; V_A (V_B) are molar volumes; $\delta_{A(B)} = (L_{A(B)}/V_{A(B)})^{0.5}$ --are Hildebrand solubility parameters.

$$\text{If } \delta_A \cong \delta_B, \text{ then } E_m = (L_A + L_B) - 3z_{AB}\Delta\Phi_{AB} - 2\exp(-\Delta\Phi_{AB})(L_A L_B)^{0.5} \quad (\text{II})$$

These estimations are in good agreement with many experimental data (mentioned in [4]). However, it is questionable: either to use coefficient "3" for the bulk, and "2" - for the surface, or only "2" - in both situations (in calculations presented below, results for both these values are given). We apply now this approach to two principal cases studied in our project.

The case (I) - the interaction between aluminum (component B) and gallium (component A).

We have: $L_{Al} = 3.77$ eV/atom

$\Phi_{Al} = 4.38$ eV/atom

$V_{Al} = 10.0$ cm³/g. atom

$Z_{Al} = z_{Ga} = 3$.

Then:

equation (I) gives:

$L_{Ga} = 2.77$ eV/atom

$\Phi_{Ga} = 4.29$ eV/atom

$V_{Ga} = 118$ cm³/g. atom

$$E_{m(Al/Ga)} \sim +0.14 - 0.13 \text{ eV/atom;}$$

equation (II) gives: $E_{m(Al/Ga)} \sim +0.12 - -0.15$ eV/atom.

These estimations are (at least) 20 times less comparing with cohesion in aluminum and in gallium. This means just the high physical/chemical similarity of Al and Ga, - and leads in turn to very low interfacial energy $\sigma_{Al/Ga}$ predetermining dramatic LME effect.

The case (2) – the interaction between titanium (component B) and cadmium (component A).

We have: $L_{Ti} = 4.88$ eV/atom

$L_{Cd} = 1.09$

eV/atom

$\Phi_{Ti} = 4.15$ eV/atom

$\Phi_{Cd} = 3.80$ eV/atom

$V_{Ti} = 20.0$ cm³/g.atom

$V_{Cd} = 13.0$ cm³/g.atom

Let $z_{AB} \approx (z_A z_B)^{0.5} \approx (2 \times 4)^{0.5} \approx 2.83$.

Then:

equation (I) gives $E_{mTi/Cd} \sim +0.95 - -0.03$ eV/atom;

equation (II) gives $E_{mTi/Cd} \sim +0.74 - -0.26$ eV/atom.

The accuracy is poor of course, - however, it is enough for conclusion that E_m is of the order of only several tenths of eV/atom, i.e., like in the previous case, significantly less than cohesion energy of titanium, thus predicting the low value of $\sigma_{Ti/Cd}$.

References:

1. P.A. Rehbinder and E.D. Shchukin. Surface phenomena in solids during deformation and fracture processes. // In: Progress in Surface Science. (Ed. S.G. Davison). Pergamon Press. Vol.3, Part 2, (1972), p. 97-188.

2. E.D. Shchukin, V.S. Yushchenko. Molecular dynamics simulation of mechanical behaviour. // J. Materials Sci., 16 (1981), p. 313-330.

3. E.D. Shchukin, I.V. Vidsensky, V.I. Savenko. Microscratching in electrochemical cell: the effect of gallium on surface deformation in aluminum. // Colloids and Surfaces. A 142 (1998), p. 175-181

4. E.D. Shchukin. Physical-chemical mechanics in the studies of Peter A. Rehbinder and his school. // Colloids and Surfaces. A 149 (1999), c. 529-537.

INSTABILITY IN PLASTIC DEFORMATION AND FRACTURE OF PARATELLURITE SINGLE CRYSTALS AT HIGH TEMPERATURES

Skvortsova N.P.

Russia, Shubnikov Institute of Crystallography, Russian Academy of Sciences

e-mail: skvortsova49@mail.ru

The phenomenon of high temperature localization of plastic deformation can be described as the strain-induced stratification of crystals and the formation of highly strained domains (the localized shear bands, LSBs) with large shear strains within the practically unstrained matrix at temperatures exceeding $0.5T_m$ (T_m is the melting point). The local shear strain in the LSBs reaches $\sim 10^3$ - $10^4\%$ in ionic crystals [1] and $\sim 10^2\%$ in ionic-covalent crystals [2, 3], with the total average strain in the sample below 10%. Manifestations of localized strain in covalent paratellurite crystals at $T > 900$ K were revealed for the first time in [4]. The local shears are oriented along the most active slip systems in these crystals. This fact indicates that localized strain is caused by the activation of the fast avalanche-like motion of closely spaced dislocations. Actually it is the new deformation mode for the local loss of plastic stability of deformed crystal with the transfer of its plastic flow in the autocatalytic regime strongly correlated motion of large groups of dislocations. However, the nature of shear localization remains unclear in many respects.

In this work the loss of stability of a plastic flow and strain localization in α -TeO₂ single crystals have been experimentally studied under the high-temperature loading. The various channels of the loss of stability in strain were identified, namely: the yield drop, the discontinuous and

nonmonotonic plastic flow, and the global loss of stability, which manifests itself in a catastrophic development of cracks and destruction of the material at strain of $\epsilon > 10\%$. The observed critical stress of the transition to localized flow in TeO_2 exceeds the σ_{crit} value for LiF by approximately two orders of magnitude at a temperature of $0.9T_m$. Thus, a change in the crystal structure and type of interatomic bond significantly affects the occurrence of critical situations (ϵ_{crit} , σ_{crit}) in the dynamic dissipative system of strongly interacting dislocations. Various phenomena accompanying high-temperature strain localization (such as the strain stratification and softening of a material, a local loss of plastic stability and serrated yielding, a sharp increase in the yield strength and microfracture in the LSBs, and the transition from brittle to ductile fracture) reflect the nonlinear behavior of the deformed material as a result of cooperative interaction between various lattice defects. Interpretation of the effect is based on the concepts of self-organization of the defect structure of deformed medium.

References

1. N. P. Skvortsova, *Kristallografiya* 47, 697 (2002) [*Crystallogr. Rep.* 47, 641 (2002)].
2. N. P. Skvortsova, *Fiz. Tverd. Tela* 48, 70 (2006) [*Phys. Solid State* 48, 73 (2006)].
3. N. P. Skvortsova, E. A. Krivandina, and D. N. Karimov, *Fiz. Tverd. Tela* 50, 639 (2008) [*Phys. Solid State* 50, 665 (2008)].
4. N. P. Skvortsova, V.A. Lomonov, and A.V. Vinogradov, *Kristallografiya* 56, 72 (2011) [*Crystallogr. Rep.* 56, 67 (2011)].

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ В ОБЛАСТИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ

Алехин В.П.

Россия, Московский государственный индустриальный университет, alexin_valentin@mail.ru

Physical regularities of deformation of the surface layers of materials

VP Alekhin

The analysis of key factors responsible for the peculiarities of plastic flow in the surface layers of materials in terms of registration of structural and energetic patterns of birth, reproduction and thermally activated dislocation motion near the free surface of a solid. Examined the stresses of heterogeneous and homogeneous nucleation of dislocations at the surface and in the bulk crystal. We propose a model of condensation nucleation of dislocations in the surface layers of the crystal. The influence of image forces on the kinetics of the interaction and propagation of dislocations near a free surface, and especially the atomic-electronic structure, lattice dynamics and thermodynamic parameters near the free surface of a solid. The estimation of the rate of dislocation motion and thermal activation analysis of the kinetics of microstrain in crystals Si, Ge and Mo above and below the macroscopic yield point. The physical nature and the structural-kinetic patterns microplastic strain in the temperature range of brittle fracture, as well as refined physical model of dislocations in crystals with high Peierls relief at low and medium voltage and low temperatures.

В настоящей докладе поставлена задача установления основных физических закономерностей микропластической деформации поверхностных слоев твердого тела ниже и выше температурного порога хрупкости и их влияния на общую макроскопическую кинетику деформационного упрочнения. В соответствии с поставленной задачей. Рассмотрены основные закономерности характера формирования и эволюции дислокационной структуры в приповерхностных и внутренних слоях материала на начальной стадии деформации и их влияние на кинетику различных стадий деформационного упрочнения. Изучены закономерности микродеформации поверхностных слоев молибдена методами микротвердости, трансмиссионной электронной микроскопии, внутреннего трения и акустической эмиссии. Измерен профиль дефектов в приповерхностном слое молибдена методом резерфордского обратного рассеяния протонов. Показано, что за физическую природу зуба текучести ответственна микродеформация поверхностных слоев на начальной стадии деформирования.

Проведен анализ основных факторов, ответственных за особенности пластического течения в приповерхностных слоях материалов с позиций учета структурно-энергетических закономерностей зарождения, размножения и термоактивируемого движения дислокаций вблизи свободной поверхности твердого тела. Рассмотрены величины напряжений гетерогенного и

гомогенного зарождения дислокаций на поверхности и в объеме кристалла. Предложена конденсационная модель зарождения дислокаций в приповерхностных слоях кристалла. Рассмотрено влияние сил изображения на кинетику взаимодействия и размножение дислокаций вблизи свободной поверхности, а также особенности атомно-электронной структуры, динамики решетки и термодинамических параметров вблизи свободной поверхности твердого тела.

Проведена оценка скорости движения дислокаций и термоактивационный анализ кинетики микродеформации в монокристаллах Si, Ge и Mo ниже и выше макроскопического предела текучести.

Рассмотрена физическая природа и структурно-кинетические закономерности микропластической деформации в температурном интервале хрупкого разрушения, а также уточнена физическая модель движения дислокаций в кристаллах с высоким рельефом Пайерлса в области малых и средних величин напряжений и низких температур.

Предложенные в работе физические представления о природе низкотемпературной микропластичности материалов в области низких величин напряжений позволили объяснить широкий спектр экспериментальных результатов, представленных в настоящей работе, а также ряд ранее полученных и не нашедших строгого объяснения литературных данных: резкое снижение напряжений зарождения и размножения дислокаций при знакопеременных нагрузках; физическая природа интенсификации микропластического течения в поверхностных слоях материалов и последующего усталостного разрушения при циклических нагрузках; физическая природа легкодействующих поверхностных источников дислокаций; переползание участков дислокаций, выходящих на свободную поверхность; появление донорного (а в ряде случаев и акцепторного) эффекта при микродеформации; образование кластеров из точечных дефектов, приводящих к хрупкому разрушению полупроводниковых материалов после процессов низкотемпературной обработки (резка, скрайбирование, шлифовка, полировка и др.).

Практическая актуальность проблемы, которой посвящена данная работа, заключается в том, что знание основных физических закономерностей поведения поверхностных слоев материалов как ниже, так и выше температурного порога хрупкости позволяет рекомендовать практике научно обоснованные методы обработки, упрочнения и формоизменения материалов, а также сформулировать основные критерии и принципы методов локализации, интенсификации и управления кинетикой микропластической деформации применительно к оптимизации ряда технологических процессов (шлифовка, полировка, поверхностные способы упрочнения и обработки материалов, способы твердофазного соединения материалов и др.).

АНАЛИЗ ПРОФИЛЯ СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЯ

Алфёрова Е.А.¹, Лычагин Д.В.^{1,2}, Федосеев С.Н.¹

¹Юргинский технологический институт национального исследовательского Томского политехнического университета,

*²Национальный исследовательский Томский государственный университет,
katerina525@mail.ru*

PROFILE ANALYSIS OF STRUCTURAL ELEMENTS OF DEFORMATION RELIEF OF NICKEL SINGLE CRYSTAL

Alferova E.A.1, Lychagin D.V.1,2, Fedoseev S.N.1

The parameters of strain relief of nickel single crystals were investigated using microinterferometer NewView 7200. A shear value of the structural elements of the relief was determined. It is shown that traces the shift in the evolving structural elements of the strain relief of the next scale level. Thus the organization is shifting in such a way as to reduce the amount of heterogeneity of deformation.

Картина деформационного рельефа, формирующаяся на поверхности, пластически деформированного металла свидетельствует о том, что деформация не является однородной. Существует мнение, что она сосредоточена в относительно небольшом числе атомных плоскостей. Обсуждается обоснованность выводов о внутренних процессах на основе анализа на

поверхности. Однако, совершенно очевидно, что картина, формирующаяся на поверхности, зависит от внутренних процессов и структуры материала.

В более ранних работах авторы проводили обширные исследования по изучению неоднородности деформации [1] во взаимосвязи с типом структурных элементов деформационного рельефа (СЭДР). В результате было выявлено, что величина неоднородности деформации для локальных областей (размером порядка 0,5...3 мм – домен деформации), занятых тем или иным структурным элементом рельефа, очень близка и не зависит от его типа. Распределения неоднородности деформации вдоль отдельного СЭ позволило выявить его осциллирующий характер, а также определить, что отдельный след сдвига, аккомодационная полоса, мезо- или макрополоса не является местом локализации деформации. В связи с этим, интересно подвергнуть анализу профиль каждого из СЭДР.

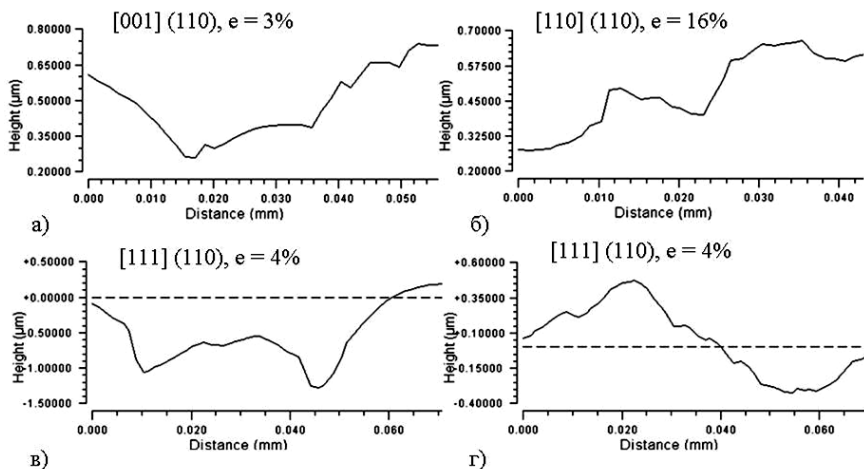


Рис. 1. Профиль следов сдвига (а), мезополос (б), макрополос (в-г) деформации. Кристаллографическая ориентация и степень деформации указана на рисунке

Известно, следы сдвига образуются для всех рассматриваемых ориентаций. В дальнейшем тип СЭДР определяется кристаллографической ориентацией оси сжатия. Для [001]-монокристаллов это пачки следов и аккомодационные полосы, для [110]-монокристаллов – мезополосы, для [111]-монокристаллов – макрополосы и складки.

На рис. 1 показан профиль следов сдвига, мезо- и макрополос деформации, полученный с помощью интерференционной профилометрии. Рассмотрение и анализ данных позволяет выделить ряд общих черт в образовании различных элементов деформационного рельефа. Во всех случаях можно наблюдать отдельные ступеньки сдвига внутри более крупных СЭДР, таких как мезо- и макрополосы деформации (рис. 1, б, г). В ряде случаев формирование мезо- и макрополос деформации дополнительно сопровождается искривлением поверхности образца, без ярко выраженных ступенек в локальных областях.

Наиболее заметное отличие отмечается при развитии макрополос деформации. В этом случае при анализе профиля хорошо развитых макрополос можно выделить области экструзии и интрузии материала (рис. 1, в). При этом сама макрополоса представляет собой область экструзии материала, которая сопровождается формированием интрузии материала по границам полосы. Интересно, что аналогичный характер наблюдали авторы работы [2] при изучении циклической деформации. В указанной работе данные полосы определены как полосы устойчивого скольжения (PSM - persistent slip bands), также сообщается, что они развивались из множества параллельных линий скольжения. Профиль области экструзии имеет сложную форму с некоторыми неровностями по вершине (рис. 1 в). Области интрузии, вероятно, растут в направлении активной плоскости скольжения, что также подтверждается и в работе [2].

В таблице приведены значения величины сдвига характерной для различных

структурных элементов деформационного рельефа. Общей тенденцией является то, что величина сдвига увеличивается вместе с масштабом СЭДР, при этом в следах, образующих мезо- и макрополосы величина сдвига близка (при сравнении нижней границы значений). Следует отдельно обсудить то, что величина сдвига для всех рассмотренных типов структурных элементов рельефа, а также для следов, формирующих, их имеет очень широкий диапазон значений. Это связано со степенью развития рельефа.

Таблица

Величина сдвига в различных структурных элементах деформационного рельефа

Материал, ориентация и степень деформации	Тип СЭДР	Величина сдвига P , нм
Ni [001] {110}, $e = 3\%$	Следы сдвига	230...1390
Ni [110] (112), $e = 16\%$	Мезополосы	1900...3760
	Следы сдвига внутри мезополос	80...300
Ni [110] (110), $e = 16\%$	* значения близки данным по гранц (112)	
Ni [111] (110), $e = 10\%$, $t = 400^\circ\text{C}$	Макрополосы	1700...11200
	Следы сдвига внутри макрополос	100...1300

В работе показано, что рост сдвига в следах скольжения и их дальнейшее объединение в микропачки, когда сдвиг идет в нескольких параллельно расположенных плоскостях, приводит к формированию различных СЭДР на поверхности. При этом согласованный сдвиг в микропачках создает объемный мезо- или макрокопический элемент деформации. Организация сдвига идет таким образом, чтобы снизить величину неоднородности деформации и обеспечить целостность образца при сжатии.

Литература

1. Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Шаехов Р.В., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. Неоднородность деформации в монокристаллах никеля с разной иерархией структурных элементов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. – Т. 4. – № 2. – С. 26-35.
2. Man J., Klapetek P., Man O., Weidner A., Obrtl'k K. and Pola'k J. Extrusions and intrusions in fatigued metals. Part 2. AFM and EBSD study of the early growth of extrusions and intrusions in 316L steel fatigued at room temperature // Philosophical Magazine. – 2009. – V. 89. – № 16. – P. 1337–1372.

ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ

Андриевский Р.А.

Россия, Институт проблем химической физики РАН, E-mail: ara@icp.ac.ru

THE RADIATION DEFECT EFFECT ON STRENGTH OF NANOMATERIALS

Andrievski R.A.

There are favorable conditions for the radiation defects removal in nanomaterials due to many interfaces in nanostructures. The irradiation effect by ions in accelerators and neutrons in reactors on structure and mechanical properties of nanomaterials-based metals (Ni, Pd, Cu, W, Cu/V, Cu/Nb, etc.), alloyed steels and compounds (TiNi, ZrO₂, SiC, TiN, VN, TiB₂, B₄C, etc.) are generalized and discussed in detail. The radiation defect thermal stability problem is accented. The special attention is drawn to the ferritic and ferritic-martensitic nanostructured steels as well as silicon carbide which are characterized by sufficient mechanical properties and low swelling. Results of microscopic approaches and molecular dynamics are also characterized. Some unsolved problems such as abnormal grain growth in nanomaterials and their optimal technology methods are emphasized.

Благодаря обильному наличию поверхностей раздела, в наноструктурах создаются благоприятные условия для удаления радиационных дефектов и это делает наноматериалы более толерантными к влиянию облучения по сравнению с их крупнозернистыми аналогами. В докладе обобщены данные о влиянии облучения на структуру и механические свойства металлов (Ni, Pd, Cu, W, Cu/V, Cu/Nb и др.), сплавов и соединений (TiNi, ZrO₂, SiC, TiN, VN, TiB₂, В₄С и др.) в нанокристаллическом состоянии. Детально изложены современные достижения в разработке наноматериалов на основе ферритных и феррито-мартенситных сталей и карбида кремния, которые характеризуются достаточным уровнем механических свойств и низким свеллингом. Проанализировано влияние облучения на ускорителях высокоэнергетическими ионами, а также в условиях воздействия нейтронами в реакторных экспериментах. В случае радиационно-стойких наноструктурных сталей характеризуется роль нановключений на основе оксидов титана и иттрия (типа Y₂Ti₂O₇ и Y₂TiO₃) размером 2-5 нм, термическая стабильность которых сохраняется вплоть до 1000°С, в формировании механических свойств.

Описаны также результаты микроскопических подходов и моделирования методами молекулярной динамики. Обращено внимание на проявление аномального роста зерен, который нивелирует возможные преимущества наноматериалов как радиационно-стойких объектов.

Литература

1. Р.А. Андриевский. Основы наноструктурного материаловедения. Возможности и проблемы. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2012. – 252 с.
2. Андриевский Р.А. Влияние облучения на свойства наноматериалов. Физика металлов и металловедение 110, 243-254 (2010).
3. Андриевский Р.А. Радиационная стабильность наноматериалов. Российские нанотехнологии 6, №5-6 (2011).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КРИТЕРИЯ ОРИЕНТИРОВАННОГО РАЗРУШЕНИЯ

Багмутов В.П.¹, Богданов Е.П.², Шкода И.А.³

¹Волгоградский государственный технический университет, ²Волгоградский государственный аграрный университет, ³КТИ (филиал ВолгГТУ)
sopromat@vstu.ru

DEFINITION OF PARAMETERS OF CRITERION OF THE DIRECTED DESTRUCTION

Bagmutov V.P., Bogdanov E. P., Shkoda I. A.

The technique of numerically-experimental definition of parameters of statistical criterion of the directed destruction with use FEM of model CPH (close-paced hexagonal lattice) of a polycrystal and tests of samples for specimens with annular stress concentrators is offered. Comparison of the description of strength with other criteria is made.

В работе [1] для материалов с малой прочностной анизотропией, у кристаллов которых отсутствуют плоскости спайности или, напротив, имеется очень много семейств плоскостей спайности, разработан статистический критерий ориентированного разрушения, основанный на зависимости концентрации микронапряжений от вида напряженного состояния. Предполагается, что зарождающиеся микротрещины возникают в плоскостях, ориентация которых близка к главной площадке, соответствующей главному макроscopicкому напряжению σ_1 .

Локальным критерием разрушения является $\xi_{11} \geq \xi_c$. Здесь ξ_{11} - микронапряжение, причем математическое ожидание $\langle \xi_{11} \rangle = \sigma_1$. Статистические критерии ранее апробированы на ряде сплавов с кубической кристаллической решеткой с определением относительных параметров критерия на основе численных экспериментов в рамках модели Фойгта и МКЭ [1].

Здесь рассматривается методика расчета параметров критерия для поликристаллов с гексагональной плотно упакованной кристаллической решеткой, для которых величины этих параметров сильно зависят от вида используемой модели, по сравнению с кубическими кристаллами, что связано с меньшей симметрией упругих свойств ГПУ кристаллов. Для создания

различных видов напряженных состояний были использованы цилиндрические гладкие образцы и с кольцевыми надрезами различной остроты (2,3; 1,5; 0,85; 0,5 мм, d/D=0,707) из титанового сплава 5В. Определялось кривые деформирования $S_1 - e_1$, где S_1 - осреднённое истинное напряжение и истинная деформация в зоне концентратора $e_i = 2 \ln(d_0 / d_i)$. При определении интенсивности напряжений S_i в сечении использовались решения Бриджмена и Давиденкова. Установлено, что для малых радиусов кривизны в кольцевых надрезах поправка по Бриджмену лучше обеспечивает соответствие единой кривой деформирования в координатах $s_i - e_i$.

Поэтому именно она использовалась в расчётах для определения интенсивности напряжений S_i

Критерий ориентированного разрушения представлен в удобном для расчетов виде:

$$s_i^c = s_p^c / (\chi_q \sqrt{P(n_1^2 + n_2^2 + n_3^2) + 2Q(n_1 \cdot n_2 + n_2 \cdot n_3) + 2F \cdot n_2 \cdot n_3 + (1 - \chi_q \sqrt{P}) \cdot n_1}), \quad (1)$$

Здесь: $\chi_q = S_p^C / S_s^C$, S_p^C , S_s^C истинные разрушающие напряжения при растяжении и сжатии; $n_1 = S_1 / s_i$; $n_2 = S_2 / s_i$; $n_3 = S_3 / s_i$ - относительные параметры, характеризующие напряженное состояние в точке разрушения определялись через параметр Лоде μ_σ и показатель жесткости напряженного состояния $N = 3\sigma_0 / s_i$; По Бриджмену для центральной части сечения в шейке, где начинается разрушение, $N = 1 + 3 \ln(1 + d / (4R))$, а $\mu_\sigma = -1$.

Параметры $P = \frac{D(\bar{\xi}_{11}^{(1)})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})}$, $Q = \frac{cov_{12}(\bar{\xi}_{11})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})}$, $F = \frac{cov_{23}(\bar{\xi}_{11})}{D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})}$ предварительно определялись по результатам численного расчёта МКЭ поля микронапряжений на модели поликристалла для различных материалов с ГПУ решеткой [2]. Здесь $D(\bar{\xi}_{11}^{(2)})$; $cov_{xz}(\bar{\xi}_{11})$ дисперсии и ковариации микронапряжений, ответственных за разрушение, вызываемые действием единичных главных напряжений σ_x, σ_z . Получено, что для α - титанового сплава $P=0,57 \pm 0,096$; $Q=-0,48 \pm 0,105$; $F=0,095 \pm 0,065$. Для уточнения параметров статистического критерия (1) производилась варьирование P, Q, F, χ_q с целью минимизации суммы квадратов разностей теоретических и экспериментальных значений разрушающих напряжений для каждого типа радиусов кривизны. При этом учитывались ограничения на изменение этих параметров, полученные в результате исследования девиаторного и меридианного сечений поверхности разрушения при использовании физических и статистических ограничений. После минимизации получено: $\chi_r = 0,45$, $P=0,59$; $Q=-0,49$; $F=-0,17$. Величины параметров P и Q находятся внутри доверительного интервала, полученного расчетом МКЭ, только значение F выходит за пределы, полученные МКЭ моделированием [2]. Это видимо, связано с ограничениями модели, в качестве которой использована поликристаллическая пластинка, толщина которой равна размеру зерна.

Произведено сравнение точности описания разрушения с другими критериями прочности, которые являются частными случаями критерия (1). При значениях параметров P=1, Q=F=-0,5, критерий (1) соответствует критерию Писаренко-Лебедева. При P=1, Q=F=- ν , где ν коэффициент Пуассона, равный для титана 0,32, критерий (1) соответствует критерию Волкова. При этих фиксированных значениях параметров P, Q, F производилась минимизация разностей теоретических и экспериментальных разрушающих напряжений с целью отыскания параметра χ_r для критериев Писаренко-Лебедева и Волкова. Получено $\chi_r = 0,63$ и 1,72 соответственно. По критерию Волкова прочность при растяжении значительно больше, чем для сжатия, что не подтверждается экспериментом. Установлено, что для исследованной области напряженных состояний критерий ориентированного разрушения и критерий Писаренко-Лебедева дают приблизительно одинаковые результаты. Однако в области наиболее опасных напряженных состояний, близких к всестороннему растяжению, критерий Писаренко-Лебедева более чем в 2,5 раза завышает прочность по сравнению с критерием (1).

Библиографический список

1. Багмутов, В. П., Богданов Е. П.//Проблемы машиностроения и надёжности №1, 2004, С. 24-30.
 2. Багмутов, В. П., Богданов Е. П., Шкода И. А.// Изв. ВолгГТУ. Серия «Проблемы материалообедения, сварки и прочности в машиностроении» / Волгоград, 2011. – № 5 (78). – С. 67-72.
- Работа выполнена в рамках ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" (Гос. контракт № 14.В37.21.1091)

ДЕФОРМИРОВАНИЕ ТРАНСТРОПНЫХ ПЛАСТИН С ПОНИЖЕННОЙ СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬЮ ПОЛЗУЧЕСТИ В ПОПЕРЕЧНО-СДВИГОВОМ НАПРАВЛЕНИИ

Банщикова И.А.

Россия, Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, e-mail: binnan@ya.ru

DEFORMATION OF TRANSTROPIC PLATES WITH THE LOWERED RESISTANCE TO CREEP INTO CROSS-SHEARING DIRECTION

Banshchikova I. A.

Russia, M.A. Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS

Problems of plates torsion from alloys with the lowered resistibility to deformations of creep in a direction under a corner of 45 degrees to a direction of a plate normal are considered. From results of calculations insignificant acceleration of deformation process of in a sign-variable saddle surface in comparison with calculation in isotropic statement follows.

Большинство современных конструкционных материалов обладают такими особенностями поведения при ползучести, как анизотропия, разносопротивляемость растяжению и сжатию, что существенно усложняет разработку методов решения задач. В [1] рассмотрены задачи изгиба пластин из трансверсально-изотропных сплавов с пониженной сопротивляемостью деформациям ползучести в направлении толщины. Из результатов расчетов для пластин из сплавов АК4-1Т и В95пчТ2, представленных в этих работах следует замедление процесса деформирования в знакопеременную седлообразную поверхность в задаче кручения пластины и ускорение процесса деформирования в поверхность цилиндрической формы в задаче изгиба пластины по сравнению с расчетом в изотропной постановке.

Для сплава В95пчТ2 при $T=180$ на основании проведенных экспериментов на растяжение и сжатие установлена существенная анизотропия и разносопротивляемость при ползучести, а также определено самое слабое направление под углом 45° к нормали плиты [2]. На рис.1 в логарифмических координатах приведены результаты экспериментов на ползучести при постоянных напряжениях на растяжение образцов, вырезанных из плиты толщиной 50 мм, в продольном (вдоль проката), поперечном и по нормали плиты направлениям, на сжатие в продольном направлении и на растяжение образцов, вырезанных под углом 45° к направлению нормали плиты. Для аппроксимации экспериментальных данных на установившейся стадии ползучести используется степенная зависимость $\eta = \dot{\epsilon}^c = B\sigma^n$ (закон Нортонa). На основании этих результатов получены следующие коэффициенты: $B_0 = 6,3 \cdot 10^{-31} (\text{МПа})^{-n} \text{c}^{-1}$ – для продольного, поперечного направлений и направления по нормали плиты при растяжении; $B_\Delta = 3,9 \cdot 10^{-30} (\text{МПа})^{-n} \text{c}^{-1}$ – для направления под углом 45° к нормали плиты на растяжение; $B_\bullet = 2 \cdot 10^{-31} (\text{МПа})^{-n} \text{c}^{-1}$ – для продольного направления плиты при сжатии. Показатель ползучести $n = 10$ одинаков для всех направлений и не зависит от знака прикладываемой нагрузки. Видно, что интенсивности процесса для продольного направления на растяжение и на сжатие отличаются более чем в три раза. Сравнение результатов экспериментов на растяжение для образцов, вырезанных под углом 45° к направлению нормали плиты с результатами экспериментов на растяжение для продольного, поперечного и по нормали плиты направлений показывает увеличение интенсивности процесса ползучести почти в 6 раз.

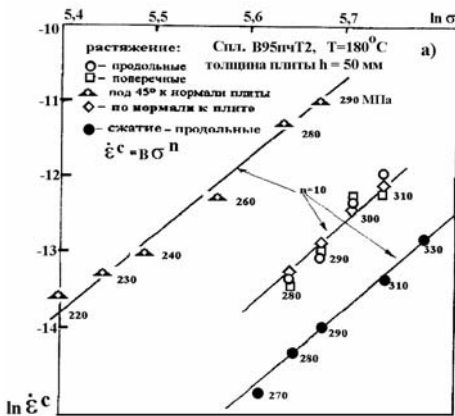


Рис. 1.

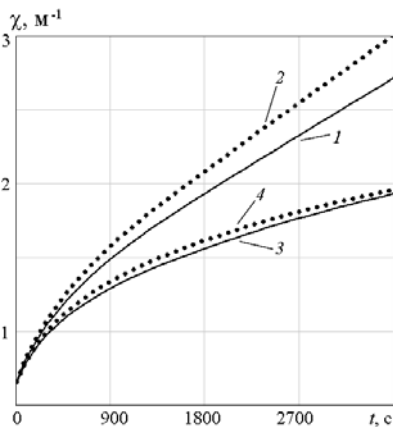


Рис. 2.

При произвольном напряженном состоянии процесс ползучести можно описать в виде $\eta_{ij} = \partial\Phi/\partial\sigma_{ij}$, $\Phi = T^{n+1}/(n+1)$, где η_{ij} , σ_{ij} – компоненты тензора скоростей деформаций ползучести и напряжений; Φ – скалярная потенциальная функция тензора напряжений; T^2 – квадратичная форма напряжений. Рассматривается случай анизотропного материала, когда скорость деформаций одномерной ползучести связана с напряжением соотношением $\eta = B\sigma^n$, где коэффициент B меняется в зависимости от направления, а константа материала n одинакова для всех направлений. T^2 для ортотропного несжимаемого материала в системе координат оси которой совмещены с главными осями анизотропии, имеет вид [3]

$$T(\sigma_{ij}) = \left(A_{11}(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + A_{22}(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + A_{33}(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2A_{12}\sigma_{12}^2 + 2A_{23}\sigma_{23}^2 + 2A_{31}\sigma_{31}^2 \right)^{0,5}$$

. Коэффициенты квадратичных форм A_{ij} определяются следующим образом

$$2A_{11} = B_2^m + B_3^m - B_1^m, \quad 2A_{22} = B_3^m + B_1^m - B_2^m, \quad 2A_{33} = B_1^m + B_2^m - B_3^m,$$

$$2A_{12} = 4B_{12}^m - A_{11} - A_{22}, \quad 2A_{23} = 4B_{23}^m - A_{22} - A_{33}, \quad 2A_{31} = 4B_{31}^m - A_{33} - A_{11}.$$

Коэффициенты B_1 , B_2 , B_3 – характеристики одномерной ползучести в трех главных направлениях, B_{12} , B_{23} , B_{31} – аналогичные характеристики в трех направлениях вдоль осей в системе координат, полученной поворотом исходной системы координат на 45° , $m = 2/(n+1)$

Для скоростей деформаций ползучести имеем $\eta_{11} = T^{n-1}((A_{22} + A_{33})\sigma_{11} - A_{33}\sigma_{22} - A_{22}\sigma_{33})$, $\eta_{12} = 2T^{n-1}A_{12}\sigma_{12}$. Остальные компоненты получаются циклической перестановкой индексов.

При решении задач изгиба изотропных пластин влияние поперечных касательных напряжений, как правило, не существенно и проявляется в краевых зонах вблизи ребер и отверстий [4]. В случае анизотропного материала это влияние может оказаться значительным. На рис. 2. представлены результаты расчетов методом конечных элементов кривизны $\chi = \chi_{12}$ для пластины ($a = b = 0,09$ м, $-a \leq x_i \leq a$ ($i=1, 2$), толщина $h=20$ мм, направление 3 совпадает с нормалью к пластине), скручиваемой четырьмя силами, приложенными в углах $Q = 3,2 \cdot 10^{-2}$ МН, $t = 1$ ч в знакопеременную седлообразную поверхность для изотропного (линии 1, 3) и с учетом слабого направления под углом 45° к направлению нормали (линии 2, 4) для сплава

B95пчТ2 ($T=180\text{ }^{\circ}\text{C}$) , $\nu = 0,4$, $E = 55\ 000$ МПа. Расчеты проводились только с учетом свойств материала на растяжение при $B_1 = B_2 = B_3 = B_{12} = B$, $B_{23} = B_{31} = B_{\Delta}$. Линии 1, 2 и 3, 4 – расчет в геометрически линейной и нелинейной постановках соответственно. Результаты вычислений свидетельствуют о том, что процесс деформирования пластины с учетом слабого направления под углом 45° к направлению нормали происходит на 14 % (линии 1, 2) и 5% (линии 3, 4) быстрее по сравнению с процессом деформирования пластины из изотропного материала. Значительный вклад на процесс деформирования оказывают деформации срединной поверхности. Аналогичные расчеты показывают менее существенное влияние пониженной сопротивляемости ползучести в поперечно-сдвиговом направлении для пластин меньшей толщины ($h=12$ мм). Однако это влияние может быть значительным при деформировании балок и оребренных пластин в результате возникновения изгибно-крутильных деформаций.
Работа выполнена при поддержке РФФИ (грантов № 11-01-00522 и № 11-08-00845).

Литература

1. Банщикова И. А. Расчет пластин двойной кривизны из анизотропных сплавов при ползучести // Вестн. Нижегород. ун-та им. Н. И. Лобачевского. Н. Новгород: Изд-во Нижегород. гос. ун-та, 2011. № 4. ч 4. С.1385-1387.
2. О.В.Соснин, Б.В. Горев «Высокотемпературное деформирование конструкционных материалов в приложении к технологическим задачам по ОМД» // Сб.статей к 75-летию профессора В.Г.Зубчинова «Современные проблемы прочности, пластичности и устойчивости». Тверь, ТГТУ, 2007, С.284-293.
3. Соснин О. В. Об анизотропной ползучести материалов // ПМТФ., 1965. № 6. С. 99-104.
4. Тимошенко С. П., Войновский - Кригер С. Пластинки и оболочки. М.: Физматгиз, 1963. 635 с.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН В ИСПЫТАНИЯХ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ ОБРАЗЦА

Батанова О.А., Матвиенко Ю.Г.¹, Гогоци Г.А.²

¹*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, matvienko7@yahoo.com*

²*Украина, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, gogotsi@ipp.kiev.ua*

REGULARITIES OF SURFACE CRACK INITIATION IN BRITTLE MATERIAL TESTS BY EDGE CHIPPING

Batanova O.A., Matvienko Yu.G., Gogotsi G.A.

The results of numerical modeling of experiments on edge chipping are presented. This method allows estimating the fracture toughness of the material on mesoscale level. The 3D static nonlinear contact problem has been solved in the case of Rockwell indentation. Finite element method based on ANSYS software is employed to compute the stress and displacement fields and their transformation as a function of edge chipping conditions. Some regularities of deformation and failure of brittle materials during the edge chipping have been discussed.

В настоящее время в качестве экспериментального метода определения сопротивления разрушению керамики, стёкол и других хрупких материалов на мезомасштабном размерном уровне привлекает внимание метод скалывания прямоугольной кромки образца с помощью конического индентора Роквелла [1], которым предусматривается испытание малагобаритных образцов. Это особенно актуально при поисковых материаловедческих исследованиях, при изучении уникальных дорогостоящих материалов и тогда, когда изделие значительно меньше стандартного образца. Метод испытаний на скалывание кромки образца заключается в следующем [1]. На универсальной испытательной машине устанавливается автономный блок Ceram Test, который служит нагружающим устройством. В этом автономном блоке монтируется двух координатный столик, на котором крепятся фотографические стёкла с приклеенными образцами. В перемещающемся штоке располагается стандартный конический алмазный индентор Роквелла. Образцы изготавливаются в виде прямоугольных балок сечением 3x4 мм.

Усилие при испытаниях прилагается в направлении, перпендикулярном поверхности образцов шириной 3 мм на небольшом расстоянии от их кромок. Индентором скалывается прямоугольная кромка образца, а разрушающее усилие регистрируется компьютером. Затем с помощью измерительного бинокулярного микроскопа определяется расстояние L от кромки образца до крайней точки скола на его поверхности (рис. 1). Сопротивление материала разрушению F_R оценивается как отношение разрушающего усилия P_f к расстоянию L .

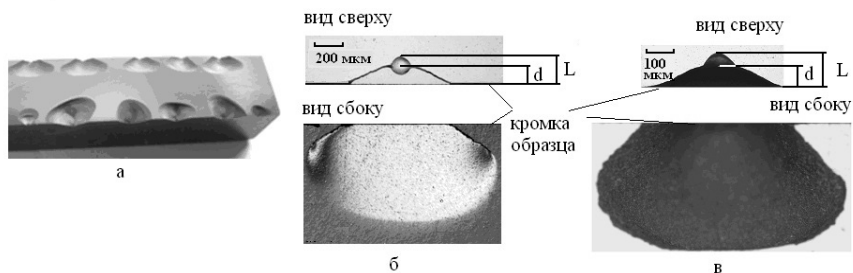


Рис. 1. Испытанный образец нитрид кремниевой керамики – а, скол в стадии формирования – б, шрам, образовавшийся после скола – в

Важной особенностью испытаний на скалывание кромки образца является то, что они включают три стадии процесса разрушения материала. На первой стадии образуется поверхностная трещина близкая по форме к полукольцу, на второй стадии образуются две вторичные поверхностные трещины (рис.1 б, в). На третьей стадии происходит дальнейшее развитие трещин, то есть образование скола. Отмеченная стадийность процесса разрушения материала наблюдается непосредственно в экспериментах по скалыванию кромки образца, а также находит подтверждение у других авторов, занимающихся механикой контактного разрушения.

Для более эффективного решения задачи по определению сопротивления разрушению хрупких материалов и оптимизации экспериментов авторами применён комбинированный подход, сочетающий экспериментальные методы с методами численного моделирования рассматриваемых процессов [2,3]. Методом конечно элементного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS решена статическая пространственная нелинейная контактная задача о внедрении в деформируемое твёрдое тело индентора Роквелла. Расчётный анализ проведён для обычного стекла, мелкозернистой изотропной плотной конструкционной нитрид кремниевой (Y_2O_3, Al_2O_3)-SN и оксид алюминиевой (Al_2O_3) А – 999 керамики. В процессе расчётов варьировали расстояние d от центра внедрения индентора в поверхность образца до кромки образца (рис. 1).

Численное моделирование экспериментов по скалыванию кромок образцов перечисленных хрупких материалов и расчётный анализ трансформации полей главных напряжений, поля вектора перемещений и его компонент в зависимости от параметров эксперимента: параметра d и, соответствующего ему значения разрушающего усилия, позволили выявить ряд закономерностей. По мере возрастания параметра d , то есть по мере удаления центра контакта индентора с поверхностью образца от его кромки выше перечисленные поля претерпевают трансформацию от локализации вблизи кромки и асимметрии в направлении перпендикулярном кромке, до полного дистанцирования от неё и до симметрии в направлении перпендикулярном кромке при значительном удалении.

Выявлено, что наиболее показательными в анализе процесса трансформации полей является трансформация поля вектора перемещений U и его компонент, особенно компоненты U_z , направленной перпендикулярно кромке образца.

На основании результатов расчётного анализа сделано заключение, что корректные экспериментальные результаты возможно получать при воздействии индентора на образец в зоне действия краевого эффекта. Значение параметра d , ограничивающего зону активного влияния краевого эффекта, для образцов из исследованных материалов в случае применения индентора Роквелла с радиусом скругления 200 мкм, предложено принять равным 300 мкм.

Констатировано, что образование в данных испытаниях первичной полукруглой поверхностной трещины связано с распределением полей главных напряжений и обусловлено наступлением предельного напряжённого состояния.

В соответствии с синергетическими принципами выявлено существование точек бифуркации, обуславливающих переход системы от состояния, соответствующего появлению первичной полукруглой трещины, к состоянию соответствующему появлению двух поверхностных трещин, которые начинают распространяться от точек бифуркации и идут вдоль траектории локального неравновесного состояния, соответствующего локальному минимуму частной производной $\partial U_z / \partial z$, который предложено рассматривать в качестве критерия образования вторичных поверхностных трещин и формирования их траектории.

Список литературы

1. Gogotsi G.A. Criteria of ceramics fracture (edge chipping and fracture toughness tests) // *Ceramics International*. 2013. № 39. P. 3293-3300.
2. Батанова О.А., Гогоци Г.А., Матвиенко Ю.Г. Численный анализ результатов эксперимента по скалыванию кромок образца // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2011. Т. 77. № 7. С. 53-56.
3. Батанова О.А., Матвиенко Ю.Г., Гогоци Г.А. Численное моделирование испытаний на сопротивление разрушению образцов из хрупких материалов // *Вестник научно-технического развития: Интернет журнал*. 2013. № 2. С. 3 – 15. (<http://www.vntr.ru/ftpgetfile.php?id=660>)

ДИАГРАММА ПРЕДЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕДИ М3 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Гусар Ю. В., Прилепо Д. В., Абрамова Е.А.

Украина, ДонФТИ им. А. А. Галкина НАН Украины, fiztec_la@mail.ru

THE ULTIMATE PLASTICITY DIAGRAM OF CU M3 IN ULTRAFINE CONDITION

Beigelzimer Y., Varyukhin V., Gusar Y, Prilepo D., Abramova O.

This paper describes the features of deformation of ultrafine grained materials received by the method of twist extrusion. A comparison is made with the materials of the same chemical composition after recrystallization annealing and twist extrusion. As the test methods were used torsion, tension and compression. There is a difference in changing the surface of samples for testing, as well as mechanical properties. Among them, a special attention is paid to the limit of plasticity, which to date has been insufficiently studied. As a test material was selected copper. This material is well researched and has a large number of published data on the properties of copper after various treatments pressure.

Под диаграммой предельной пластичности материала понимают зависимость деформации до разрушения от показателя жесткости напряженного состояния, при простых нагружениях. Известны методики построения таких диаграмм по испытаниям на одноосное растяжение, сжатие и кручение [1]. В представленной работе построены диаграммы предельной пластичности для меди М3 в субмикроструктурном (СМК) состоянии, полученном методом винтовой экструзии, и крупнокристаллическом состоянии (КК), после рекристаллизационного отжига.

Исходный горячекатаный прутки меди М3, диаметром 50 мм, с целью экономии материала, подвергали ковке до сечения 1929мм. Полученный материал разрежали на мерные длины и доводили до необходимого сечения 18×28 мм. Далее медные заготовки отжигали при $t = 550^{\circ}\text{C}$ в течение 1 часа, после чего подвергали деформации методом винтовой экструзии.

Из деформированных заготовок изготовили образцы для испытаний на кручение и растяжение в соответствии с ГОСТ 3565-80 “Металлы. Метод испытания на кручение” и ГОСТ 1497-84 “Методы исследований на растяжение”. Деформация кручением выполнялась на экспериментальном комплексе, разработанном в ДонФТИ НАНУ. Испытания на растяжение проводилось, на универсальной гидравлической испытательной машине марки МУП-50, максимальным усилием 50 kN. Одноосное сжатие проводили на Instron 5569 усилием 40kN. Для исключения перекосов образца при сжатии его помещали в специальную оснастку.

Так как материалы не разрушались при сжатии, то для указанной кривой принималось соотношение из работы [1]:

$$e_{np} = \frac{e_{кр}}{1 + \eta} \exp(-\eta), \quad (1)$$

где $e_{кр}$ - предельная пластичность при кручении, η - показатель жесткости напряженного состояния.

На рисунке 1 показана диаграмма предельной пластичности меди, показывающие, что пластичность СМК меди выше, чем КК во всем исследованном диапазоне показателей жесткости напряженного состояния.

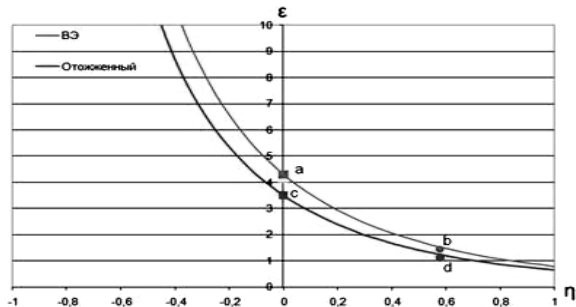


Рисунок. Диаграммы предельной пластичности меди МЗ в СМК (верхняя кривая) и КК (нижняя кривая) состояниях.

1. Дель Г. Д. Технологическая механика. – М.: Машиностроение, 1978.-174с.

КАК РАССЧИТАТЬ ЭКВИВАЛЕНТНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРОСТОГО СДВИГА?

Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю.

Украина, Донецкий Физико-Технический Институт НАН Украины им. А.А. Галкина
yanbeygel@gmail.com, rkulagin@gmail.com

HOW TO CALCULATE THE SIMPLE SHEAR EQUIVALENT STRAIN?

Beygelzimer Y., Kulagin R.

We show that simple shear and pure shear form two groups of transformations with different properties. The equivalent strain is viewed as an external control parameter of the deformation process at low homologous temperatures. The von Mises strain satisfies group-theoretic properties of both groups, supporting its use for measuring the equivalent strain. The Hencky strain, on the other hand, does not satisfy the simple shear group properties, implying that it is not appropriate for measuring the equivalent strain in simple shear.

The paper also proposes a hypothesis explaining the absence of metal hardening in large simple shear deformations. This hypothesis explains why excluding rotations as prescribed by the finite strain theory is not valid.

В последнее время, в связи с исследованиями в области интенсивных пластических деформаций, обострилась дискуссия по расчету эквивалентной деформации e при простом сдвиге конечной величины. В одних работах [1, 2] с этой целью обосновывается деформация Мизеса:

$$e_M = \frac{\gamma}{\sqrt{3}}, \quad (1)$$

где γ - величина сдвига.

При этом сторонники данного подхода исходят из определения эквивалентной деформации, согласно которому ее приращение входит в выражение для приращения удельной работы пластической деформации изотропного тела.

В противовес этому, в других работах [3, 4] показывают, что при больших деформациях простого сдвига необходимо использовать соотношение Генки:

$$e_H = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left[\left(1 + \frac{\gamma^2}{4} \right)^{\frac{1}{2}} + \frac{\gamma}{2} \right] \quad (2)$$

Сторонники соотношения Генки обосновывают свою точку зрения необходимостью корректного исключения поворота из тензора градиента деформации при конечном простом сдвиге.

Начиная с работ П.Людвика [5] принято считать, что вне зависимости от деформационной моды, одни и те же значения ϵ обеспечивают практически одинаковое упрочнение в ходе деформации при низких гомологических температурах. С этой точки зрения величина e_H при конечных сдвигах получается неоправданно завышенной, т.к. ей соответствует гораздо меньшее упрочнение металла, чем при такой же эквивалентной деформации удлинения.

В настоящей работе, эквивалентная деформация рассматривается в рамках синергетического подхода, как управляющий параметр процесса деформирования. Путем рассуждений, основанных на групповых свойствах геометрических преобразований и принципе аддитивности, показано, что в этом случае, эквивалентная деформация простого сдвига должна быть линейной функцией γ . Тем самым, делается вывод в пользу соотношения (1) и отвергается (2). Кроме того, высказывается и обосновывается гипотеза о причине отсутствия упрочнения металлов при простом сдвиге большой величины, которая объясняет, почему корректное, в рамках механики конечных деформаций, исключение поворота, соответствующего конечному сдвигу, приводит к неверному результату.

1. J.J. Jonas, C.Ghosh and S.Shrivastava, Problems with Using the Hencky Equivalent Strain in Simple Shear, Materials Transactions, Vol. 52, No. 9 (2011) pp. 1748-1751

2.S.Shrivastava, C.Ghosh, J.J. Jonas, A comparison of the von Mises and Hencky equivalent strains for use in simple shear experiments, Philosophical Magazine, vol. 92, issue 7, pp. 779-786

3.S.Onaka, Phil. Mag. Lett. 90 (2010) p.633.

4.S.Onaka, Comment on "A comparison of the von Mises and Hencky equivalent strains for use in simple shear experiments" Philosophical Magazine Volume 92, Issue 18, 2012, 2264-2271

5.P.Ludwik, Element der technologischen Mechanik, Berlin, 1909

О ТОНКОПОЛОСЧАТОЙ СТРУКТУРЕ ПО КРАЯМ ПОЛОС СДВИГА

Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е.В., Сачкова Н.В., Щукин А.С.

*Россия, ФГБУН Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН
svburavova@yandex.ru*

INVESTIGATION OF DEFORMATION LOCALIZING UNDER DYNAMIC LOADING

Belikova A.F., Buravova S.N., Petrov E.V., Sachkova N.V., Schukin A.S.

Study of spall crack transformation into the adiabatic shear band in controlled conditions has allowed to establish that unloading wave interference, where tension stresses do not exceed dynamic strength of the material, produces localized deformation bands under the impulse loads. The spall mechanism allows to answer the questions of where and how to emerging deformation localization process.

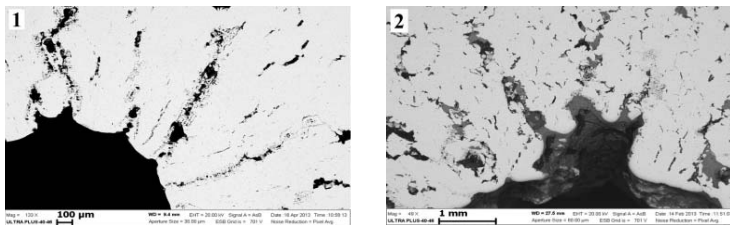
В огромной массе литературы, посвященной полосам локализованной деформации имеются два массива, с четко различными условиями нагружения. Это в первую очередь исследования, связанные с ударным взаимодействием деформированных тел: проникание или пробивание мишени снарядами. Диапазон скоростей удара при этом составляет сотни метров в секунду, амплитуда нагрузки – десятки – сотни гигапаскалей, скорость деформирования – 10^5 – 10^8 с⁻¹, и длительность воздействия – несколько микросекунд [1]. Однако условия появления полос сдвига остаются эмпирическими [2] и, как отмечается в работе [3], в настоящее время нет

общего представления о зависимости критических параметров начала локализации от исходной структуры. Другая группа исследований связана с методом создания динамических нагрузок на установке разрезного стержня Гопкинсона. Полосы локализованной деформации получают в контролируемых условиях при скоростях удара, не превышающих 10 м/с, давление 0.1 - 0.3 ГПа, длительность воздействия может достигать 100 мкс [4].

Исследования структуры полос локализованной деформации показали, что ширина полос изменяется в диапазоне 5 - 50 мкм, центральная зона содержит ультратонкие зерна с размером 0.1 - 0.5 мкм и с низкой плотностью дислокаций [5]. На краю полосы обнаружена микроструктура, состоящая из узких, удлиненных субзерен. Никакого различия в микроструктурных характеристиках между образцами при комнатной температуре и температуре жидкого азота не наблюдалось [6]. Тонкополосчатая структура по краям полос сдвига, обнаруживаемая трансмиссионным микроскопом, переходит в полигональную структуру в центре, и с ростом степени деформации переходит в рекристаллизацию [3]. Классические механизмы рекристаллизации, миграция высокоугловых границ и слияние субзерен, не способны объяснить размер зерна в полосах сдвига, поскольку являются на несколько порядков более медленными, чем деформация и охлаждение [6]. Ротационная модель эволюции структуры, предложенная в работе [6], включает несколько стадий: 1) перестройка дислокаций в удлиненные ячейки в процессе деформации; 2) рост температуры (которую прогнозирует *термопластическая модель локализации*) и увеличение разориентации трансформируют удлиненные ячейки в удлиненные субзерна; 3) разделение удлиненных структур с образованием мелкозернистой структуры за счет утончения границ зерен посредством снижения избытка дислокационных диполей.

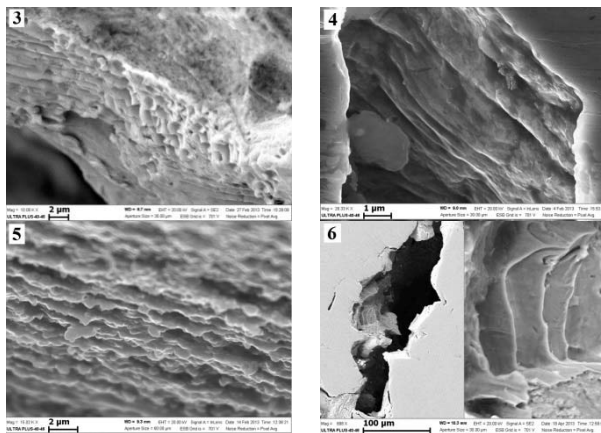
Таким образом, тонкополосчатая структура по краям полос сдвига, контактирующая с матричным материалом, и наблюдаемая в динамических условиях не зависимо от амплитуды нагружения, является необходимым звеном механизма, без которого ультра тонкие зерна в центре полосы образоваться не могут. Следует отметить, исследование микроструктуры проводятся на сохраненных образцах после динамического нагружения. *Соотношение между структурой после деформации и развивающейся в процессе деформирования, как правило, не рассматривается.*

На рисунке 1 (Ст.3) и 2 (М1) приведены фотографии шлифов после всестороннего обжата образцов в форме толстостенной трубы. Характерно, что повреждаемость (трещины и полосы сдвига) локализуется между выступами рельефа внутренней поверхности и переходят в полосу локализованной деформации внутри образца. С позиции волновой механики [7], деформированное состояние образца создает ударная волна. Давление при сходимости фронта волны к центру стремится к бесконечности. Потеря устойчивости ударной волны проявляется в нарушении кольцевой формы, на фронте волны появляются возмущения в виде выступов, перемещающихся по фронту волны. Потеря устойчивости ударной волны есть механизм, *который предотвращает возникновения огромного давления.* Волнистый рельеф внутренней полости толстостенной трубы отражает форму фронта ударной волны в момент выхода ее на свободную поверхность.



Когда волнистый фронт ударной волны выходит на свободную внутреннюю поверхность образца, выступы становятся источниками волн разгрузки. Интерференция волн разгрузки с двух ближайших выступов рельефа создает области растягивающих напряжений в промежутке *между выступами*. По мере углубления откольной трещины, интенсивность растягивающих напряжений снижается, и трещины перерастают в полосы адиабатического сдвига. Таким образом, повреждаемость в процессе всестороннего сжатия образцов возникает на

стадии *разгрузки*, когда деформированное состояние материала уже создано сходящейся ударной волной. Процесс откольной повреждаемости оказался *независимым* от деформированного состояния. Полосы локализованной деформации в условиях динамического нагружения являются результатом интерференции волн разгрузки, в зоне растяжения которой отрицательное давление не превышает динамической прочности материала. В медном образце откольная повреждаемость представляет собой систему пор, соединенных полосами сдвига.



На приведенных фотографиях боковые поверхности пор (рис. 3, 4 - медь; рис. 5 - алюминий; рис. 6 - сталь) характеризуется слоистостью. Такая структура наблюдается при всех видах нагружения: плоский удар, коллапс, цилиндрическая нагрузка. Расстояние между слоями меняется от 2-5 мкм вблизи внутренней полости при коллапсе, до 60 мкм в удаленных от центра областях.

Зона откольного разрушения представляет объемную область, заполненную очагами разрушения, форма которых на начальной стадии роста близка к сферической, о чем свидетельствует фрактограмма поверхности разрушения. Ямочный рельеф с различной степенью развития ямок, которые представляют собой вскрытые микроступности, образуется в процессе пластической деформации. Поэтому понятно, что любое сечение объемной зоны разрушения (продольное или поперечное) будет демонстрировать уложенные ряды округлых образований.

Спрявление и образование почти прямолинейной или волнистой структуры слоев связано с боковой поверхностью повреждаемости, где крайний ряд очагов разрушения прикреплен к матричному материалу. Видимо, растяжение очагов разрушения, удерживаемых матричным материалом, в процессе пластического деформирования приводит к вытягиванию границы слоев и образованию *полосчатой* структуры. На шлифах обнаруживаются следы прикрепления крайних слоев после их отрыва от боковой поверхности. Есть предположение, что в образовании полос локализованной деформации на установке Гопкинсона сдвиг не является чистым. На присутствие растяжения указывает наличие микропор и микротрещин в полосах сдвига. Вопрос об образовании слоистости на границе с матричным материалом ТРЕБУЕТ тщательного изучения.

Авторы благодарят Лаврова В.В., Савченко В.А. и Кузмичеву В.П. за помощь в проведении экспериментов.

Работа выполнена по программе Президиума РАН «Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике».

Литература:

1. Wright T.W. The physics and mathematics of adiabatic shear bands /Cambridge University Press 2002 P.241
2. Woodward R.L. The penetration of metal targets which fail by adiabatic shear plugging / Int. Journal of Mechanical Sciences. 1978. Vol.20. Issue.9. pp. 599-607.

3. Бондарь М.П. Особенности формирования структуры при больших высокоскоростных деформациях / Физическая мезомеханика. 1998. Т.1. №.1. С. 37-54.
4. Andrade U., Meyers M.A., Vecchio K.S. and Chokshi A.H. Dynamic Recrystallization in High-Strain, High-Strain-Rate Plastic Deformation of Copper / Acta Metall. et Mat. 1994. Vol.42. №.9. pp. 3183-3195.
5. Lins J.F.C., Sandim H.R.Z., Kestenbach H.-J., Raabe D., Vecchio K.S. A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel / Mat. Science and Engin. A. 2007. Vol.457. pp. 205-218.
6. Hines J.A., Vecchio K.S. Recrystallization kinetics within adiabatic shear bands / Acta Materialia. 1997. Vol.45. №.2. pp. 635-649.
7. Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Гордополов Ю.А. Локализация деформации и связь ее с деформированным состоянием материала / ЖТФ. 2013. Т.83. вып.2. С. 153-156.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ПРИРОДА ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МЕДИ М1 И СПЛАВА Л63 ПРИ ОБРАБОТКЕ В СОПРЯЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ПОЛЯХ

Боголюбова Д.Н., Гвоздев А.Е., Сергеев Н.Н.

Российская федерация, Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, bogdarya@bk.ru

REGULARITIES AND THE NATURE OF CHANGE OF DURABILITY AND PLASTICITY OF M1 COPPER AND L63 ALLOY WHEN PROCESSING IN THE INTERFACED TEMPERATURE AND MECHANICAL FIELDS

D. Bogolyubova, A. Gvozdev, N. Sergeev

The target of this research is the regularity of striking changes of the properties of copper and alloy «Л63» after the hot deformation for the identification of the softening processes nature and setting the deformation temperature. The temperature influence under the uniaxial tension on the mechanical properties of copper and alloy «Л63» has been researched.

Объектами исследования являются медь марки М1 и латунь марки Л63, из которых изготавливают изделия методами горячей деформации. Известно, что при горячем деформировании чистой меди и сплавов на её основе наблюдают провалы пластичности. Существуют две общепринятые гипотезы, объясняющие отмеченный эффект: водородная болезнь и образование по границам зёрен частиц второй фазы. Однако некоторые имеющиеся экспериментальные данные не могут быть объяснены в рамках существующих гипотез. В двухфазных латунях охрупчивание может быть связано с присутствием упорядоченной β' -фазы. Малорастворимые в меди примеси, образующие с ней легкоплавкие эвтектики, способствуют развитию пережога, инициирующего хрупкое разрушение.

Образцы испытывали на одноосное растяжение. Деформирование осуществляли со скоростью 3 с^{-1} в интервале температур 20...600 °С. После испытаний определяли предел прочности и относительное удлинение. Что позволило произвести горячую деформацию и получить информацию о свойствах образцов при повышенных температурах и о соответствующих структурных изменениях.

Характеристики механических свойств исследуемого сплава Л63 и меди М1 в зависимости от температуры испытания при различных скоростях деформации приведены в таблицах 1 и 2.

С повышением температуры деформации предел прочности латуни Л63 уменьшается. При деформировании сплава в интервале температур 400...500 °С его пластичность не превышает 10 %.

Увеличение температуры деформации меди М1 приводит к монотонному уменьшению предела прочности и относительного удлинения.

По диаграммам растяжения определяли коэффициент деформационного упрочнения K_d на параболической стадии диаграммы растяжения при каждой температуре испытания. Рассчитанные коэффициенты упрочнения показали, что высокотемпературное (выше 400 °С) деформирование латуни сопровождается её разупрочнением. В меди М1 при горячем

деформировании преобладают процессы разупрочнения. На рисунках 1 и 2 показано изменение K_p в зависимости от температуры деформации в латуни Л63 и меди М1

Таблица 1 – Характеристики механических свойств латуни Л63, $v = 3 \text{ с}^{-1}$

T, °C	Площадь сечения, S, мм ²	Толщина образца, ϕ_0 , мм	Длина расчётная, мм	Разрушающее усилие, кН	Предел прочности, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ , %
20	27,8	5,95	34,8	1390	500	14
400	28,1	5,98	34,8	205	73	12,5
450	26,96	5,86	34,8	80	30	11
500	28,7	6,05	34,8	60	21	13

Таблица 2 – Характеристики механических свойств образцов из чистой меди

T, °C	Площадь сечения, S, мм ²	Толщина образца, ϕ_0 , мм	Длина расчётная, мм	Разрушающее усилие, кН	Предел прочности, σ_B , МПа	Относительное удлинение, δ , %
20	28,1	5,98	30	7680	273	33
400	28,5	6,03	30	4480	157	14
450	28,3	6,0	30	3580	127	9
500	28,9	6,07	30	2960	102	6
600	28,2	5,99	30	2220	79	4,5

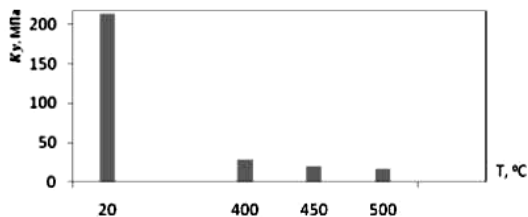


Рисунок 1–Зависимость K_p от температуры испытания для сплава Л63

При увеличении температуры изменяется количества β' -фазы и содержание Zn в ней. Максимальная растворимость Zn в α -фазе отмечена при температуре около 450 °C. Весь комплекс исследований изменения количества β' -фазы в зависимости от температуры деформации и изменения предельной растворимости Zn в α -твёрдом растворе свидетельствует о том, что в температурном диапазоне 400...500 °C, в котором при горячей деформации латуни зафиксированы пониженные значения пластичности, происходит массоперенос компонентов сплава.

Исследование поверхности разрушения образцов латуни и меди проводили по фотографиям изломов на растровом электронном микроскопе. Для латуни Л63 оценивали критерий K_p влияния β' -упорядоченной фазы на процесс разрушения. После разрушения при разных температурах испытания $K_p = \frac{V_{\beta'}^r(\text{излом})}{V_{\beta'}^r(\text{шлиф})}$, где $V_{\beta'}^r(\text{излом})$ - доля участков хрупкого разрушения на изломе (оценивали методом эталонных сеток), $V_{\beta'}^r(\text{шлиф})$ – доля β' -фазы на шлифе (оценивали методом Розиваля). Если $K_p > 1$, то β' -фаза является причиной провала пластичности латуни Л63, если $K_p \leq 1$, то β' -фаза определяющего влияния на процесс разрушения не оказывает. Поскольку при разных температурах испытания значения K_p не превышают единицы, значит, упорядоченная β' -фаза определяющего влияния на охрупчивание двухфазной латуни не оказывает.

Анализ поверхности разрушения меди свидетельствует о том, что при растяжении при комнатной температуре происходит вязкое разрушение (ямочный рельеф излома). При температуре деформации 400 °C и выше на поверхности разрушения фиксируются области межзёрненного излома. Размеры зёрен на поверхности разрушения по порядку величины совпадают со средним размером зерна на шлифе при аналогичных температурах испытания. Это является следствием того, что висмут, присутствующий в меди в количестве 0,005 %, образует с ней легкоплавкую эвтектику, наличие которой при испытании в интервале температур 400...600 °C приводит к одновременному уменьшению прочности и пластичности образцов марки М1.

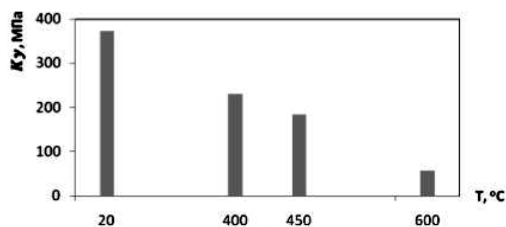


Рисунок 2 – Зависимость K_y от температуры испытания для меди марки М1

Наиболее вероятной причиной пониженного уровня пластичности латуни в интервале температур 400...500 °С являются особенности передачи скольжения в конгломерате двух фаз с резко отличающимися строением и свойствами, а также затруднение поперечного скольжения в наиболее пластичной α -фазе из-за повышенного количества дефектов упаковки. На особенности пластической деформации латуни накладывается развитие процесса динамической рекристаллизации α -фазы, признаки которого обнаружены с помощью микроскопического анализа.

Список литературы

1. Штремель М. А. Прочность сплавов. Часть II. Деформация. – М.: «МИСиС», 1997.
2. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов. – М.: «Мир», 1972.
3. Тихонова И. В., Боголобова Д. Н., Гвоздев А. Е. Закономерности и механизмы развития пластичности в хrome, сплавах алюминия и меди при горячей деформации. – Тула: ТулГУ, 2011.
4. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. – М.: Металлургия, 1977.

ТЕРМОАКТИВИРОВАННОЕ ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН ПРИ УПРУГОМ ДВОЙНИКОВАНИИ

Бойцова М.В., Федоров В.А.

*Россия. Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина
E-mail: feodorov@tsu.tmb.ru*

THERMALLY ACTIVATED CRACK INITIATION WITH ELASTIC TWINNING Boitsova M.V., Feodorov V.A.

Under the influence of a spherical indenter in the crystal elastic twin sprang a petal. At the twin boundary incipient cracks. Was the activation energy of the formation of cracks.

При воздействии сферического индентора в кристалле зарождался упругий двойник в виде клиновидного лепестка, на котором в отраженном свете формировалась четкая интерференционная картина. Отмечено, что при достижении некоторой критической нагрузки $P_{кр}$ (7,8 кг) в хвостовой части свободно растущего упругого двойника зарождалась трещина [1]. При этом вершинная часть двойника несколько уменьшалась в размерах. При снятии нагрузки двойник выходил на поверхность и трещина “схлопывалась”. Если образец оставался нагруженным, то размеры двойника постепенно уменьшались, а размеры трещины увеличивались. После выдержки ~ 12 часов вершина двойника практически всегда полностью выходила на поверхность трещины.

Отмечено, что трещина на границе упругого двойника зарождалась и при нагрузках несколько меньших, чем $P_{кр}$ при нагреве кристалла. При этом трещина зарождалась не сразу после приложения фиксированной нагрузки, а лишь спустя некоторый промежуток времени – τ . На основании этого было сделано предположение, что зарождение трещины носит термоактивированный характер.

Для подтверждения термоактивированного характера зарождения трещин был проделан ряд экспериментов, в которых кристаллы, содержащие упругий двойник, подвергали нагреву в

специальном устройстве. При проведении опытов использовалась предкритическая нагрузка ~ 7,5 кг, при которой трещины в двойнике при комнатной температуре не зарождались. Полученная экспериментально линейная зависимость $\ln \tau - 1/T$ (рис. 1) говорит о термоактивированном характере зарождения разрушения на границе упругого двойника.

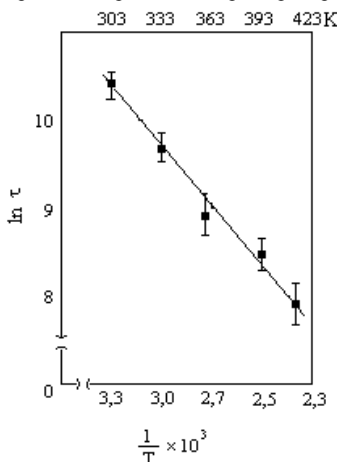


Рис. 1. Зависимость $\ln \tau$ от $1/T$.

Исходя из данной зависимости, была определена энергия активации процесса образования трещины, составившая $E \sim 0,22$ эВ. Это значение по порядку величины совпадает с теоретически найденной энергией активации образования трещины, которая была определена в работе, ее значение составило 0,5 эВ. Низкие значения E позволяют сделать вывод о достаточно высокой вероятности образования трещин на границе упругого двойника в кальците по термоактивированному механизму.

1.Тялин Ю.И., Тялина В.А., Чемеркина М.В., Бутягин А.А., Федоров В.А. Термоактивированное зарождение трещин в вершине пересекающихся скоплений // Вестник Тамбовского государственного университета (Труды III международной конференции «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений»), Тамбов.–2003.–Т. 8. – Вып.4. – С. 770-771.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ И ГОМОГЕННОГО ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ НА ВИД ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ОТ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ

Бородин И.Н.^{1,2}, Майер А.Е.², Майер П.Н.², Бушув О.Ю.³

¹Россия, Институт проблем машиноведения РАН, elbor7@gmail.com

²Челябинский государственный университет, mayer@csu.ru,

³Южно-Уральский государственный университет, bushuev@init.susu.ac.ru

EFFECT OF THE GRAIN BOUNDARY SLIDING AND HOMOGENEOUS NUCLEATION OF DISLOCATIONS ON THE STRAIN RATE DEPENDENCE OF YIELD STRENGTH

Borodin E.N., Mayer A.E., Mayer P.N., Bushuev O.Y.

The strain rate dependence of the yield strength is an important macroscopic characteristic of material. In the frames of structural approach we study different mechanisms of plasticity and its influence on the yield strength of metals with different grain sizes at different strain rates. Stair-step dependence of the yield strength on strain rate is detected at extremely high strain rates, which is associated with the grain boundary sliding and the homogeneous nucleation of dislocations. Such dependence is usual do not appear at ordinary deformation conditions with low strain rates.

Пластическая деформация металлов осуществляется посредством образования и перемещения дефектов кристаллической решетки. При относительно высоких скоростях деформации (10^0 с⁻¹- 10^6 с⁻¹) большинство металлов деформируются посредством дислокационного проскальзывания [1]. Данный механизм хорошо изучен [1,2], но он не является единственным [2]. При напряжениях превышающих несколько гигапаскалей, уменьшении температуры или размера зерна материала может произойти смена доминирующего механизма пластической деформации с дислокационного скольжения на двойникование [3] или зернограничное проскальзывание [4]. Кроме того, при высоких напряжениях может стать эффективным механизм гомогенного зарождения дислокаций [5], что также приводит к падению напряжений в материале.

Одной из важнейших макроscopicеских прочностных характеристик материала является его предел текучести, зависимости которого от скорости деформации [6], температуры

[6,7] и размера зерна [4,8] имеют сложный немонотонный характер и являются отражением многообразия процессов пластичности, протекающих внутри материала. Для описания таких зависимостей и предсказания поведения металлов при экстремально высоких скоростях деформации (более 10^6c^{-1}) могут использоваться структурные модели [4,7-13], содержащие в явном виде уравнения кинетики и динамики различных дефектов кристаллической решетки. Дислокационная пластичность может быть описана в рамках модели [9,11], зернограничное проскальзывание – моделью [4,8], применимой как для низких, так и для высоких скоростей деформации в широком диапазоне размеров зерна материала. Согласно этим моделям при высоких напряжениях течения превышающих 1 ГПа в крупнозернистых материалах деформация переходит в режим «дислокационного голодания», когда скорости образования дислокаций не хватает для эффективной релаксации возникающих напряжений [14]. Одним из возможных механизмов повышения плотности дислокаций, не реализующихся при умеренных напряжениях и скоростях деформации, является их гомогенное зарождение – когда дислокации генерируются за счет локальных флуктуаций атомов прямо из кристаллической решетки. Количество петель зарождающихся в единице объема в единицу времени может быть выражено [5]:

$$J_{GD} = J_{GD}^0 \exp\left(-\frac{U_{GD} - \sigma_\tau V_{GD}}{kT}\right) \quad (1)$$

Здесь U_{GD} , V_{GD} – энергия активации и активационный объем, J_{GD}^0 – параметр, σ_τ – действующие в материале сдвиговые напряжения. Для меди параметры, найденные методами молекулярно-динамического моделирования [5], составили $V_{GD} = 2.7 \cdot 10^{-28} \text{м}^3$, $U_{GD} = 4.6710 \text{ эВ}$, $J_{GD}^0 = 14 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-3} \text{ с}^{-1}$. От числа генерируемых дислокаций можно перейти к их скалярной плотности, записав уравнения:

$$\frac{d\rho_D^G}{dt} = 2\pi c_i N, \quad \dot{N} = J_{GD} - \frac{N}{c_i \sqrt{\rho_D}} \quad (2)$$

где учтено, что зародившиеся дислокационные петли расширяются со скоростью, близкой к поперечной скорости звука C_t , и что гомогенно зародившаяся дислокационная петля становится «обычной» дислокацией, двигающейся с меньшей скоростью, когда ее размеры становятся сопоставимы со средним расстоянием между дефектами. Выражение (2) может быть добавлено в уравнение кинетики дислокаций [9,11], как дополнительный источник. Так как энергия активации данного механизма достаточно велика, он начинает быть эффективным только при достаточно больших сдвиговых напряжениях $\sigma_\tau \sim U_{GD}/V_{GD} \sim 3 \text{ ГПа}$. На Рис.1 представлены результаты моделирования одноосного растяжения малого объема меди с заданной скоростью деформации.

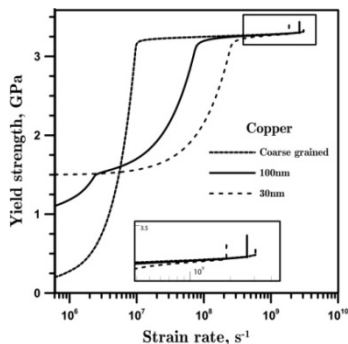


Рис.1 Зависимость предела текучести от скорости деформации меди при различных размерах зерен.

В крупнозернистом материале при скоростях превышающих 10^6c^{-1} предел текучести резко повышается, что является отражением эффекта «дислокационного голодания» [14]. Но при напряжениях превышающих 3 ГПа активируется гомогенное зарождение дислокаций, которое обеспечивает эффективную релаксацию напряжений до скоростей порядка 10^9c^{-1} , после чего из-за ограничения на скорость и максимальную плотность дислокаций их скольжение уже в принципе не может обеспечить требуемую скорость релаксации напряжений. В наноматериале дислокационная активность существенно подавлена и при скоростях деформации 10^6c^{-1} пластичность в значительной мере определяется механизмом зернограничного проскальзывания. При промежуточных размерах зерна – в ультрамелкозернистых металлах – зависимость имеет ступенчатый вид и первая

ступенька отвечает смене доминирующего механизма пластической деформации с дислокационного скольжения на зернограничное проскальзывание.

Работа выполнена при поддержке РФФИ – проект № 12-02-31375/13 и Министерства образования и науки Российской Федерации – соглашение 14.В37.21.0384.

Литература:

- [1] Д.П. Хирт, И. Лоте, Теория дислокаций, Мир, Москва, 1975.
- [2] М.А. Meyers, К.К. Chawla, Mechanical behavior of materials, Cambridge University Press, New York, 2009, 856 p.
- [3] J.W. Christian, S. Mahajan, Progress in Materials Science, 39 (1995) 1-157.
- [4] E.N. Borodin, A.E. Mayer, Materials Science and Engineering: A. 532 (2012) 245-248.
- [5] Г.Э. Норман, А.В. Янилкин, Физика твердого тела, 53, 8 (2011) 1536-1541.
- [6] А.А. Gruzdkov, E.V. Sitnikova, N.F. Morozov, Y.V. Petrov, Mathematics and mechanics of solids, 14 (2009) 72-87.
- [7] В.С. Красников, А.Ю. Куксин, А.Е. Майер, А.В. Янилкин, Физика твердого тела, 52, 7 (2010) 1295–1304.
- [8] И.Н. Бородин, А.Е. Майер, Физика твердого тела, 54, 4 (2012) 759-766.
- [9] V.S. Krasnikov, A.E. Mayer, A.P. Yalovets, International journal of plasticity, 27, 8 (2011) 1294–1308.
- [10] И.Н. Бородин, А.Е. Майер, Вестник Челяб. гос. ун-та, Физика, 11, 38 (2011) 31-40.
- [11] А.Е. Дудоров, А.Е. Майер, Вестник Челяб. гос. ун-та, Физика, 12, 39 (2011) 48-57.
- [12] А.Е. Mayer, V.S. Krasnikov, Engineering fracture mechanics, 78, 6 (2011) 1306-1316.
- [13] А.Е. Mayer, K.V. Khishchenko, P.R. Levashov, P.N. Mayer, Journal of applied physics, 113, 19 (2013) 193508.
- [14] И.Н. Бородин, А.Е. Майер, А.Е. Дудоров, Прочность и пластичность мелкозернистых металлов при высоких скоростях деформации, XX Петербургские чтения по проблемам прочности, 2011.

НЕРАВНОВЕСНАЯ СТРУКТУРА ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ И ОСОБЕННОСТИ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Бульенков Н.А., Желиговская Е.А.

*Россия, ФГБУН Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН,
lmm@phyche.ac.ru*

NONEQUILIBRIUM STRUCTURE OF FCC AND BCC METALS AND PECULIARITIES OF THEIR MECHANICAL PROPERTIES

Bulienkov N.A., Zheligovskaya E.A.

Previously, inequilibrium normal growth of fcc and bcc metals in the [001] direction was observed experimentally. The structural mechanism of this growth is proposed. This mechanism differs from the quasiequilibrium tangential growth of metal crystals and occurs on helices that are present in the fcc and bcc structures, being parallel to the <001> directions in these structures. The normal growth of fcc and bcc metal crystals on bunches of these helices is accompanied by formation of numerous grains with small-angle boundaries, which results in anisotropy of their mechanical properties.

Кристаллизация металла в процессе затвердевания расплава может происходить с образованием неравновесных структур. Так, в случае ГЦК металлов образование стержневых древовидных структур с направлением стержней вдоль <100> наблюдалось в усадочных кавернах стали, а формирование волокнистых кристаллов с тем же направлением волокон происходило при затвердевании капли серебра в невесомости [1]; для ОЦК металлов в ходе направленной кристаллизации при получении лопаток турбин было выявлено образование монокристаллических зерен из никеля, грубопластинчатых по плоскости (001) [2].

Последние два указанных метода получения металлических кристаллов обнаруживают сходство в том, как расплав этих кристаллов контактирует с поверхностью растущих кристаллов. В условиях невесомости капля расплава серебра кристаллизуется не с ее поверхности, а из центра капли на затравочных примесях, что следует из того, что на её поверхности нет ни

«выпоров», ни трещин, обусловленных большей плотностью твердого металла по сравнению с жидким. При росте лопаток из никеля кристаллизация также происходит на границе кристалл–расплав, как и в случае капли серебра в невесомости в вакууме. Поэтому очевидно, что характер направленной декорированной кристаллизации в обоих случаях должен быть одинаковым за одним исключением, что в лопатках рост идет в одном направлении, параллельном вытягиванию, а в капли серебре в вакууме – во всей совокупности эквивалентных направлений.

Образование волокнистых и грубопластинчатых кристаллов в ходе неравновесной кристаллизации было изучено ранее в случае тетраэдрических веществ: алмаза, кремния и других [3–7]. Был предложен структурный механизм их неравновесного нормального роста, отличный от механизма равновесного тангенциального роста. Оказалось, что носителями нормального роста являются спирали, которые либо содержатся в структурах указанных веществ (рост в направлениях $\langle 001 \rangle$), либо получаются путем введения диспираций в эти структуры (нормальный рост в направлениях $\langle 111 \rangle$ на спиралах 30/11) [8–10].

На образцах капли серебра в невесомости и в никелевом сплаве, изготовленном методом направленной кристаллизации, отчетливо видны тетрагональные микрокристаллические зерна, разделенные малоугловыми границами. Это позволяет думать, что, как и в случае тетраэдрических веществ, микрокристаллические зерна металлов выросли по спиральному механизму.

Было выяснено, какими могут быть структуры спиралей роста в направлении $\langle 100 \rangle$: равновесные дислокационные или неравновесные дисклинационные и диспирационные. Направление роста этих кристаллов $\langle 100 \rangle$ нам задано тетрагональной формой этих кристаллитов. Винтовых дислокаций в структуре ОЦК и ГЦК металлов не существует, а дисклинационные и диспирационные оси спиралей, соответствующие этому направлению, невозможны. Однако в структуре этих металлов присутствует естественная спираль $\langle 100 \rangle$, следовательно, неравновесный нормальный рост этих кристаллов в невесомости и при направленной кристаллизации по $\langle 100 \rangle$ происходит по пучку этих спиралей. Построены структурные схемы образования этих кристаллов в этом направлении. На основании предложенного механизма нормального роста ОЦК и ГЦК кристаллов в направлении [001] объяснена их взаимная ориентация под углом 45° при одновременной кристаллизации [2].

Нормальный рост по множественному спиральному механизму отличается наличием множества малоугловых границ и выделением на них примесных атомов и включений. Все прочностные свойства этих образцов будут анизотропны и определяются описанным их внутренним строением.

Литература

- [1] *Н.А. Бульенков, В.В. Савичев, М.С. Агафонов, А.Ф. Белянин, В.П. Мартовицкий.* Особенности кристаллизации в условиях кратковременной невесомости. IV Гагаринские чтения. М.: Наука, 1985. СС. 224–226.
- [2] *М.Р. Орлов.* Автореферат дисс. докт. техн. наук. Москва, МИСИС, 2009.
- [3] *Ю.Л. Орлов, Н.А. Бульенков, В.П. Мартовицкий.* Сферокристаллы алмаза – новый тип природных монокристаллов, имеющих волокнистое строение // Докл. Акад. наук СССР. 1980. Т. 252. № 3. С. 703–707.
- [4] *Yu.L. Orlov, N.A. Bulienkov, V.P. Martovitsky.* A Study of the Internal Structure of Variety III Diamonds by X-Ray Section Topography // Phys. Chem. Minerals. 1982. V. 8. No. 3. P. 105–111.
- [5] *В.П. Мартовицкий, Н.А. Бульенков, Ю.П. Солодова.* Особенности внутреннего строения кристаллоподобных балластов // Изв. Акад. наук СССР, Сер. геологич. 1985. № 6. С. 71–77.
- [6] *В.П. Мартовицкий, Б.И. Заднепровский, Н.А. Бульенков, М.И. Самойлович.* Внутреннее строение синтетических алмазов с нитевидными включениями // Кристаллография. 1985. Т. 30. № 6. С. 1203–1206.
- [7] *Б.В. Щуцын, А.Ф. Белянин, Н.А. Бульенков, В.М. Ривилис.* Строение и механическая обработка слоев алмаза, выращенных из газовой фазы // Техника средств связи, сер. ТПО. 1987. Вып. 1. СС. 61–70.
- [8] *N.A. Bul'enkov, L.I. Cynober.* Dispersion-module simulation of sources of helicoidal crystal layers in diamond-like structures // 12th European crystallographic meeting. Collected abstracts. Moscow, 1989, vol. 2, p. 45.

[9] Н.А. Бульенков, Е.А. Желиговская. Неравновесный нетангенциальный рост алмазоподобных структур в микрокристаллах и тонких пленках // *Материалы XIV Международной научно-технической конференции «Высокие технологии в промышленности России (Материалы и устройства функциональной электроники и микрофотоники)» и XXI Международного симпозиума «Тонкие пленки в электронике»* (Москва, ОАО ЦНИТИ «ТЕХНОМАШ», 11–13 сентября 2008 г.). М.: ОАО ЦНИТИ «ТЕХНОМАШ», 2008. СС. 466–473.

[10] Е.А. Желиговская, Н.А. Бульенков. Направление спиралей — осей геликоидов — в алмазоподобных, ГЦК и ГП структурах и виды нормального роста на них в этих кристаллах. VII Национальная конференция «Рентгеновское, Синхротронное излучения, Нейтроны и Электроны для исследования наносистем и материалов. Нано-Био-Инфо-Когнитивные технологии» (РСНЭ-НБИК 2009). Москва, 16–21 ноября 2009 года. Тезисы докладов. С. 284.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И СТАДИИ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЖИДКОКАПЕЛЬНОМ УДАРНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Варавка В.Н., Кудряков О.В., Моисеева И.В., Митрин Б.И.

*Россия, ФГБОУ ВПО «Донской государственный технический университет»,
varavkavn@gmail.com*

LAWS AND STAGES OF PROCESS OF DESTRUCTION OF METAL MATERIALS AT LIQUID-DROPLET SHOCK CYCLIC INFLUENCE

Varavka V.N., Kudryakov O.V., Moiseeva I.V., Mitrin B.I.

The paper presents the results of experimental studies of deformation and fracture of austenitic steel at impact of discrete water-droplet stream. Scanning electron microscopy shows that the initial stage droplet-shock metal wear is a nucleation and growth of erosion craters in according to a Marshall-Lawn model, further the process of destruction develops by cavitation-fatigue mechanism.

Объектом исследований работы, выполненной в рамках гранта Минобрнауки №14.В37.21.1105, являлась кинетика разрушения стальных образцов при каплеударной эрозии. С помощью сканирующего электронного микроскопа высокого разрешения «Tescan Mira LMU» изучались закономерности поведения и разрушения материала под воздействием циклических ударных воздействий водяных капель. Исследования проводили на модельном материале, в качестве которого была выбрана высокопластичная аустенитная сталь 08X18H10T с крупно- и мелкозернистой структурой. Испытания проводились на эрозионном стенде НИУ МЭИ «Эрозия-М», входящем в реестр уникальных стендов и установок РФ. Стенд позволяет моделировать различные условия взаимодействия дисперсных жидких частиц с поверхностью материалов. Испытания проводили при следующем режиме соударений: радиус капель водяного конденсата 500 мкм; скорость соударения образцов с каплями 250...500 м/с. Максимальное время воздействия дисперсного водно-капельного потока на образцы – 80 минут. Такой режим моделирует, например, условия работы рабочих лопаток последних ступеней мощных паровых турбин.

На инкубационной стадии эрозии, когда эрозионный износ в виде потери массы образца ещё не начался, пластическая деформация развивается неоднородно – в основном в наиболее благоприятно ориентированных кристаллитах (по отношению к вектору нагрузки). Вероятность встречи таких кристаллитов на площади удара капли обратно пропорциональна размеру зерна, поэтому в мелкозернистом аустените следов деформации обнаруживается больше, чем в крупнозернистом. Наблюдаются тонкие параллельные линии скольжения (или двойники), расположенные с относительно небольшой плотностью в одной (первичной) системе скольжения (в пределах одного зерна). Поперечных следов скольжения, расположенных во вторичных системах скольжения, – коротких линий, плотно расположенных друг к другу и под углом к первичным линиям скольжения, не наблюдается. По мере накопления деформации в локальных зонах с высокой плотностью двойников деформации (или линий скольжения, если аустенит мелкозернистый) упрочнение происходит весьма резко. Развитие этого процесса – резкого микролокального упрочнения – приводит к зарождению трещин. Трещина критического размера инициирует разрушение, то есть начинается переходная стадия каплеударной эрозии.

Степень упрочнения аустенита, определяемая в работе как отношение твердости к вязкости разрушения $k = H / K_{IC}$, на инкубационной стадии эрозии увеличилась с 15,35 до 40 м^{□/2}.

Выявление первых кратеров разрушения и потеря массы образцов характеризуют начало переходной стадии эрозии. Исследование фрактографического рельефа эродированного микрообъема кратеров показывает, что их появление и развитие происходит в соответствии с известной моделью Маршалла-Лоуна [Marshall D.B., Lawn B.R., Evans A.G. Elastic-plastic indentation damage in ceramics: the lateral crack system // J. Amer. Ceram. Soc. – 1982. – V.65, N 11. P.561-566]: за счет образования и продвижения боковых трещин, зарождающихся на некоторой глубине, сначала хрупко продвигающихся в наклепанной зоне параллельно поверхности, а затем (скорее всего при встрече с вязким микрообъемом) по усталостному механизму выходящих на поверхность; каждый из отделяемых (эродированных) микрообъемов связан со своей боковой трещиной, залегающей на разной глубине, поэтому кратер имеет ярусное строение. Таким образом, начальные стадии разрушения металла при жидкокапельном ударном циклическом воздействии развиваются по *ударно-усталостному механизму*. Ведущую роль в этих процессах играют боковые трещины, распространяющиеся на определенной глубине параллельно поверхности. При достижении ими критического размера и выхода на поверхность формируется (и затем вырастивается) дискообразная частица эрозионного износа.

Образовавшись, эрозионные кратеры могут увеличивать свои размеры двумя путями. Первый заключается в многократном воспроизведении описанного выше *ударно-усталостного механизма* зарождения и продвижения боковых трещин, каждая из которых формирует новые дискообразные частицы износа. В этом случае кратер приобретает ярусное строение. Второй путь представляет собой специфическую особенность каплеударной эрозии и по своей физической сущности является *кавитационно-усталостным механизмом* разрушения. Его характерная черта – наличие на стенках кратера углублений, каверн и туннелей правильной (глобулярной) геометрической формы.

Если на инкубационной стадии эрозии каплеударное воздействие представляет собой соударение нежесткого индентора (капли) с плоской поверхностью металла и может быть описано и рассчитано по законам ударно-усталостной механики контактного разрушения, то, при попадании на кратер, большая часть поверхности капли при ударе входит в соприкосновение с поверхностью воды, заполняющей кратер. Вращение образца при испытаниях на стенде прижимает жидкость к стенкам кратера и не дает капле возможности растекаться по поверхности. Поэтому при сформированном эрозионном кратере кинетическая энергия летящей капли большей частью перераспределяется в заполняющей его водной среде. В этом случае доминирующую роль при взаимодействии капли с образцом будут играть гидродинамические процессы. На это, собственно, указывает правильная геометрическая форма углублений и каверн на стенках кратеров. Проведенный микроскопический мониторинг показал, что небольшие округлые углубления по мере циклического каплеударного воздействия увеличиваются в диаметре и углубляются в тело металла. Причем, углубление идет значительно быстрее, чем расширение. Поэтому углубления довольно быстро трансформируются в каверны, а затем и в каналы, выходящие на поверхность металла на некотором расстоянии от кратера.

Как известно, кавитация возникает в тех локальных областях потока жидкости, где наблюдается резкий переход от низкого давления и высокой скорости к высокому давлению с низкой скоростью. В таких областях происходит «разрыв» жидкости, то есть возникает кавитационная полость. Источником пузырьков кавитации являются, в частности, микротрещины на поверхности стенок. Топография эрозионного кратера (канавки) полностью благоприятствует выполнению этих условий при каплеударном воздействии на поверхность жидкости, заполняющей кратеры.

Существуют количественные критерии явления кавитации в виде числа кавитации σ . Выполненные нами расчеты этого параметра дают значение $\sigma \approx 1,0$ для экспериментально наблюдаемых эрозионных кратеров. Это соответствует интервалу чисел кавитации, характеризующих *пузырьковую кавитацию*, для которой $0,8 < \sigma < 2,0$. При более высоких значениях σ возникновение кавитации маловероятно, а при снижении величины σ кавитационная полость (каверна) увеличивается в объеме. Так, например, интервал $0 < \sigma < 0,2$ соответствует большой и устойчивой каверне, наблюдаемой при обтекании жидкостью дискообразных, крыловидных и т.п. профилей.

Пузырьковая кавитация обычно начинается в мельчайших трещинах на поверхностях, ограничивающих жидкость, где зарождаются кавитационные «ядра» в виде микроскопических пузырьков. Каждый кавитационный пузырек, формируясь из такого ядра, растет до конечных размеров, после чего схлопывается. При ударе капли турбулентное (микровихревое) перемешивание воды в кратере с очень разветвленным рельефом стенок, имеющих большое количество микротрещин, создает все предпосылки для возникновения пузырьковой кавитации (в виде локальных перепадов скоростей и давлений на рельефе и зарождения ядер пузырьков в трещинах рельефа). Схлопывание пузырьков кавитации вблизи стенки канавки вызывает кумулятивный эффект, оставляющий характерный след с правильной (глобулярной) геометрией. Кавитационное воздействие быстрее интенсифицируется и развивается в уже существующих глобулярных, чем на новых поверхностях стенок эрозионного кратера. Время схлопывания кавитационного пузырька составляет от 10 мкс до 50 мс, что позволяет характеризовать этот процесс, как взрыв. Причем, если пузырек сформировался в углублении стенки кратера и со стороны жидкости он испытывает давление удара капли, то взрыв получается направленным (по нормали к стенке кратера), то есть создается кумулятивный эффект взрывного «продавливания». Образуются многочисленные эрозионные свищевые каналы, в большом количестве наблюдавшиеся нами в пластичном аустените, подверженном каплеударной эрозии.

ЛОКАЛЬНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНАХ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА И ЕГО ПРЕДЕЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ

Вдовенко А.В., Стребков И.А., Столярчук А.С.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, sopromat@vstu.ru

LOCAL DEFORMATION IN THE FORMATION ZONES OF DAMAGE OF A POLYCRYSTALLINE AND ITS LIMIT STATE **Vdovenko A.V., Strebkov I.A., Stolyarchuk A.S.**

Nonstationery fields of local deformation in macrofailure zones are studied. Transformation of the law of distribution of these deformations is observed. Statistical estimation of the material's transition to its limit state is proposed.

Вероятностный характер распределения локальных деформаций на мезоструктурном уровне [1] в настоящее время экспериментально подтверждается в многочисленных работах. При этом в зонах формирования разрушения наблюдаются обычно нестационарные поля деформаций. Это явление характерно как для районов, близких к магистральным трещинам, так и в зонах, прилегающих к «мягким» прослойкам [2], которыми обычно моделируют сварные швы и прилегающие к ним участки «твёрдого» материала.

Целью настоящей работы являлось экспериментальное изучение функций плотности распределения локальных деформаций в близких к макроразрушению зонах и разработка подходов к статистической оценке вероятности достижения предельного состояния материала в его макрообъемах.

Изучение функций плотности распределения деформаций показало, что в районах, близких к разрушению, наблюдается искажение закона Гаусса, зависящее от расстояния контролируемого участка до зоны разрушения. Предлагается математическое описание такой трансформации закона распределения.

Сопоставление полученных нами на стали 20 и титановом сплаве ВТ-3 результатов с данными других авторов (стали: 38ХС; 36НХТЮ; Н45ХТ; алюминиевый сплав АД1-М) показало, что глобальное разрушение в этих поликристаллических материалах формируется тогда, когда в нестационарных полях локальных деформаций (в соседних с разрушением районах) с вероятностью

$\sim 0,28$ наблюдаются значения не меньше предельной статической деформации на макроуровне для данного металла.

Литература

1. Панин, В. Е. Основы физической мезомеханики / В. Е. Панин // Физическая мезомеханика. – 1998. – Т. 1. – № 1. – С. 5-22.

2. Бойков, Л. В. Малоцикловая усталость композиционных металлических материалов с мягкой прослойкой / Л. В. Бойков, А. В. Гурьев, А. С. Столярчук, Ю. Д. Хесин // Проблемы прочности. – 1981. – № 3. – С. 70-75.

МЕХАНИЗМЫ РЕАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ В ХРОМЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гвоздев А.Е., Боголюбова Д.Н., Сергеев Н.Н.

Российская Федерация. Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, bogdarya@bk.ru

IMPLEMENTATION MECHANISM OF PLASTICITY IN CHROMIUM AT HOT DEFORMATION

Gvozdev A., Bogolyubova D., Sergeeva N.

The target of this research is the regularity of striking changes of the properties of chrome after the hot deformation for the identification of the softening processes nature and setting the deformation temperature. The temperature influence under the uniaxial tension on the mechanical properties of Chrome has been researched. This data do allow noticing the anomalies of plasticity properties after the hot deformation: the phenomena of superplasticity or its dip.

Исследование проводили на образцах из электролитического рафинированного хрома (ЭРХ 99,9-МП). Образцы испытывали на одноосное растяжение в интервале температур 20 – 1500 °С. В ходе испытаний определяли предел прочности, относительные удлинение и сужение. Влияние температуры испытания на характеристики механических свойств представлено на рисунках 1 – 3.

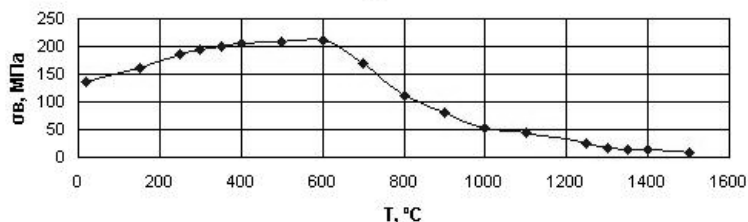


Рисунок 1 – Влияние температуры испытания на предел прочности хрома

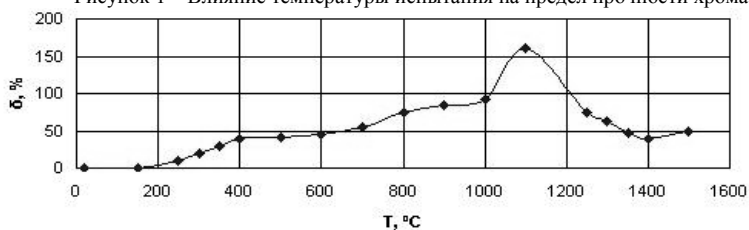


Рисунок 2 – Влияние температуры испытания на относительное удлинение хрома

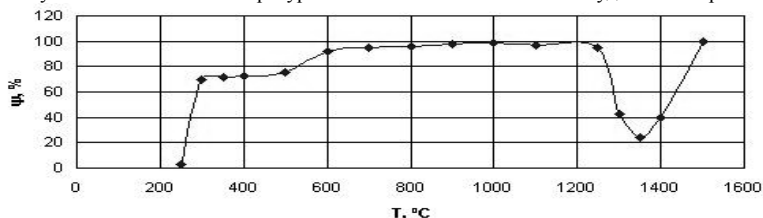


Рисунок 3 – Влияние температуры испытания на относительное сужение хрома

На температурной зависимости относительного удлинения основной брасс приходится на интервал температур 600 – 1100 °С. Полученные при температуре деформации 1100 °С значения δ позволяют считать, что в данных условиях в материале развивается эффект сверхпластичности. В температурном интервале 1250 – 1350 °С происходит резкое уменьшение величины ψ до 24 %. Дальнейшее повышение температуры испытания до 1500 °С сопровождается ростом значений относительного сужения. Таким образом в хrome проявляются две аномалии характеристик пластичности: эффект сверхпластической деформации и эффект пониженной пластичности.

В проведенных испытаниях интервал температур достаточно широк: от 20 до 1500 °С. Характер процессов упрочнения и разупрочнения, развивающихся в материале при холодной и горячей деформации различен. Условной температурой перехода от холодной деформации к горячей считают гомологическую температуру $0,5 T_{пл}$, что для чистого хрома составляет 850 °С. Для установления механизмов, контролирующих на атомном уровне пластическую деформацию хрома, анализировали температурную зависимость предела прочности, представленную на рисунке 1. С этой целью полученные данные перестраивали в полулогарифмических координатах $\ln\sigma_s - 1/T$. Результаты анализа представлены на рисунке 4. Полученные отрезки прямых линий с характерными переломами свидетельствуют о существовании неких областей с экспоненциальным законом изменения предела прочности.

$$\sigma_s = A \times \exp(U/3kT),$$

где U – энергия активации пластической деформации; T – абсолютная температура; k – постоянная Больцмана; A – постоянная, являющаяся функцией параметров материалов и скорости деформации.

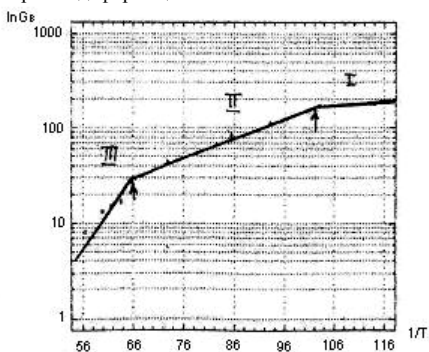


Рисунок 4 – Температурная зависимость предела прочности хрома в полулогарифмических координатах.

уровень $0,5 T_{пл}$ соответствует примерно.

График на рисунке 4 можно рассматривать как диаграмму деформационных механизмов. Значение тангенса угла наклона прямолинейных участков рассчитывали методом наименьших квадратов. По полученному значению определяли значение энергии активации пластической деформации в определенном температурном интервале. Рассчитанные энергии активации сравнивали с приводимыми в литературе, и на этой основе высказали предположение о преобладающем механизме пластической деформации в конкретной температурной области. Значения энергии активации приведены в таблице 1.

Анализ значений, приведенных в таблице 1 позволяет сделать следующие выводы. Для хрома, как отмечалось выше

Таблица 1 – Энергия активации пластической деформации хрома

Температурный интервал	кДж/моль
до 800 °С	13,5
800 – 1500 °С	38,5
> 1250 °С	220

Примерно до 850 °С пластическая деформация контролируется низкими значениями энергии активации 13,5 кДж/моль. Подобный уровень энергии активации обусловлен перемещением дислокаций в плоскости скольжения и преодолением внутреннего сопротивления решетки. В интервале 800 – 1150 °С энергия активации процесса разупрочнения соответствует

энергии активации зернограничного проскальзывания, что может приводить к эффекту сверхпластичности, что и наблюдается в хроме при температуре 1100 °С.

Таким образом методом термоактивизационного анализа определены энергии активации процесса пластической деформации в разных интервалах температур. В низкотемпературном интервале до 800 °С уровень энергии активации соответствует дислокационному скольжению. Значение энергии активации 38,5 кДж/моль в интервале температур в интервале температуры испытания 800 – 1150 °С близко к энергии активации зернограничного проскальзывания. при высокотемпературной деформации (выше 1250° С) значение энергии активации (220 кДж/моль) соответствует по порядку величины энергии активации объемной диффузии.

Литература

1. Грабский М. В. Структурная сверхпластичность металлов и сплавов. Пер. с польск.: – М: Металлургия. 1975.

2. Шоршоров М. Х., Гвоздев А. Е., Тихонова И. В. Расчет энергии активации процессов сверхпластической деформации сталей и сплавов при одноосном растяжении / Известия ТулГУ. Материаловедение. – Тула: ТулГУ, вып. 2, 2002.

ОПИСАНИЕ ТЕРМОУПРУГОГО ЭФФЕКТА В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ В ШИРОКОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР

Гиляров В.Л., Слущер А.И.

Россия, ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

THERMOELASTIC EFFECT IN SOLIDS IN A WIDE TEMPERATURE RANGE

Hilarov V.L., Slutsker A.I.

Quantum corrections for thermomechanical coupling are obtained in a wide temperature range via a virial theorem.

Термомеханическое спаривание (взаимосвязь механических и термодинамических характеристик твердых тел) проявляется практически во всех деформационных процессах. Хорошо известны два класса явлений, порождаемых этой взаимосвязью – термоупругие напряжения и деформации, вызываемые изменениями температуры и термоупругий эффект - изменение температуры тела при адиабатическом механическом нагружении. Оба эти явления обусловлены нелинейным характером межатомного взаимодействия в твердых телах. Появление прецизионных измерительных систем в последнее время позволяет одновременно измерять как механические, так и температурные параметры при изменении температуры или нагрузки (stretching calorimetry). В то же время классическая термодинамика, используемая для описания этих эффектов обычно не учитывает тот факт, что температуры Дебая реальных твердых тел могут быть весьма велики, и эти тела при нормальных условиях не являются классическими в том смысле, что квантовые эффекты могут играть весьма значительную роль.

Поскольку во многих случаях для описания нелинейных эффектов можно использовать модель твердого тела в виде системы осцилляторов, то представляется целесообразным использовать эту модель для изучения квантовых эффектов в процессах термомеханического спаривания. В настоящей работе используется теорема вириала для расчета энергетики ансамбля нелинейных осцилляторов. Согласно этой теореме средняя кинетическая энергия системы может быть представлена в виде:

$$\langle E_{kin} \rangle = -\frac{1}{2} \sum_i \mathbf{F}_i \cdot \mathbf{r}_i, \quad (1)$$

где \mathbf{F}_i - сила, действующая на частицу, а \mathbf{r}_i - координата этой частицы. Для ансамбля одинаковых нелинейных осцилляторов это выражение принимает вид (в расчете на один осциллятор):

$$2 \cdot \langle E_{kin} \rangle = \langle zU'(z) \rangle. \quad (2)$$

$U(z)$ - потенциальная энергия осциллятора, а штрих означает дифференцирование по координате. В (1,2) угловые скобки означают как термодинамическое, так и квантовомеханическое усреднение. Поскольку в дальнейшем изучаются эффекты, происходящие при небольших изменениях температуры или механической нагрузки, потенциал взаимодействия можно взять в виде кубической параболы вида:

$$U(z) = \frac{f}{2} z^2 - \frac{g}{3} z^3 - F \cdot z \quad (3)$$

где f, g - силовые постоянные, а F - внешняя сила, приложенная к твердому телу, которая в модели одномерного кристалла передается на каждую связь. Смещение из положения равновесия Z можно представить в виде суммы двух ($Z = x + a$) смещений: мгновенного X и среднего a , величина которого определяется из термодинамического условия равновесия системы. Таким условием, как известно, является равенство нулю средней силы, действующей на осциллятор: $\langle U'(z) \rangle = 0$. При этом теорема вириала (1) преобразуется к:

$$2 \cdot \langle E_{kin} \rangle = \langle x \cdot U(x+a) \rangle = \langle x \cdot U(x+a) \rangle$$

Для расчета термодинамических характеристик ансамбля ангармонических осцилляторов используем самосогласованное гармоническое приближение, суть которого заключается в приближении свободной энергии нелинейной системы при помощи известной вспомогательной системы гармонических осцилляторов. Эта вспомогательная система квантовых гармонических осцилляторов описывается функцией распределения по координатам вида:

$$\rho(x) = \sqrt{\frac{m\omega \cdot \text{th } q}{\pi \cdot \hbar}} \cdot \exp\left(-\frac{m\omega}{\hbar} \cdot x^2 \text{th } q\right), \quad q = \frac{\hbar\omega}{2kT}, \quad (4)$$

m - масса частицы, T - абсолютная температура, \hbar и k - постоянные Планка и Больцмана. В положении термодинамического равновесия свободная энергия минимальна, что приводит к системе уравнений равновесия:

$$\begin{aligned} \langle U'(x) \rangle_0 &= fa - g \langle x^2 \rangle - ga^2 - F = 0 \\ m\omega^2 &= f - 2ga = m\omega_0^2 - 2ga \end{aligned} \quad (5)$$

Первое из этих уравнений отражает равенство нулю средней силы, действующей на осциллятор, и является уравнением для смещения a , а второе определяет наилучшее приближение свободной энергии рассматриваемого ансамбля нелинейных осцилляторов при помощи гармонической системы. $\omega_0 = \sqrt{f/m}$.

Выражения для составляющих внутренней энергии осциллятора E (без полевого члена), рассчитанные с помощью (4) имеют вид:

$$\langle E_{kin} \rangle = \frac{\langle x^2 \rangle}{2} (f - 2ga) = \frac{1}{4} \hbar\omega \cdot \text{cth}\left(\frac{\hbar\omega}{2kT}\right) \cdot (f - 2ga) \quad (6)$$

$$U_{int} = \langle U \rangle = \frac{\langle x^2 \rangle}{2} (f - 2ga) + \frac{f}{2} a^2 - \frac{g}{3} a^3 = \frac{1}{4} \hbar\omega \cdot \text{cth}\left(\frac{\hbar\omega}{2kT}\right) + \frac{f}{2} a^2 - \frac{g}{3} a^3$$

Рассмотрим адиабатическое механическое нагружение системы из состояния 1 в состояние 2. При этом, как показано в [1], во всем диапазоне температур, от квантовых до классических, справедлив закон сохранения внутренней энергии $E_2 = E_1 + F^2/2f$. Тогда из (6) в области высоких температур ($\hbar\omega/kT \ll 1$) получаем:

$$k\Delta T + \frac{gkT}{f^2} F - \frac{g(\hbar\omega_0)^2}{12f^2 kT} = 0$$

откуда следует выражение для изменения тепловой энергии (термоупругий эффект):

$$\frac{\Delta T}{T} \approx -\frac{g}{f^2} F \cdot \left(1 - \frac{1}{12} \cdot \left(\frac{\hbar \omega_0}{kT} \right)^2 \right) \quad (7)$$

Первый член в (7) соответствует классической формуле Кельвина для термоупругого эффекта, а второй представляет собой квадратичную поправку, обусловленную квантовыми эффектами.

Аналогично для равновесной температурно-силовой деформации из (5) находим:

$$a \approx \frac{F}{f} + \frac{gkT}{f^2} \cdot \left(1 + \frac{1}{12} \cdot \left(\frac{\hbar \omega_0}{kT} \right)^2 \right) \quad (8)$$

Соотношения (7,8) решают поставленную задачу о темомеханическом спаривании в области повышенных температур $\hbar \omega / kT \ll 1$. Теорема вириала позволяет построить также решение в обратном предельном случае низких температур:

$$\frac{\Delta T}{T} \approx \frac{kT}{\hbar \omega_0} \ln \left(1 + \frac{\hbar \omega_0}{kT} \frac{g}{f^2} F \right) \approx -\frac{g}{f^2} F \left(1 - \frac{\hbar \omega_0}{kT} \frac{g}{2f^2} F \right) \quad (9)$$

$$a \approx \frac{F}{f} + \frac{g\hbar \omega_0}{2f^2} \left(1 + 2 \cdot e^{-\frac{\hbar \omega_0}{kT}} \right) \quad (10)$$

Как следует из (7-10) квантовые поправки к величине термоупругого эффекта малы в обоих предельных случаях. Эти выражения справедливы при малых значениях приложенной нагрузки F и ангармонической константы g .

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 13-05-00152).

Литература

1. В.Л. Гиляров, А.И. Слущер. ФТТ **80**, 94, (2010).

РОЛЬ АНИЗОТРОПИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В ЭВОЛЮЦИИ СИСТЕМЫ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ГРАНИЦ В ГПУ- СПЛАВАХ Zr-Nb

Гирсова С.Л., Пшеничников А.П., Полетика Т.М.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, girs@ispms.tsc.ru

ROLE OF SLIDING ANISOTROPY IN BOUNDARIES EVOLUTION WITH DEFORMATION OF HCP-Zr-Nb ALLOYS

Girsova S.L., Pshenichnikov A.P., Poletika T.M.

The evolution of the dislocation structure and the ensemble of boundaries during plastic deformation of Zr-Nb alloys studied using electron microscope (TEM) and electron backscattered diffraction (EBSD). The role of the anisotropy of slip in the formation and restructuring of the boundaries, recurrence of dislocation transformation and structure refinement of the material was established.

Исследование эволюции дислокационной структуры в ГПУ-сплавах циркония различного состава [1] показало, что для сплавов Zr-Nb с преимущественно дисперсным упрочнением характерно формирование субструктур с деформационными границами. Центральная последовательность дислокационных превращений, происходящих в сплавах Zr-Nb: хаотическое скопление дислокаций → неориентированная сетчатая → разориентированная сетчатая → ячеистая (ячеисто-сетчатая) → полосовая субструктура → фрагментированная структура. При этом обнаружено, что необходимым аккомодационным механизмом мезоуровня деформации сплавов Zr-Nb является атермическая коалесценция фрагментов, сопровождающаяся перестройкой системы границ и обеспечивающая цикличность дислокационных превращений и измельчение структуры материала [2].

В настоящей работе рассмотрены вопросы влияния активности различных систем скольжения на структуру и свойства субгранниц, а также их эволюцию в процессе деформации. В качестве материала исследований выбран рекристаллизованный циркониевый сплав Zr-1%Nb. Образцы подвергали одноосному растяжению на испытательной машине "INSTRON 1185" при скорости деформации 40^{-5} сек⁻¹. Методом электронной микроскопии (ПЭМ) исследовали дефектную структуру в продольном и поперечном сечении после различных степеней деформации. Методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ) проводили анализ действующих систем скольжения, характера изменения размера зерен/субзерен, распределения границ по углам разориентации.

К обнаруженным особенностям дислокационных превращений следует отнести зависимость структуры и свойств деформационных границ от принадлежности образующих их дислокаций к той или иной плоскости скольжения. Так, при деформации возможны два типа границ. Границы 1 типа формируются внутри сетчатой и ячеисто-сетчатой субструктур: в сетке из прямолинейных винтовых дислокаций в призматических плоскостях образуются дислокационные диполи, что сопровождается образованием при поперечном скольжении ступенек краевого типа, а в местах существования порогов краевых дислокаций - формированием дислокационных петель. Накопление подобных дефектов в дальнейшем приводит к формированию в базисном сечении широких сугранниц (1°), перпендикулярных к направлению скольжения и подобных границам ячеек (рис. 1а). Внутри ячеисто-сетчатой субструктуры возможно образование несовершенных субгранниц в пирамидальных плоскостях, формирование которых начинается в области действия концентраторов напряжений (около границ зерен, их тройных стыков, вблизи скоплений частиц выделений), а также в зернах, ориентированных к вторичному скольжению. Таким образом, активизация пирамидального скольжения приводит к формированию новой системы несовершенных субгранниц, лежащих преимущественно в плоскостях пирамиды I и II рода. Границы 2 типа образуются с участием $\langle a \rangle$ дислокаций. Это - более совершенные малоугловые границы с углом разориентации не более 5° , лежащие в призматических плоскостях (рис. 1б). Границы 1 типа образуют ячеисто-подобную структуру (рис. 1а), 2 типа - полосовую и фрагментированную структуру (рис. 1б).

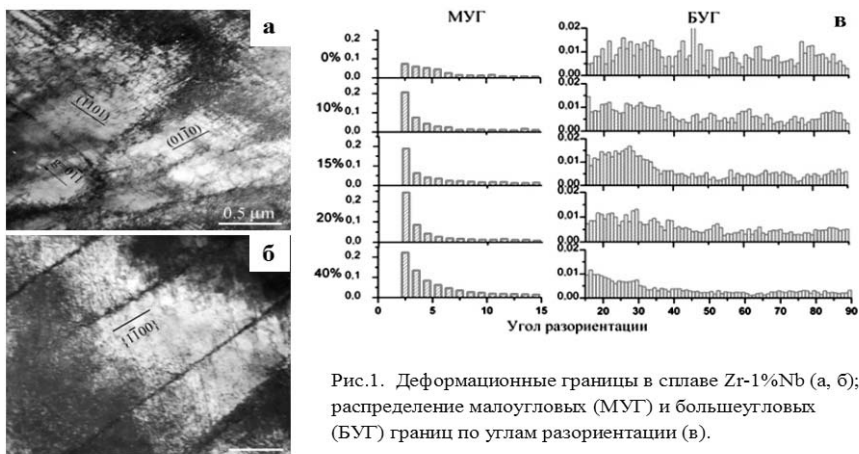


Рис.1. Деформационные границы в сплаве Zr-1%Nb (а, б); распределение малоугловых (МУГ) и большеугловых (БУГ) границ по углам разориентации (в).

Совместный анализ ДОЭ- карт и распределения факторов Шмида позволил выявить последовательность активизации различных систем скольжения, определяющую эволюцию системы границ в процессе деформирования. Так, в условиях преобладания призматического скольжения происходят интенсивное формирование малоугловых границ (МУГ) и образование преимущественно фрагментированной структуры. В условиях действия вторичных систем

скольжения активного образования новых субграниц не происходит (рис. 1в), а реализуется перестройка системы границ в результате распада несовершенных МУГ ($< 3^\circ$), состоящих преимущественно из дислокаций с различными векторами Бюргерса. Сложность встраивания в подобные границы решеточных дислокаций, их последующей аннигиляции и перестройки обусловлена ограниченностью количества возможных дислокационных реакций между $\langle a \rangle$ и $\langle c+a \rangle$ дислокациями и возникновения различного рода несокльзающих конфигураций [3]. Рассыпание субграниц сопровождается перераспределением части дислокаций в большеугловые геометрически необходимые границы (ГНГ) с углом разворота $\sim 15-30^\circ$, окаймляющие области коалесцирующих фрагментов. При этом происходит существенное изменение размера, формы зерен, субзерен и их ориентации, результатом которого является формирование значительных протяженных объемов материала с ориентационной однородностью, которые становятся в дальнейшем компонентами текстуры [4]. Деформация освобожденных от дефектов элементов структуры продолжается путем следующего цикла дислокационных превращений, что сопровождается измельчением структуры материала.

Таким образом, основной тенденцией эволюции границ при пластическом формоизменении анизотропного сплава циркония является формирование ориентационно устойчивых большеугловых ГНГ, расположенных вдоль оси растяжения и разделяющих текстурные компоненты. При этом необходимая ротационная деформация осуществляется не путем прогрессирующей переориентации фрагментов [5], а дискретным приращением разориентировок в результате стока дислокаций после распада неравновесных малоугловых границ в низкоэнергетические большеугловые границы, т.е. по механизму атермической коалесценции.

Литература

1. Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. Эволюция дефектных структур при пластической деформации сплавов циркония // Деформация и разрушение материалов. 2006, №10. С. 12-15.
2. Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. Цикличность дислокационных перестроек при формировании шейки в ГПУ – сплаве Zr-Nb // ЖТФ. 2011. Т.81, вып.5. С. 59-64.
3. Предводителев А.А., Троицкий О.А. Дислокации и точечные дефекты в гексагональных кристаллах. / М.: Энергоатомиздат. 1973. 201 с.
4. Полетика Т.М., Пшеничников А.П., Гирсова С.Л. Эволюция микроструктуры и микротекстуры в процессе формировании шейки в сплаве Zr-1%Nb // ЖТФ. 2011, Т. 81, вып.11. С. 82-88.
5. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ОБОЛОЧЕК ВЗРЫВНЫХ УСТРОЙСТВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ИХ ДРОБЛЕНИЯ

Грязнов Е.Ф., Никитина Е.В., Ботвина Л.Р.¹

*МГТУ им. Н.Э.Баумана
ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН*

Взрывное нагружение металлических оболочек приводит к их высокоскоростному деформированию и разрушению на отдельные фрагменты. Несмотря на бурное развитие численных методов исследования поведения оболочек под действием взрыва, наиболее достоверными остаются экспериментальные методы исследования, в частности – исследование морфологических признаков образовавшихся фрагментов.

Экспериментальное изучение морфологических признаков фрагментов и их зависимости от параметров взрывного устройства (ВУ) существенно дополняет наши представления о физических процессах, протекающих при взрывном нагружении оболочек, и позволяет уточнить физико-математические модели процесса функционирования ВУ.

В настоящей работе рассмотрено влияние линейных размеров оболочки на геометрические параметры фрагментов и количественные распределения фрагментов по массовым группам.

Для изучения влияния масштаба оболочки на морфологические признаки фрагментов испытывались геометрически подобные цилиндры-макеты, изготовленные из трех типов сталей (20, 45X1, С-60), наполненные флегматизированным гексогеном (плотность $\rho_0=1,64 \text{ г/см}^3$ $D=8300 \text{ м/с}$).

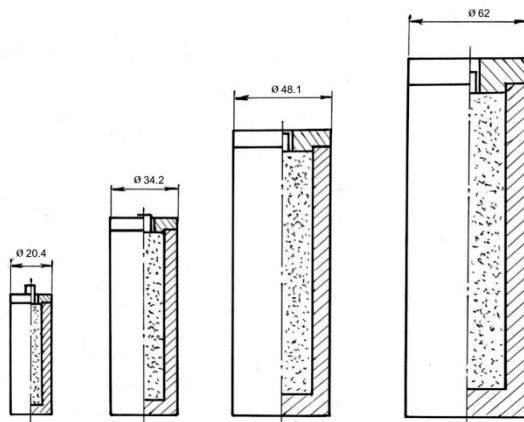


Рис. 1. Ряд геометрически подобных макетов с внешним диаметром от 20.4 до 62 мм.

Улавливание фрагментов при взрыве макетов проводилось в мягкой тормозящей среде - древесных опилках.

После подрыва макетов фрагменты развешивались по массовым группам, и измерялись длина, ширина и толщина фрагментов. Для обмеров выбирались по 50 регулярных фрагментов из каждой массовой группы, имеющих участки внешней и внутренней поверхностей. В тех массовых группах, где число фрагментов было менее 50, обмерялись все фрагменты.

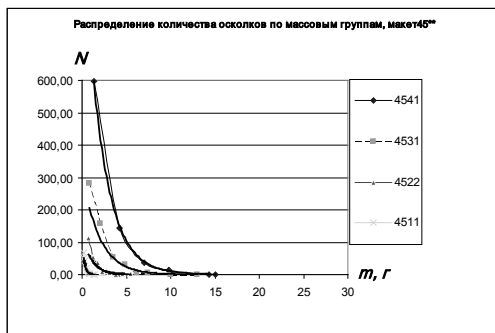


Рис. 2. Распределения числа фрагментов по массовым группам для четырех макетов из стали 45X1.

После обработки получены распределения чисел фрагментов, а также средних значений длины, ширины и толщины фрагментов по массовым группам.

Распределения чисел фрагментов по массовым группам (рис.2) наиболее достоверно описываются экспоненциальной зависимостью, вида $N_i(m) = K_1 e^{K_2 m}$, где коэффициенты K_1 и K_2 существенно зависят и от размера оболочки, и от типа стали.

Распределение длины фрагментов по массовым группам (рис.3а) аппроксимируется линейной зависимостью $l(m) = K_3 m + K_4$, где коэффициент K_3 зависит от размера оболочки и не

зависит от материала оболочки. Распределение ширины фрагментов по массовым группам (рис. 3б) соответствует показательной функции $f(m) = K_5 \cdot m^{K_6}$, где коэффициенты K_5 и K_6 практически не зависят от геометрических размеров оболочки, и зависят от материала макета.

В работе также были получены средние значения длины, ширины и толщины регулярных фрагментов по каждому макету в целом (рис.4). При этом ширина и толщина среднего фрагмента имеет линейное соответствие масштабу макета ($f_{cp} \sim D$, $h_{cp} \sim D$), а длина среднего фрагмента не пропорциональна размеру макета ($l_{cp} \sim D^{0.5}$).

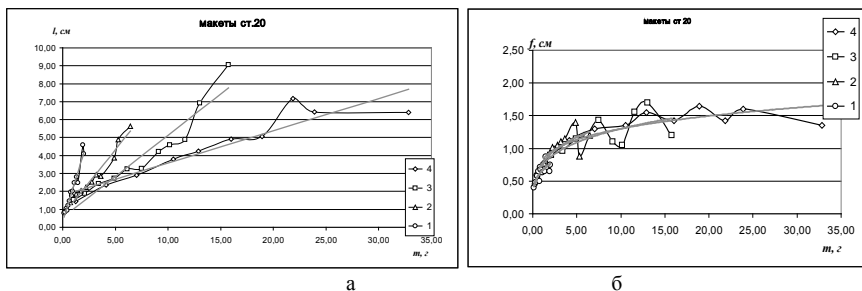


Рис. 3. Распределения длины(а) и ширины(б) фрагментов по массовым группам для макетов из стали 20.

Соответственно масса среднего фрагмента не пропорциональна кубу размера макета, а имеет более слабую зависимость от масштаба: $m_{cp} \sim D^{2.5}$.

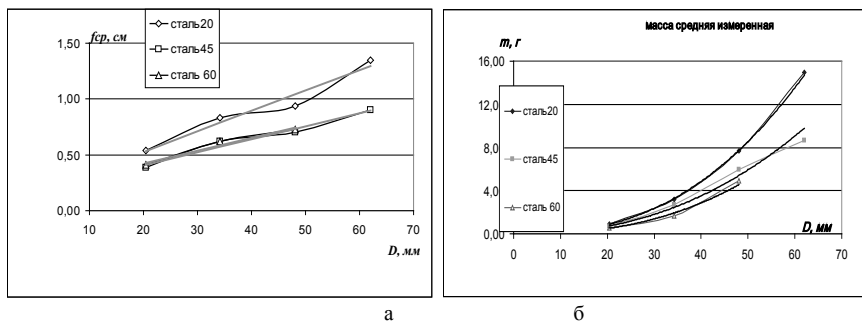


Рис. 4. Зависимость ширины (а) и массы (б) усредненного регулярного фрагмента от внешнего диаметра макета.

Проведенные исследования показывают неоднозначное соответствие рассмотренных характеристик фрагментов размеру испытанной оболочки. При линейном масштабировании геометрически подобных стальных оболочек не наблюдается такого же линейного масштабирования размеров их фрагментов.

НАКОПЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И РОСТ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ПЕРЕГРУЗКАХ

Дронов В.С.¹, Репков М.Ю.¹, Ботвина Л.Р.²

¹Россия, Тульский государственный университет, dronov.vs@gmail.com

²Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

FATIGUE DAMAGE ACCUMULATION AND CRACK GROWTH BEHAVIOUR IN HIGH-STRENGTH CARBON STEEL DURING OVERLOADS

Dronov V.S., Repkov M.Y., Botvina L.R.

This paper presents a study of the influence of cyclic microplastic deformation on damage accumulation and the kinetics of fatigue cracks in high-strength martensitic steel 30HN2MFA at two-stage loading with 50 percent overload during the first stage. Two types of damage accumulation are found for this structure state connected to softening during steady loading and hardening during testing with overloads

В современном представлении закон линейного суммирования усталостных повреждений Пальмгрена–Майнера получил расширенную формулировку: накопленная поврежденность при сочетании разных амплитуд напряжений зависит не только от суммы относительных чисел циклов наработки, но и от величины амплитуд напряжений, последовательности чередования амплитуд, и от свойств материалов [1], т.е. $D_n = f(\sigma, n/N, \mu)$, где μ – некоторая функция упругопластических свойств. При варьировании этими параметрами величина накопленной поврежденности может существенно отличаться от единицы, как это устанавливает закон линейного суммирования.

Для циклических испытаний высокопрочной стали 30ХН2МФА использовали цилиндрические образцы с пятью V-образными надрезами одинаковой глубины (радиус в вершине надреза 0,1 мм). Испытания проводили в условиях консольного изгиба с вращением [2]. После закалки и отпуска исследуемая сталь имела структуру мартенсита отпуска и следующие механические свойства $\sigma_B = 1610$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1360$ МПа, $\delta_5 = 12,5\%$, $\psi = 37,5$, твердость HRC 46.

Образцы испытывали при постоянной амплитуде напряжений (базовая кривая усталости) и при двухступенчатых нагружениях с амплитудами и числом циклов $(\sigma_1, n_1) + (\sigma_2, n_2)$

, где σ_1 – напряжение перегрузки равное $1,5\sigma_2$, σ_2 – базовая (основная) амплитуда; n_1 – число циклов перегрузки принимали 5 % от числа циклов до базовой кривой $n_1 \approx 0,05 N_{f1}$; n_2 – число циклов до разрушения при амплитуде σ_2 . Накопленную поврежденность вычисляли по формуле $D_n = \sum(n_i/N_i)$ по данным разрушения образца по первому, наиболее нагруженному надрезу.

Было обнаружено, что влияние ступенчатого нагружения на ограниченную долговечность стали 30ХН2МФА структуры мартенсита отпуска неоднозначно. Так, при испытании с перегрузкой наблюдается как снижение долговечности (рис. 1 и табл.), так и ее увеличение. В первом случае соотношение суммарной долговечности ступенчатого нагружения к долговечности при постоянной амплитуде нагружения $N/N_f < 1$ (образцы 7, 8), а во втором – $N/N_f > 1$ (образцы 3, 9).

В испытаниях с недогрузкой на первой ступени (образцы 4, 5) наблюдается незначительный прирост соотношения N/N_f . Суммарная величина относительной накопленной поврежденности приведена в табл.

Анализ зависимостей длины трещин от напряжений в надрезах для образцов, испытанных по приведенным выше схемам нагружения, показал, что для стационарного нагружения эти зависимости имеют линейный характер, что тождественно линейноупругому деформируемому объему с однородными свойствами. В испытаниях с перегрузками (кривые 3, 8 и 9, см. рис. 1) выявлено две особенности: во-первых, на участках от второго до третьего надреза уменьшается угол наклона зависимости, что связано со снижением скорости роста трещин; во-вторых, перегрузка, выполненная в период образования трещины размером 0,02 мм (см. табл.,

образец 9) снижает длину выявленных трещин во втором и третьем надрезах в 3,4 и 3,8 раза соответственно.

Таблица. Значения накопленной поврежденности (D_n) и долговечность ($N_{..}$) при ступенчатом нагружении

№ обр.	σ_{a1} , МПа	n_1 , цикл.	n_1/N_{f1}	σ_{a2} , МПа	n_2 , цикл.	n_2/N_{f2}	$D_n = \sum n_i/N_{fi}$	$N = n_1 + n_2$ цикл.	N/N_f
3	400	1600	0,055	267	226400	1,092	1,147	228000	1,10
9*	400	1650	0,057	267	120000 + 171850	1,408	1,465	293500	1,42
8	340	3500	0,057	230	322900	0,873	0,930	326400	0,88
7	267	8600	0,042	190	717700	0,805	0,847	726300	0,81
4	267	8600	0,042	400	23800	0,821	0,863	32400	1,12
5	230	13900	0,038	340	56000	0,916	0,954	69900	1,14

* перегрузка после 120000 циклов.

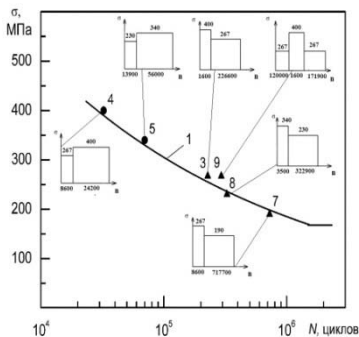


Рис. 1. Результаты усталостных испытаний: I – базовая кривая усталости при постоянной амплитуде напряжения; \blacktriangle – испытания с перегрузкой; \bullet – испытания с недогрузкой; цифры у точек – номера образцов

Об изменении свойств материала судили по изменению микротвердости у надрезов и в окрестности трещины. Проведенные исследования подтвердили предположение о том, что подобные структуры склонны к разупрочнению, связанному со снижением микротвердости в сравнении с исходным значением [3]. Так как мартенсит после закалки имеет высокую плотностью дислокаций и значительные остаточные напряжения в локальных объемах, а низкий отпуск их полностью не снимает, то действие циклических напряжений способствует развитию релаксационных процессов в виде локализованной субмикроскопической деформации. Об этом свидетельствует образование макрозоны с пониженной микротвердостью у надрезов и в окрестности трещин во всем диапазоне испытаний с постоянными амплитудами напряжений выше предела усталости (рис.2, а).

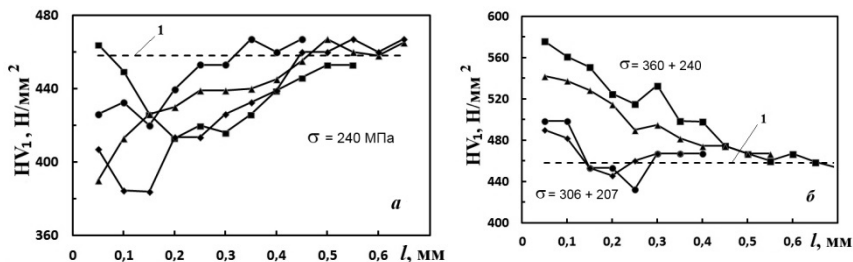


Рис. 2. Макрозоны разупрочнения (а) и упрочнения (б), определенные по изменению микротвердости в направлении нормальном берегам трещины и на расстояниях от надреза: а) \blacksquare – 0,2 мм, \blacktriangle – 0,6 мм, \blacklozenge – 0,8 мм; \bullet – у вершины надреза до образования трещины; б) \blacksquare – 0,2 мм, \blacktriangle – 0,6 мм; \bullet – 0,1 мм, \blacklozenge – 0,4 мм; 1 – исходное значение микротвердости

При двухступенчатом нагружении с перегрузкой 1,5 на первой ступени уровень амплитудных напряжений достаточно велик, а мартенсит отпуска имеет способность к пластической деформации в ограниченном диапазоне ($\sigma_B / \sigma_T = 1,18$, коэффициент степенного упрочнения $m = 0,15$), что обуславливает возможность деформационного упрочнения при циклических напряжениях. Уровень амплитудных напряжений, соответствующий условию макротекучести у вершины надреза, примерно определяется условием $\sigma_{\alpha} = \sigma_{0,2}$ [2]. Величина амплитуды напряжения, получаемая из данного условия, составляет $\sigma = 234$ МПа. Это означает, что при циклических испытаниях с перегрузкой $\sigma_1 > 234$ МПа должна появляться упрочненная макрозона, размеры которой были определены по увеличению микротвердости (рис. 2, б).

Проведенные исследования показали, что усталостное повреждение и разрушение высокопрочной стали 30ХН2МФА со структурой отпущенного мартенсита при испытаниях с постоянными амплитудами напряжений сопровождается образованием пластической макрозоны, основным механизмом повреждения внутри которой является механизм разупрочнения. В испытаниях с перегрузкой проявляется способность к упрочнению в пластической макрозоне у вершины надреза. Размер зоны и степень упрочнения зависят от остроты надреза, а следовательно, и от значения теоретического коэффициента концентрации напряжений, определяющий уровень амплитуды напряжения, выше которого основным механизмом повреждения является упрочнение. Ниже этого уровня проявляется механизм разупрочнения.

Список литературы

1. Ресурс машин и конструкций / В. В. Болотин. – М.: Машиностроение, 1990. – 448 с.
2. Дронов В.С., Ботвина Л.Р., Блинов В.М. и др. // Металлы. 2006. № 5. С. 112–122.
3. Хершберг Р. В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1989. – 575 с.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ НА НАНО-, МИКРО-, МЕЗО- И МАКРОУРОВНЯХ НА СТАДИИ ФОРМИРОВАНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ

Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Бакач Г.П., Скосырский А.Б.

*Россия, Сибирский физико-технический институт имени академика В.Д. Кузнецова
«Национального исследовательского Томского государственного университета»,
dudarev@spti.tsu.ru*

PLASTIC DEFORMATION OF SUBMICROCRISTALLINE METALS ON NANO-, MICRO-, MEZO- AND MACROLEVELS ON STAGE OF YIELD STRENGTH FORMING
Dudarev E.F., Pochivalova G.P., Bakach G.P., Skosyrskii A.B.

Multilevel approach to development of plastic deformation was considered for metals materials with submicrocrystalline structure on the yield strength formation stage. It was motivated the relationship between the plastic deformation level and micro-plastic deformation stage.

Металлы и сплавы с субмикрористаллической структурой, сформированной в процессе интенсивной пластической деформации, являются структурно-неоднородными средами. Для них с самого начала нагружения характерна неоднородность напряженного состояния, обусловленная следующими структурными факторами. Во-первых, как и при крупнозернистой рекристаллизованной структуре, она является следствием разной ориентации зерен и наличием анизотропии модулей упругости, а также возникновением в стыках трех зерен и на зернограничных ступеньках, локальной концентрации напряжений наномасштабного уровня. Во-вторых, при субмикрористаллической структуре внутри зерен и у границ имеются внутренние напряжения, которые могут быть того же или противоположного знака по отношению к внешнему напряжению. Кроме того, у границ зерен, выходящих на поверхность образца, действуют более высокие напряжения, чем у границ в объеме образца. Вследствие

такой неоднородности напряженного состояния и наличия наноконцентраторов напряжения пластическая деформация в субмикроструктурных металлах и сплавах начинается при очень низком внешнем напряжении в расположенных на поверхности образца зернах. Первоначально пластическая деформация образца с ростом внешнего напряжения увеличивается за счет увеличения доли изолированных друг от друга пластически деформированных зерен и степени их пластической деформации, то есть развивается на микроуровне.

Пластическая деформация зерна на микромасштабном уровне приводит к релаксации в зерне наноконцентраторов напряжения и внутренних напряжений, возникших при интенсивной пластической деформации. В то же время в соседних с ним зернах возникает концентрация напряжения на микромасштабном уровне, что способствует вовлечению этих зерен в пластическую деформацию. В образовавшейся мезозоне локализации пластической деформации (в зародыше полосы Людерса) происходит релаксация нано- и микроконцентраторов напряжения. При этом на ее границе возникают новые микроконцентраторы напряжения, которые способствуют расширению мезозоны локализации пластической деформации. Так происходит вплоть до образования макрозоны локализации пластической деформации, то есть до момента завершения формирования полосы Людерса.

Согласно этой многоуровневой модели, интенсивность развития микропластической деформации при субмикроструктурной и крупнозернистой структурах определяется изменением доли пластически деформированных зерен и коэффициента их упрочнения с ростом внешнего напряжения, которые зависят от напряжения старта и сопротивления движению дислокаций. Так как зависимость этих характеристик от внешнего напряжения изменяется при переходе от локализации пластической деформации с микро- на мезомасштабный уровень, то на диаграмме нагружения ниже физического предела текучести должно наблюдаться две стадии микропластической деформации. Экспериментальные исследования субмикроструктурных и крупнозернистых металлов и сплавов подтвердили это: на первой стадии зависимость напряжения течения от степени микропластической деформации близка к линейной, а на второй стадии она параболическая.

Обоснована физическая природа взаимообусловленности развития пластической деформации на разных структурно-масштабных уровнях при субмикроструктурной структуре. На примере титана с субмикроструктурной и крупнозернистой структурой выяснены закономерности деформационного поведения на стадии формирования предела текучести и наномеханизмы пластической деформации на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях при комнатной и повышенных температурах.

РОЛЬ КРИВЫЗНЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ОБРАЗОВАНИИ МИКРОПОР И РАЗВИТИИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ТЕХНИЧЕСКОМ ТИТАНЕ

Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, e-mail: elsukova@yandex.ru

THE ROLE OF CURVATURE OF THE CRYSTAL STRUCTURE IN EDUCATION OF MICROPORES AND DEVELOPMENT OF THE FATIGUE CRACKS IN COMMERCIAL TITANIUM

Elsukova T.F., Panin V.E., Popkova Ju.F.

Studied the multilevel mechanism of fatigue fracture of titanium with surface layer of hydrogenated under alternating bending at room temperature. It is shown that the generation of fatigue fracture occurs in the surface layer which undergoes plastic deformation in conjunction with an elastically loaded substrate. Last causes the appearance of a strong curvature of the material and the appearance of micropores in these areas together in any fatigue cracks. The emergence of the local curvature of the crystal structure plays a central role in the origin and development of fatigue fracture as a structural phase decomposition of the material under cyclic loading.

Традиционно проблема усталостного разрушения рассматривается в рамках линейных приближений механики сплошной среды и физики деформационных дефектов в нагруженном твердом теле. Однако такие исследования базируются на одноуровневом анализе усталостных

явлений без учета самосогласования пластически деформируемого поверхностного слоя и упруго нагруженного объема материала.

Многоуровневый подход физической мезомеханики рассматривает деформируемое твердое тело как нелинейную иерархически организованную систему, в которой поверхностные слои являются важной функциональной подсистемой [1]. В условиях знакопеременного изгиба ниже предела текучести материала основная пластическая деформация развивается в поверхностных слоях в сопряжении с упруго нагруженной подложкой. Пластические сдвиги в поверхностном слое развиваются в сопряженных направлениях \max . Возникающие при этом в поверхностном слое поворотные моды деформации и формирование зон сильной кривизны приводят к зарождению и развитию поверхностных усталостных трещин. Микроскопия высокого разрешения позволяет исследовать кинетику этого процесса как структурно-фазового распада [2].

Для решения этой задачи очень информативны исследования механизма усталостного разрушения при знакопеременном изгибе технического титана с наводороженным поверхностным слоем. При знакопеременном изгибе сильно выражены стесненность поворотных мод деформации в поверхностных слоях материала и возникновение в них зон локальной кривизны. Полиморфизм титана и наводороживание его поверхностного слоя должны способствовать выявлению при знакопеременном изгибе Ti-H₂ зон предразрушения на интерфейсах в иерархии поворотных мод деформации. Выполненное в настоящей работе исследование полностью это подтвердило.

В качестве материала исследования использовали титан ВТ1-0 в исходном и наводороженном состоянии. Плоские образцы с головками нагружали при комнатной температуре знакопеременным изгибом, обеспечивающим преимущественную пластическую деформацию только поверхностных слоев. В процессе нагружения изучали трехмерную картину формирующейся поверхностной мезосубструктуры.

Выполненные исследования показали наличие сильной многоуровневой кривизны поверхностного слоя вблизи магистральной усталостной трещины (рис.1). Раскрытие трещины происходило зигзагообразно с периодическим изменением знака поворота в соответствии с законом сохранения момента импульса. На участке АКВС происходил поворот трещины против часовой стрелки (рис.1,а), который обусловил такой же поворот конгломерата зерен О. В соответствии с законом сохранения момента импульса на границе KL формируется аккомодационная трещина обратного знака поворота (по часовой стрелке). Методом интерференционной профилометрии на границе KL выявлено развитие микропористости (рис.1,б). Сложный профиль кривизны в зоне этой границы обусловил прерывистый характер распространения аккомодационной трещины KL, сохранив на участке MN локально экструдированного материала большое количество микропор. Установлено, что поры формируются в зонах глубокой интрузии с сильной кривизной.

На рис.2 представлено расслоение зерна С, расположенного также вблизи магистральной трещины, на полосы сдвига-поворота. Смежные с ним зерна D и E вызывают сильную стесненность поворота зерна С. Это приводит к развитию в нём многоуровневой кривизны и его последнему расслоению. При повороте зерна С в каждой полосе формируется lamellarная структура, в которой отдельные lamелли смещаются относительно друг друга. А на границах ab, cd, ef смежных полос сдвига-поворота формируется строчечная пористая структура. При небольших взаимных смещениях полос чередование микропор на их границах сохраняет периодичность. При больших смещениях полос микропоры формируют протяженные трещины или сминаются.

Вопрос о механизме возникновения микропор в зонах сильной кривизны и их определяющей роли в распространении трещин является особенно актуальным в теории усталостного разрушения. В литературе он обсуждался только в проблеме межзеренного разрушения при высокотемпературной ползучести и усталости, когда интенсивно развиваются диффузионные процессы. В настоящем исследовании усталостное разрушение развивается при $T=0,2T_{пл}$ титана, когда процессы диффузии подавлены. Но при этом сильно выражены эффекты кривизны в наводороженном поверхностном слое титана. Их определяющая роль установлена в настоящей работе: усталостная трещина распространяется не по границам зерен, испытывающих поворот, а через зоны глубокой интрузии в приграничных зонах, в которых сформировалась сильная кривизна.

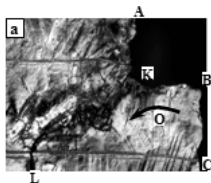


Рис.1. Ti-Ni. Оптическое изображение фрагмента поверхностного слоя вблизи магистральной усталостной трещины АКВС и аккомодационной трещины KL, $\times 100$ (а); интерференционная 3D картина распространения трещины KL путем формирования и коагуляции микропор, $\times 180$ (б).

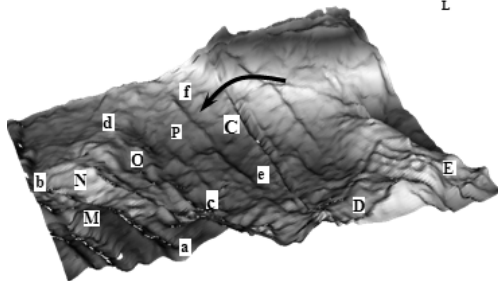
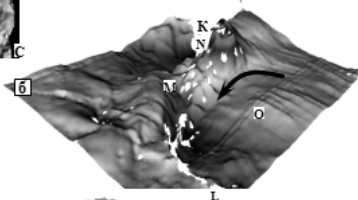


Рис.2. Ti-Ni. Интерференционная 3D картина многоуровневой кривизны и полного расслоения зерна С на полосы сдвига – поворота вблизи усталостной трещины, $\times 500$.

Отсюда следует важное заключение, что в условиях низких температур деформации структурно-фазовый распад материала происходит не в границах зерен, а в границах поворотного типа, где возникают сильная кривизна и растягивающие нормальные напряжения. Данное заключение снимает проблему сингулярности в вершине трещины в линейной механике разрушения.

Литература.

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов. В 2-х т. Под ред. В.Е. Панина. Новосибирск, Наука, 1995. – Т.1. - 298 с., Т.2. - 320 с.
2. Panin V.E. Fracture Mesomechanics of a Solid as a Nonlinear Hierarchically Organized System // Proc. Eur. Conf. Fracture 19, Kazan, Russia, 2012. – Kazan: Kazan Sci. Center RAS, 2012 (электронный ресурс).

ЯВЛЕНИЕ АВТОВОЛНОВОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПОЛОСЫ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННОМ ТИТАНЕ

Иванов М.Б., Пенкин А.В., Колобов Ю.Р.

Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет
Ivanov.Maxim@bsu.edu.ru

PHENOMENON OF AUTOWAVE SHEAR BEND PROPOGATION ON TORSION DEFORMATION OF NANOSTRUCTURED TITANIUM

Ivanov M.B., Penkin A.V., Kolobov Yu.R.

In this paper we present the first results of the newly discovered phenomenon of autowave plastic deformation on torsion of nanostructured CP-titanium, namely: propagation of the localized adiabatic shear bend with the strain rate of 10^2 - 10^3 s^{-1} and with the high total accumulated strain ($\epsilon > 1$) through the whole sample. The autowave is realized at ambient temperature in twisting rods of the material with perfect submicron-grained structure.

При кручении наноструктурированного технически чистого титана марки ВТ1-0, полученного по технологическому регламенту, включающему холодную поперечно-винтовую прокатку на последнем этапе деформирования, было обнаружено, что при закручивании прутка с угловыми скоростями в диапазоне 25-250 об/мин. (2,6-26 рад/сек) вместо равномерной деформации вдоль всего образца или локализованной деформации, приводящей к разрушению, наблюдается уникальное ранее неизвестное явление: автоволновое распространение локализованной полосы деформации кручением. Это выражается в том, что на начальных этапах закручивания стохастически формируется зона локального пластического течения шириной около одного диаметра образца, которая начинает перемещаться вдоль цилиндрического образца, одновременно сжимаясь до ширины менее миллиметра. Полоса деформации кручением распространяется со скоростью порядка нескольких миллиметров в секунду в одном из направлений вдоль оси образца. При этом вне полосы скорость деформации кручением практически равна нулю, как до, так и после прохождения полосы. На рисунке приведены изображения цилиндрического образца после остановки в процессе испытаний, на котором изначально были нанесены продольные оси цилиндра риски.

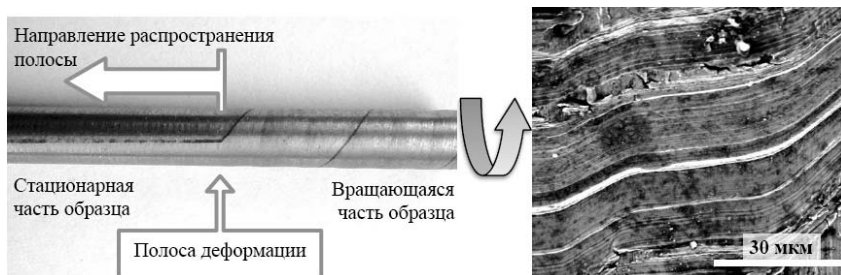


Рисунок. Изображение образца после остановки кручения а) внешний вид, б) растровая электронная микроскопия поверхности.

Величина истинной деформации на поверхности прутка определяется по формуле $e = t\gamma$, где γ – угол подъема винтовой линии, измеренный с помощью рисок, нанесенных на поверхность прутка. Проведенные оценки наколенной степени деформации сдвига на поверхности образца показали, что её величина составляет порядок $e \sim 1,2$. Усредненная деформация по сечению образца, которая равна $e_{cp} = 2/3 \cdot e$, составляет величину порядка 0,8.

При выбранных условиях эксперимента скорость перемещения волны составила 6,6 мм/сек. При наблюдаемой ширине полосы деформации по данным РЭМ не более 10 мкм скорость деформации вблизи поверхности в локализованной полосе достигала порядка $8 \cdot 10^2 \text{ сек}^{-1}$. Обнаруженные скорости деформации и ширина полосы совпадают с известными характеристиками адиабатических полос локализованной деформации, характерных для металлических материалов на стадии развитой пластической деформации.

После прохождения сдвиговой волны границы зерен становятся существенно неравновесными: вблизи таких границ формируются дальнедействующие поля напряжений, связанные с высокой плотностью внесенных зернограницных дислокаций.

В процессе распространения волны пластической деформации наблюдается интенсивный разогрев образца. Упрощенный расчет теплового эффекта может быть получен с использованием выражения $\beta \cdot e \cdot \sigma_{flow} = \rho \cdot C_p \cdot \Delta T$, где $\rho = 4,5 \text{ г/см}^3$ – плотность титана, $C_p = 0,523 \text{ Дж/(г} \cdot \text{градус)}$ – теплоемкость титана, β коэффициент, примерно равный 0,9. Предполагая, что напряжения течения σ_{flow} в адиабатической полосе соответствуют пределу текучести при кручении наноструктурированного титана 465 МПа [1], то усредненный разогрев образца должен составлять около 168 К.

Известно, что в сильно фрагментированной структуре металлического материала в процессе деформации (в том числе высокоскоростной) возможна реализация «сверхпластичного» состояния, при котором активным и значимым механизмом ротационной пластичности становится зернограницное проскальзывание (ЗГП). Данный эффект предсказан и наблюдается в условиях интенсивной «накачки» границ зерен решеточными дислокациями [2].

Необходимым условием «сверхпластичности» в локализованной полосе посредством активизации ЗГП при низких температурах является сопровождающий полосу тепловой эффект (адиабатический процесс), который самосогласованно является следствием большой степени и высокой локальной скорости деформации. Необходимо подчеркнуть, что всё вышесказанное относится только к наноструктурированному состоянию металлического материала, для которого характерны большая протяженность и неравновесное состояние границ зерен. В таком состоянии экспериментально установлено значительное повышение коэффициентов диффузии по границам зерен [3], [4], [5]. В процессе деформации массоперенос ускоряется ещё на порядки величины. В серии экспериментов нами было экспериментально установлено: автоволновой процесс деформации кручением не наблюдается на крупнозернистом, в том числе холоднодеформированном титане, а также его сплавах ВТ6 и ВТ16 в различных структурных состояниях (после закалки, старения, горячей деформации). Кроме того, волновой процесс не реализуется и в наноструктурированном титане, в том случае, если зерна неравноосные и значительно вытянуты в направлении оси образца. В этом случае наблюдается равномерное кручение образца до момента разрушения.

Средняя степень накопленной деформации в образце в результате прохождения автоволны кручения ($\epsilon \sim 0,8-1,2$) соответствует степени деформации при РКУП и винтовой экструзии [6], [7], в поверхностных слоях образца значительно превышая их. Можно сказать, что обнаружен эффект самораспространяющейся интенсивной пластической деформации, который характеризуется всеми необходимыми условиями ИПД: величиной накопленной степени деформации, скоростью деформации, узкой полосой деформации чистого сдвига и адиабатой процесса.

Литература

- [1] М. В. Иванов, Y. R. Kolobov, E. V. Golosov, I. N. Kuz'menko, V. P. Veinov, D. A. Nechaenko и E. S. Kungurtsev, «Mechanical Properties of Mass-Produced Nanostructured Titanium,» *Nanotechnologies in Russia*, т. 6, № 5-6, pp. 370-378, 2011.
- [2] V. N. Perevezentsev, V. V. Rybin и V. N. Chuvil'deev, «The theory of structural superplasticity — II. Accumulation of defects on the intergranular and interphase boundaries. Accomodation of the grain-boundary sliding. The upper bound of the superplastic strain rate,» *Acta Metallurgica et Materialia*, т. 40, № 5, pp. 895-905, 1992.
- [3] Y. R. Kolobov, G. P. Grabovetskaya, M. B. Ivanov, A. P. Zhilyaev и R. Z. Valiev, «Grain boundary diffusion characteristics of nanostructured nickel,» *Scripta Materialia*, т. 44, № 6, pp. 873-878, 2001.
- [4] S. V. Divinski, G. Reglitz, H. Rosner, Y. Estrin и G. Wilde, «Ultra-fast diffusion channels in pure Ni severely deformed by equal-channel angular pressing,» *Acta Materialia*, т. 59, № 5, pp. 1974-1985, 2011.
- [5] X. Sauvage, G. Wilde, S. V. Divinski, Z. Horita и R. Z. Valiev, «Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena,» *Materials Science and Engineering A*, т. 540, № 1, pp. 1-12, 2012.
- [6] Y. Estrin и A. Vinogradov, «Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science,» *Acta Materialia*, т. 61, № 3, pp. 782-817, 2013.
- [7] Y. Beygelzimer, V. Varyukhin, S. Synkov и D. Orlov, «Useful properties of twist extrusion,» *Materials Science and Engineering: A*, т. 53, № 1-2, pp. 14-17, 2009.

ОБРАЗОВАНИЕ ТРЕЩИН В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ НИКЕЛЬКОБАЛЬТОВОГО СПЛАВА ЖЕЛЕЗА И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Калетина Ю.В., Ефимова Е.Д., Романов М.К.

Россия, Институт физики металлов УрО РАН, kaletina@imp.uran.ru

THE FORMATION OF CRACKS IN WELDED JOINT OF NI-CO ALLOY BASED IRON AND AUSTENITIC STEEL

Kaletina Yu.V., Efimova E.D., Romanov M.K.

The structure of 29Ni17Co alloy and austenitic steel 12Cr18Ni10T welds was investigated with optical and scanning electron microscopy methods using the local electron microprobe analysis. It was found that defects as hot cracks are formatted in the welds. Cracks form in metal of the weld and

heat-affected zone. Differences of chemical composition of the surface, microstructure and the austenite grain size in the welds were identified.

При конструировании различных многофункциональных микроузлов, электромеханических реле для авиационной и космической техники часто применяют лазерную сварку. При этом не всегда учитывается сочетание физических свойств свариваемых сплавов, что приводит к дефектам приборов по герметичности из-за наличия трещин в сварном шве, и дополнительным затратам по устранению этих дефектов.

В настоящей работе исследовали структуру сварных швов деталей из аустенитной стали 12Х18Н10Т и сплава 29НК с целью выяснения причин образования трещин в сварном соединении.

Детали из нержавеющей стали 12Х18Н10Т и сплава 29НК после предварительной термообработки (отжига в вакууме при температурах 1050-1100 °С, 15 мин – для стали 12Х18Н10Т и 1000-1050 °С, 1 ч – для сплава 29НК) подвергали лазерной сварке. Особенности теплового воздействия при лазерной сварке определяют минимальные деформации сварных конструкций. Однако не устраняют проблему образования трещин в случае сварки различных по химическому составу сплавов, особенно если детали имеют еще и гальваническое покрытие.

После сварки в сварных соединениях были обнаружены трещины. Установлено, что трещины образуются в различных участках сварного соединения никелькобальтового сплава железа 29НК и аустенитной стали 12Х18Н10Т. Показано, что трещины длиной от 30 до 100 мкм и более возникают как в зоне расплава, так и в зоне термического влияния (рис. 1). Наблюдали как одиночные трещины зигзагообразной формы (рис. 1 а), так и разветвленные трещины (рис. 1 б).

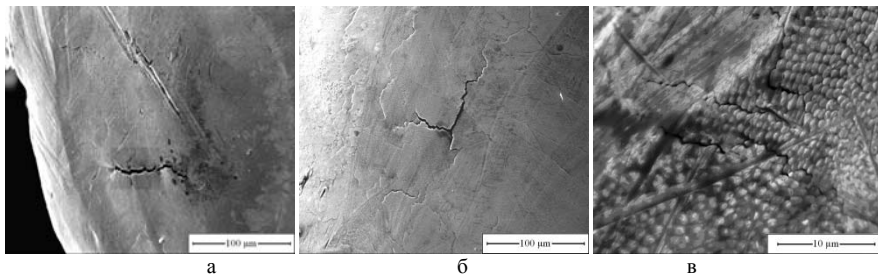


Рисунок 1. Трещины в сварном соединении сплава 29НК и стали 12Х18Н10Т

В исследованных сварных соединениях трещины, как правило, носят межкристаллитный характер и относятся к горячим или кристаллизационным. Чаше всего они проходят по границам кристаллитов, имеющих ячеистое строение (рис. 1 в). Средний диаметр ячеек (кристаллитов) составляет порядка 1,30 мкм.

Общий микрорентгеноспектральный анализ поверхности сварного шва показал, что в спектре наряду с основными элементами, входящими в состав стали 12Х18Н10Т и сплава 29НК, практически во всех спектрах было обнаружено повышенное содержание серы и фосфора. Микрорентгеноспектральный анализ разных участков сварных соединений показал, что наблюдается химическая неоднородность по легирующим элементам: никелю, кобальту, хрому, титану, марганцу, а также повышенное содержание серы и фосфора.

Металлографические исследования показали, что в сварных швах наблюдается неоднородная зеренная структура: крупные зерна неправильной формы, а также участки с мелкозернистой структурой. В отдельных случаях трещины располагаются по границам anomalously крупных зерен неправильной формы.

Свариваемые материалы (сталь 12Х18Н10Т и сплав 29НК) отличаются друг от друга своими физико-химическими свойствами. Практически при всех температурах значения коэффициента линейного расширения сплава 29НК в три раза меньше, чем стали 12Х18Н10Т, вследствие чего в зоне сплавления могут возникать напряжения.

Таким образом, показано, что на образование трещин влияют различные факторы, определяющие величину напряжений и деформаций в сварных соединениях: химическая неоднородность по легирующим элементам, повышенное содержание серы и фосфора,

неоднородностью зеренной структуры, существенные различия в значениях коэффициентов линейного расширения стали 12Х18Н10Т и сплава 29НК.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 12-03-00050-а, а также при поддержке проекта Президиума УрО РАН 12-У-2-1022.

УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Капитонов А.М., Редькин В.Е.

Россия, Сибирский федеральный университет, e-mail: sfu-redkin@mail.ru

ELASTIC PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIALS

Капитонов А.М., Red'kin V.E.

To study the physical and mechanical properties of composite materials, including ones with additions of nanoparticles, it is suggested to use a systematic approach based on the hierarchy of the "solid", which builds on the substantial-structural features. The indicators of elastic properties of materials with complex internal structure are identified. These include: static and dynamic elastic properties, modulus of deformation, differential dynamic elastic modulus. The theories of elastic properties of composite materials for each rank level are considered. The methods of calculation and experimental determination of the elastic properties of composite materials, including ones with additions of nanoparticles, are considered. The experimental devices of pulse and pulse-phase method with different conditions of excitation of elastic waves are described.

Сформулированы методологические принципы изучения физико-механических свойств твердых тел со сложной внутренней структурой. При изучении физико-механических свойств композиционных материалов, в том числе с добавками наночастиц, авторы применили системный подход. Использована иерархия системы «твердое тело» [1,2,3], в основу которой положены вещественно-структурные признаки. Понятие «иерархия» структурных уровней организации системы «твердое тело» у специалистов в области физического материаловедения не «прижилось». В других направлениях научного познания материи принцип иерархии исследуемых объектов широко используется. Например, в геологии принцип иерархии геологической материи (геосистемы) достаточно полно разработан и широко применяется [4].

Представлена классификация композиционных материалов (КМ), в основу которой положен принцип иерархии системы «твердое тело». Обоснованы методологические принципы изучения физико-механических свойств материалов со сложной внутренней структурой. С единых позиций систематизированы упругие свойства КМ, принадлежащих разным структурным уровням системы «твердое тело». Приводится сводка данных об упругих свойствах КМ. Предложен принцип предельных значений физико-механических характеристик КМ. Установлена иерархия структурной чувствительности физико-механических характеристик КМ. В упруго-пластичных материалах элементами деформации, которые приводят в области малых деформаций – «упругих» к нелинейности деформационной кривой, становятся дислокации и их структурные образования. Проведен анализ существующих методов расчета упругих характеристик изотропных и анизотропных КМ. Большое внимание уделено анализу точности определения упругих характеристик КМ. Рассмотрены диаграммы «напряжение–деформация» композиционных материалов разной природы. Показано, что каждому участку деформационной кривой материала отвечает определенное механическое состояние. Установлена иерархия механических состояний. Первым механическим состоянием материала является упругое состояние, после которого наступает или пластическое или хрупкое или смешанное состояние. Установлены для каждого механического состояния физико-механические показатели.

Определены показатели упругих свойств материалов со сложной внутренней структурой. К ним относятся: статические и динамические упругие характеристики, модуль деформации, динамический дифференциальный упругий модуль. На основании исследований диаграмм «напряжение – деформация» упруго-пластичных материалов обосновано понятие критической деформации, выше которых в материалах наступают микропластические деформации. Показано, что динамический упругий модуль превышает значение статического модуля. Для определения динамического модуля Юнга использована теория предельных упругих характеристик материалов. Обнаружено, что зависимость динамического

дифференциального упругого модуля упруго-пластичных материалов от степени деформации отражает изменение дислокационной структуры.

Установлено, что основным методическим принципом изучения механических свойств материалов становится установление механического состояния и принадлежность их к структурному уровню иерархии системы «твердое тело». В зависимости от рангового уровня вещества обладают анизотропией механических свойств или нет. Материалы первого рангового уровня (монокристалл) и третьего (вещества с композиционной структурой) – среды, которые обладают анизотропией механических свойств. Для них наблюдается анизотропия упругих, прочностных и деформационных характеристик. Композиционные материалы второго и четвертого ранговых уровней упруго изотропны.

Рассмотрены теории упругих свойств композиционных материалов каждого рангового уровня. Установлены условия и определены материалы, у которых независимо от способа нагружения и скорости деформирования выполняется линейная связь между напряжением и деформацией – закон Гука.

Установлены типы гетерогенности композиционных материалов. Выполнен анализ теорий расчета упругих постоянных материалов, которые принадлежат ко второму ранговому уровню. Показано, что возможности существующих теорий расчета упругих характеристик поликристаллов зависят от величины параметра гетерогенности. Определен численный показатель степени гетерогенности.

Рассмотрены теории расчета упругих характеристик композиционных материалов второго рангового уровня, которые обладают «ориентационной и вещественной недетерминированностью» – многофазные поликристаллы. Определены граничные значения параметров ориентационной и вещественной неоднородности, при которых существующие теории расчета упругих характеристик композиционных материалов дают удовлетворительные результаты. Показано, что общепринятый метод расчета упругих характеристик многофазных поликристаллов, метод Фойгта – Реусса – Хилла, не может быть применен для параметров вещественной анизотропии β и $\alpha > 2$.

Для изучения внутренней структуры и эксплуатационных свойств композиционных материалов применен метод динамической упругости. Показано, что динамические упругие модули являются информативным параметрами изучения структурных переходов в дислокационной подсистеме композиционных материалов.

Показано, что для изучения упругих свойств твердых тел динамическим методом существует два принципиально отличающихся подхода. Первый из них – это расчет упругих постоянных из экспериментально определенных скоростей распространения упругих волн. Второй подход отвечает применению резонансных методов, в которых определяемыми величинами становятся упругие податливости. Показано, что только для чисто упругих материалов упругие постоянные и упругие податливости связаны между собой, и значения упругих постоянных не зависят от способа получения.

Рассмотрена теория и описаны экспериментальные установки импульсного метода с разными условиями возбуждения упругих волн и импульсно-фазового метода. Представлены методические исследования, которые позволили обосновать точность измерения скоростей распространения упругих волн разными методами.

Литература.

1. Масарович, М. Теория иерархических многоуровневых систем / М. Масарович, Д. Мако, И. Татсахара. – М.: Мир, 1973. -344 с.
2. Капитонов, А. М. Изменение динамических упругих постоянных твердых тел при ранговом переходе монокристалл – поликристалл // А. М. Капитонов, С. Г. Теремов. – Красноярск: СФУ, 2010. -588 с.
3. Капитонов, А. М. Применение метода динамической упругости для контроля качества твердосплавного инструмента / А. М. Капитонов, С. Г. Теремов, В. Е. Редькин. – Красноярск: СФУ, 2011. – 192 с.
4. Косыгин, Ю. А. Иерархия геологических объектов и тектоника / Ю. А. Косыгин, О. А. Ботах, В. А. Соловьев, Р. Ф. Черкасова // ДАН СССР. – 1972. – Т. 207. – №2. – С. 411–414.

О ФИЗИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЯХ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Капустин В.И., Захарченко К.В., Максимовский Е.А.¹

Россия, Новосибирский государственный технический университет

*¹Россия, ИНХ им. Николаева СО РАН
macler06@mail.ru, fatigue.nstu@mail.ru*

PHYSICAL PHENOMENA, OCCURRING UNDER PERIODIC STRAINING OF METAL ALLOYS

Kapustin V.I., Zakharchenko K.V., Maksimovskiy E.A.

In this paper the following physical phenomena are considering from the standpoints of non-equilibrium thermodynamics and local structural transformations: dissipative warming-up, surface relief formation, disintegration of structural elements and alteration of ultimate composition concentration on the surface of strained specimen.

The tools and methods of the field research are described.

Data, represented in this paper, prove the existence of nonlinear dependence between stress amplitude and researched characteristics of metal alloy condition. The type of nonlinear dependences allows to determine the range of loads, where equilibrium (elastic) or non-equilibrium straining is implemented. It is suggested to use the characteristic stress – stress of transition to non-equilibrium straining as the mechanical feature of metal quality and the condition features: temperature of dissipative warming-up, ultimate composition concentration, etc., as the indicator used for the purposes of technical diagnostics of metallic materials and machine component parts.

Для разработки методического подхода к проблеме усталостного разрушения в терминах механики и неравновесной термодинамики необходимы согласованные междисциплинарные экспериментальные исследования поведения материалов в области нагрузок, приводящих к явлениям малоциклового и многоциклового усталости.

Данная работа посвящена поиску способов, средств и отдельных экспериментальных решений при исследовании природы усталости материалов с позиций, обозначенных выше; при этом принципы неравновесной термодинамики здесь носят эвристический характер и служат для определения того, не противоречит ли выстраиваемая методика общим законам физики.

В исследовании требовалось: рассмотреть возникновение диссипативных структур при периодическом нагружении металлических образцов с позиций неравновесной термодинамики и локальных структурных превращений, сопровождающееся диссипативным разогревом, изменением деформированного состояния на макро- и микроуровне, возникновением поверхностного микрорельефа и изменениями в структуре; найти взаимосвязи между переменными характеристиками состояния в уравнении Гиббса:

$$dU = TdS - pdV + \sum_1^k \mu_k dN_k$$

где U - внутренняя энергия, p - давление, V - объем, T - температура, S - энтропия, N_k - количество молей, μ_k - химический потенциал вещества k.

Описывается инструментарий, образцы и методика определения критического напряженного состояния, при котором в материале возникают неравновесные процессы неупругого деформирования. Представлены экспериментальные исследования критического напряжённо-деформированного состояния и кинетика самопроизвольного деформирования образцов при нагружении их по программам со ступенчатым увеличением амплитуды напряжения в цикле (рис. 1).

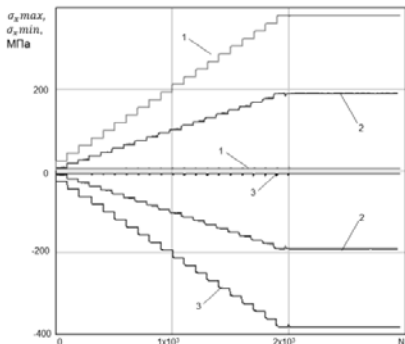
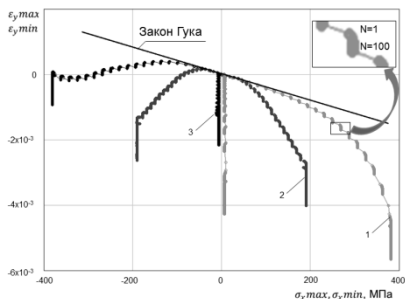


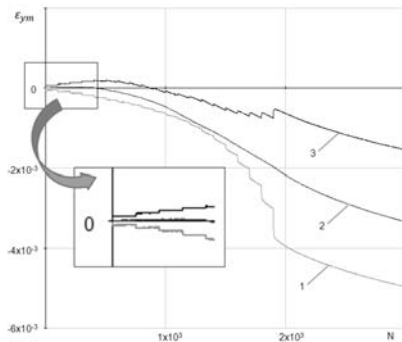
Рисунок 1. Программы нагружений деформирования на разных ступенях нагружения.

На рисунке 2 а) и б) приведены типичные зависимости поперечной деформации образцов исследованных сплавов от величины экстремальных напряжений в цикле и от числа циклов нагружения по программам, представленным на рисунке 1.

На рисунках 1 и 2 цифрами 1, 2 и 3 обозначены зависимости, соответствующие областям растяжения, знакопеременного нагружения и сжатия. Зависимости а) представлены участками параметрических зависимостей деформации, где параметром является число циклов (от 1 до 100) нагружения образца на каждой ступени, кроме последней (от 1 до 1000). Зависимости б) позволяют изучать кинетику процесса



а)



б)

Рисунок 2. Зависимости поперечных деформаций при ступенчатом увеличении напряжений для образцов из сплава 1163 (Al-Cu-Mg)

Из рисунка 2 видно, что процессы неравновесного (неупругого) деформирования могут быть обнаружены, например, по отклонениям экспериментальных зависимостей от Закона Гука (рис. 2 а)), или по одностороннему накоплению средней составляющей поперечной деформации в процессе циклирования на ступени нагружения (рис. 2 б)). Следует заметить, что процесс накопления поперечной деформации для сплава 1163 является односторонним и не зависит от программы нагружения, что наиболее наглядно иллюстрирует последняя ступень нагружения.

Представленные экспериментальные данные и выполненные сопоставления свидетельствуют о том, что неравновесный процесс неупругого периодического деформирования может быть обнаружен не только средствами инфракрасной пирометрии, но и деформационными методами.

В ходе исследования установлено, что величина критического напряжения показывает, что это напряжение меньше макроскопического предела текучести сплавов. Диаграммы критических напряжений близки к предельным диаграммам усталости. Критическое напряжение определяет момент смены механизма деформирования, образование поверхностного микрорельефа на поверхности образца.

ЭВОЛЮЦИЯ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В ГЦК СПЛАВАХ Cu-Al ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Козлов Э.В.¹, Рыбин В.В.², Тришкина Л.И.¹, Черкасова Т.В.¹, Конева Н.А.¹

¹Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет, kozlov@tsuab.ru

²Россия, Санкт-Петербургский государственный технический университет

Evolution of fragment dislocation substructure at deformation of polycrystalline FCC Cu-Al alloys is studied by TEM method. Fragment sizes, scalar dislocation density and misorientation on fragment boundaries are measured. The dependence of the flow stress from the fragment size is determined.

Целью настоящей работы являлось электронно-микроскопическое изучение эволюции фрагментированной дислокационной субструктуры (ФДС), формирующейся при деформации поликристаллических ГЦК сплавов. Исследовались сплавы Cu + 0.5 ат. % Al и Cu + 5 ат. % Al с размерами зерен в интервале 20...240 мкм. Деформация сплава проводилась при комнатной температуре растяжением со скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ сек⁻¹.

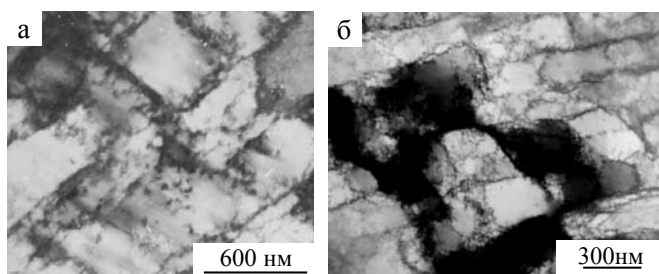


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение фрагментированной субструктуры формирующейся при разных степенях деформации в сплаве Cu+5ат.%Al: а – $\epsilon = 20\%$, б- $\epsilon = 60\%$

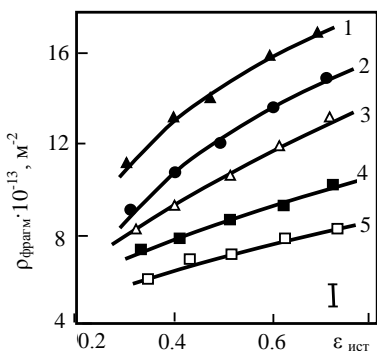


Рис.2. Зависимость плотности дислокаций во фрагментированной ($\rho_{\text{фрагм}}$) от степени деформации ($\epsilon_{\text{ист}}$) при разных размерах зерен d: 1 – 20мкм; 2 – 40мкм; 3 – 60мкм; 4 –120 мкм; 5 – 240мкм. Сплав Cu + 5 ат. %Al. T = 293 K

Фрагментированная дислокационная субструктура формируется при развитой пластической деформации как в ГЦК, так и ОЦК материалах [1-3]. В ГЦК сплавах ФДС образуется в процессе активной пластической деформации при эволюции ячеистой дислокационной субструктуры. ФДС формируется в твердых растворах Cu-Al при небольшой концентрации легирующего элемента (0.5...5 ат. % Al). Возникновению ФДС должна предшествовать значительная пластическая деформация (степень деформации $\epsilon \geq 30\%$). На рис.1 представлено электронно-микроскопическое изображение изотропной ФДС, наблюдаемой в сплаве Cu + 5 ат. % Al после растяжения до $\epsilon = 20\%$ (а) и 60% (б). Из рисунка хорошо видно, что границы фрагментов выделяются благодаря разориентировки различных участков субструктуры. Изображение ФДС позволяет ввести основные параметры, характеризующие эту субструктуру. Такими параметрами являются скалярная плотность дислокаций ($\rho_{\text{фрагм}}$), размер

фрагментов (Φ) и угол разориентировки (φ) на границах фрагментов. На рис.2 представлена зависимость скалярной плотности дислокаций в ФДС от степени деформации при комнатной температуре для разных размеров зерен, сформированных в исследованных образцах. Из рисунка следует, что плотность дислокаций в этой субструктуре зависит от размера зерна (d) и с уменьшением размера зерна возрастает. С ростом деформации плотность дислокаций также возрастает.

На рис.3 представлена зависимость размера фрагментов Φ от степени пластической деформации. С увеличением степени деформации размер фрагментов уменьшается и достигает после $\varepsilon \approx 0.6 \dots 0.7$ значения $\Phi = 100$ нм. Отметим, что этот размер является критическим для наноструктуры [3-5]. Нанозерна с таким размером не содержат дислокаций в теле зерен. Дислокации располагаются только на границах зерен. Такая же ситуация наблюдается и для фрагментов исследуемых сплавов. При достижении размера фрагментов $\Phi \approx 100$ нм практически все дислокации сосредотачиваются на их границах. Это является причиной значительных разориентировок, наблюдаемых во фрагментированной дислокационной субструктуре. На рис.4 представлены зависимости угла разориентировки φ от степени деформации для разных размеров зерен сплава Cu + 0.5 ат. % Al. С ростом степени деформации угол разориентировки возрастает. То же самое происходит и с уменьшением размера зерна. Из этого следует, что размер зерна поликристалла является важным фактором для формирования ФДС при деформации сплава.

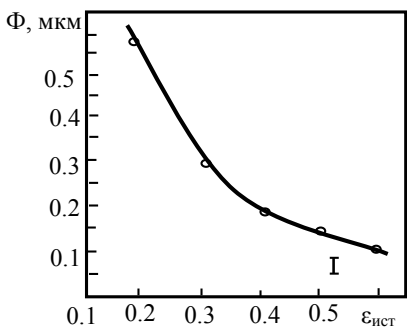


Рис.3. Зависимость размера фрагментов Φ от степени деформации $\varepsilon_{ист}$ в сплаве Cu+5ат.%Al. Размер зерна $d = 60$ мкм. Температура деформации $T = 293$ К

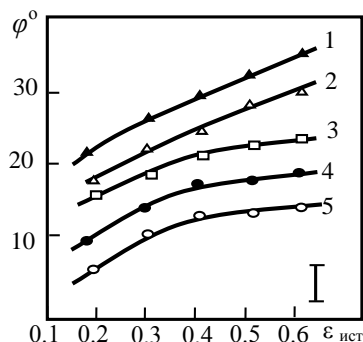


Рис.4. Зависимости угла разориентации φ° ФДС от $\varepsilon_{ист}$ при разных размерах зерен (d): 1 – 20 мкм, 2 – 40 мкм, 3 – 60 мкм, 4 – 120 мкм, 5 – 240 мкм. Сплав Cu + 5 ат. % Al. $T = 293$ К

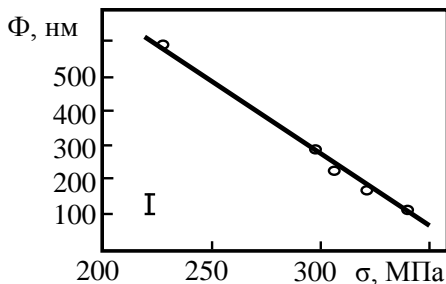


Рис.5. Зависимости размера фрагментов (Φ) от напряжения течения (σ) в сплаве Cu+5ат.%Al с размером зерен $d = 60$ мкм. $T = 293$ К

Размер фрагментов контролирует упрочнение материала при развитой пластической деформации. На рис.5 представлена зависимость напряжения течения от размера фрагментов. Эта зависимость оказывается линейной. Чем меньше размер фрагментов, тем выше напряжение течения сплава.

С уменьшением размера фрагментов от 600 нм до 100 нм напряжение течения возрастает от 250 МПа до 400 МПа. Установлено, что ФДС определяет механизм разрушения исследуемых сплавов. Микротрещины в них главным образом возникают на

границах фрагментов.

Литература

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 224с.
2. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П. и др. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов. – Киев: Наука думка, 1989. – 256с.
3. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Фрагментированная субструктура, формирующаяся в ОЦК сталях при деформации //Изв. РАН. Серия физическая. – 2004. – Т.68., №10. – С.1419-1427.
4. Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А. Размерный эффект в дислокационных субструктурах металлических материалов //Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2009. – Т.6., №2. – С.14-24.
5. Конева Н.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. Критические размеры зерен микро- и мезоуровня // Изв. РАН. Серия физическая. – 2012. – Т.74, №5. – С.630-634.

НАКОПЛЕНИЕ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ЗЕРНАХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ГЦК ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ С РОСТОМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В.

Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет, koneva@tsuab.ru

Parameters of dislocation structure near grain boundaries and into a body of grains at deformation of polycrystalline Cu-Al and Cu-Mn solid solutions were measured by TEM method. The measurements were carried out for different grain sizes (20...240 μm) and deformation temperatures. Analysis of the experimental results shown the availability of a strengthen zone near a grain boundary.

Пластическая деформация поликристаллического агрегата является сложным процессом. Это обусловлено вкладом в упрочнение зерен различных размеров и участков материала, локализованных вблизи и вдали от границ зерен (ГЗ). В связи с этим актуальной является проблема установления различия вблизи и вдали от ГЗ скалярной плотности дислокаций и ее основных компонент, а именно плотности (ρ) статистически запасенных дислокаций (СЗД) и плотности (ρ_g) геометрически необходимых дислокаций (ГНД). Формирование дислокационных субструктур в процессе деформации носит локальный характер. Размеры дислокационных субструктурных образований так же зависят от того, где они формируются по отношению к ГЗ, другими словами вблизи ГЗ или в теле зерна.

Целью настоящей работы было исследование параметров дислокационной структуры (ДС), формирующихся при пластической деформации в различных участках зерен поликристалла. Объектами исследования являлись поликристаллические ГЦК твердые растворы Cu-Al и Cu-Mn со средними размерами зерен 20, 40, 60, 120 и 240 мкм. Пластическая деформация осуществлялась растяжением со скоростью $2 \cdot 10^{-2} \text{сек}^{-1}$ при температурах 293-573 К. Дислокационная структура образцов, деформированных до различных степеней деформации, изучалась на фольгах методом ПЭМ. Проводилось измерение следующих параметров ДС: скалярной плотности дислокаций ρ , плотности геометрически необходимых дислокаций ρ_g , плотности статистически запасенных дислокаций ρ_s , размера дислокационных ячеек Д, кривизны-кручения кристаллической решетки χ и некоторых других параметров. Определялись как средние параметры дефектной структуры по всему образцу, так и локальные на различных расстояниях от ГЗ.

Исследование, выполненное в работе, показало, что скалярная плотность дислокаций и другие параметры ДС изменяются по мере удаления от ГЗ. На рис.1 представлена скалярная плотность дислокаций (ρ) на различных расстояниях от ГЗ для трех размеров зерен при степени деформации $\epsilon = 20\%$ для двух исследуемых сплавов системы Cu-Al. Хорошо видно, что $\langle \rho \rangle$ максимально вблизи ГЗ и убывает по мере удаления от них. Как следует из рис.1, этот эффект наблюдается для всех исследуемых размеров зерен 20...240 мкм для температуры деформации $T = 293 \text{ К}$. Эффект имеет место и для других температур испытания.

На ряду со скалярной плотностью дислокаций в работе были измерены другие параметры ДС, в частности, ее компоненты ρ_s и ρ_g . Эти данные приведены на рис.2 для размеров зерен $d = 20 \text{ мкм}$ и 60 мкм для разных температур деформации. Прежде всего обращает на себя внимание, что вдали от ГЗ $\rho_s > \rho_g$. Вблизи ГЗ наблюдается интересный новый эффект: для

размера зерен 20 мкм ρ_G оказывается больше, чем ρ_S . Это имеет место вплоть до $\varepsilon = 15\%$. После $\varepsilon > 15\%$ ρ_S становится больше, чем ρ_G . При больших размерах зерен (40, 60, 120, 240 мкм) как вблизи ГЗ, так и вдали от них $\rho_S > \rho_G$.

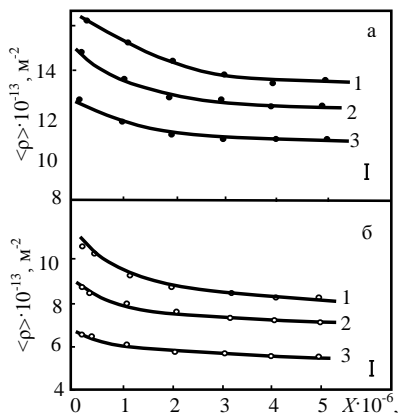


Рис.1. Изменение средней скалярной плотностей дислокаций $\langle \rho \rangle$ с расстоянием X от границы зерна при степени деформации $\varepsilon = 20\%$ при разных размерах зерен: 1 – $d = 20$ мкм, 2 – $d = 60$ мкм, 3 – $d = 240$ мкм. Сплавы Cu + 0.5 ат.% Al (а) и Cu + 10 ат.% Al (б), $T_{\text{деф}} = 293$ K

Интересно поведение размера дислокационных ячеек D . На рис.3 представлена зависимость $D(X)$. Видно, что размер ячеек минимален вблизи ГЗ и возрастает по мере удаления от них. Этот эффект коррелирует с зависимостью $\rho(X)$. Чем больше ρ , тем меньше D . При изменении средних параметров ячеистой ДС это так же наблюдается.

В работе были измерены и другие параметры ДС и выявлено их изменение по мере удаления от ГЗ. Остановимся на результатах измерения кривизны-кручения (χ) кристаллической решетки. Проведенные исследования показали, что основными источниками кривизны-кручения кристаллической решетки и, следовательно, источниками внутренних напряжений являются ступени на ГЗ и тройные стыки границ зерен. На рис.4а приведено электронно-микроскопическое изображение ГЗ и тройного стыка ГЗ. Наличие изгибных экстинкционных контуров (К) на изображении свидетельствует о кривизне-кручении кристаллической решетки. На рис.4б приведены результаты измерения χ по мере удаления от стыков зерен для сплава Cu + 5 ат. % Al для разных степеней деформации ε . Хорошо видно различие χ вблизи и вдали от ГЗ и рост этого различия при увеличении степени деформации.

Анализ полученных в работе результатов свидетельствует о наличии упрочненной зоны вблизи ГЗ. В этой зоне выше скалярная плотность дислокаций, меньше размер ячеек, больше кривизна кручения кристаллической решетки и может изменяться соотношение между параметрами ρ_S и ρ_G . Существование упрочненной зоны вблизи ГЗ необходимо учитывать при рассмотрении механизмов упрочнения поликристаллического агрегата.

О КРИТЕРИЯХ НЕЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Кремнев Л.С.

РОССИЯ, ФГБОУ ВПО МГТУ «СТАНКИН», *KremnevLS@yandex.ru*

ON THE CRITERIA OF NONLINEAR MATERIAL FRACTURE MECHANICS

Kremnev L.S.

Real materials' Fracture Mechanics Equation has been derived on the basis of Energy Conservation Law and without limitations imposed by Linear Fracture Mechanics. On the base of the equation derived some Nonlinear Fracture Mechanics (NLFM 1) criteria were established aimed at performing the strength analysis of items made of these materials.

Энергии W_y и W сил P_y и P , ответственные за разрушение пластины толщиной δ из необязательно упругого материала под воздействием напряжений σ_y и σ ($\sigma_y \geq \sigma$) (Рис. 1,2), равны.

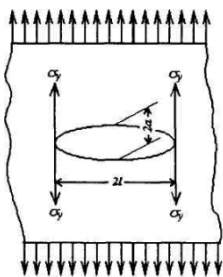


Рис.1

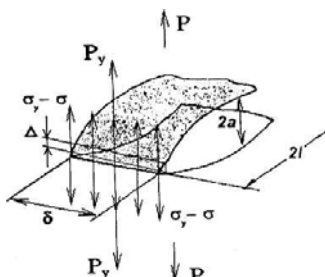


Рис.2

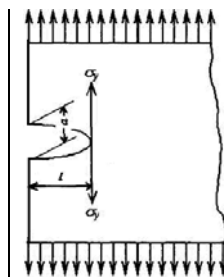


Рис.3

$W_y = P_y \times S_y$, где S_y -- перемещение трещины в направлении P_y . $W_y = \frac{1}{2} (\sigma_y - \sigma) \times \delta \times \Delta \times 2a$ (1). Здесь $(\sigma_y - \sigma)$ - разрушающее напряжение в вершинах эллиптической трещины длиной $2l$ и шириной $2a$ (при $\sigma_y = \sigma$ $P_y = 0$, и пластина остаётся неразрушенной, но под воздействием напряжения σ); Δ - минимальное расстояние расхождения краёв трещины в её вершинах. В кристаллических материалах $\Delta = b$ - межатомному расстоянию; $2a$ - перемещение $S_y = \sum \Delta$ - раскрытие трещины; множитель $\frac{1}{2}$ учитывает то, что разрушающее напряжение изменяется от 0 до $(\sigma_y - \sigma)$. $W = \sigma \times 2l \times \delta \times \Delta$ (2). Приравняв (1) и (2), получим: $\frac{1}{2} (\sigma_y - \sigma) \times 2a = 2\sigma l$ (3). Из (3) имеем $\sigma_y = \sigma (1 + 2l/a)$ (4). Если учесть, что у эллипса радиус вершины $\rho = a^2/l$, а $2l/\rho \gg 1$, то (4) запишем в виде: $\sigma_y = 2\sigma \sqrt{l/\rho}$ или $\sigma_y \sqrt{\rho} = K_{Ic} = 2\sigma \sqrt{l}$ (5). Левая часть (5) переходит в силовой критерий линейной механики разрушения (ЛМР), т.е. в критический коэффициент интенсивности напряжения K_{Ic} (ККИН) = $\sigma_y \sqrt{\rho}$ (6) для упругого разрушения кристаллического материала идеального строения $\sigma_y = \sigma_{теор} \approx 0,1E$, $\rho \approx \approx b$). Правая часть (5) является силовым критерием нелинейной механики разрушения (НЛМР) - $K_{Ic}(TC) = 2\sigma \sqrt{l} = 1,13\sigma \sqrt{\pi l}$ (7) при упругопластическом разрушении материала реального строения с боковой трещиной длиной l ($\rho \approx b$, $\sigma_y < \sigma_{теор}$, и не стремится к ∞) под воздействием напряжения $\sigma = \sigma_{в}$. Для доказательства этого положения запишем (3) для разрушения пластины с боковой трещиной (Рис.3) длины l и раскрытием a : $(\sigma_y - \sigma) \times a = 2\sigma l$ (8). Здесь раскрытие a в 2 раза меньше центральной трещины, т.к. оно равно $\sum \Delta$ в результате расхождения берегов одной вершины, а не двух, как у центральной трещины (рис.1,3). Левая часть уравнения (8) равна энергии образования единичной площади поверхности разрушения в процессе распространения трещины, т.е. вязкости разрушения G_{Ic} [Дж/м²] или J_{Ic} -джей - интегралу, полученному на основе закона сохранения энергии в качестве энергетического критерия упругопластического разрушения материала (критерий нелинейной механики разрушения). По Д.Райсу $J_{Ic} = \sigma_0 \times \delta_k$ (9), где σ_0 - разрушающее напряжение в вершине боковой трещины ($\sigma_0 = \sigma_y - \sigma$), δ_k - её критическое раскрытие ($\delta_k = a$). Из (8) и (9) получим $J_{Ic} = 2\sigma l$. Вместе с тем сомножители σ и l однозначно определяют величину $K_{Ic} = 2\sigma \sqrt{l}$ (7). Путём несложных преобразований получим: $J_{Ic} = G_{Ic} = (K_{Ic})^2 / 2\sigma_{в}$ (10) - энергетический критерий НМРМ. Из (10) найдём: $K_{Ic}(TC) = \sqrt{G_{Ic}(J_{Ic}) \times 2\sigma_{в}}$, что и требовалось доказать. Уравнение типа (7) $K_{Ic} = \sigma \sqrt{\pi l}$ (11) было получено в известных работах только в границах ЛМР, т.е. для упругого разрушения материала идеального строения с трещиной, у которой $\rho \rightarrow 0$, а $\sigma_y \rightarrow \infty$. Характерно, что K_{Ic} материала с острой трещиной (11) на 13% меньше, чем с тупой (7). Таким образом в действительности левая часть (11) представляет собой K_{Ic} (ККИН), а не $K_{Ic}(TC)$. Естественно, что величина $K_{Ic}(TC)$ и соответствующая ей величина вязкости разрушения $(G_{Ic})^{нлмрм} = J_{Ic} = K_{Ic}(TC)^2 / 2\sigma_{в}$ на несколько порядков больше, чем K_{Ic} (ККИН) и $(G_{Ic})^{нлмр} = K_{Ic}$ (ККИН)²/E. Тем не менее использование (11) в качестве силового критерия упругопластического разрушения реальных материалов вполне оправдано, т.к. позволяет надёжно определять в них допустимые размеры трещин $l_{кр}$. Для объяснения этого парадоксального результата была выдвинута гипотеза о переходе материала при разрушении в квазихрупкое состояние, для которого постулаты ЛМР и, следовательно, её критерии справедливы. В действительности критерий $K_{Ic}(TC) = 2\sigma \sqrt{l}$ (7)

является, как было показано, критерием нелинейной механики разрушения (НЛМР) материалов реального строения, который лежит в основе современных расчётов на прочность несущих изделий и конструкций из этих материалов.

Таблица

№	Сталь, Тер.обр.	σ_b , МПа	σ_T , МПа	KCU, МДж/м ²	$(K_{Ic})^p$ МПа ^{1/2}	$(K_{Ic})^3$ МПа ^{3/2}	$ (K_{Ic})^p - (K_{Ic})^3 : (K_{Ic})^3 \times 100\%$	Литерат источник
	15X2Г2НМ ФБ							[1]
1	Режим 1	1440	1110	1,00	117	130	10,0	
2	Режим 2	1470	1140	1,20	128	130	1,5	
3	Режим 3	1470	1250	1,30	122	125	2,4	
4	Режим 4	1480	1250	1,35	125	145	13,8	
5	Режим 5	1530	1250	1,20	124	120	3,2	
6	Режим 6	1530	1260	1,20	123	125	1,6	[2]
7	10Н3М3 Улучш.	1100	1000	1,20	91	86 - 89	3,8	
8	38ХС, изот.зак.	1400	1200	1,20	114	113-115	0	
	40Х							[3]
9	Режим 1	1900	1580	0,20	57	56	1,8	
10	Режим 2	1920	1570	0,30	69	68	1,5	
11	Режим 3	1910	1580	0,28	66,5	73	11,6	
	45ХН2МФ							
12	Режим 1	2120	1680	0,20	61,8	64	3,4	
13	Режим 2	2460	~2000	0,09	43,5	39	~10	[4,5]
	40ХН2МФ							
14	Режим 1	1720	1560	0,40	69	50 - 83	3,8	
15	Режим2	1640	1410	0,55	83	75 - 91	0	
16	Н18К9М5	2000	1900	0,50	79	60	24	[6]

Этот вывод позволяет отказаться от модели квазихрупкого разрушения и нелогичного мнения о том, что основу расчетов на прочность изделий из материалов реального строения составляют критерии линейной механики разрушения (ЛМР).

Материал в вершине усталостной трещины или надреза при определениях K_{Ic} (ТС) или KCU находится в плоскодеформированном состоянии. Основное различие в том, что глубина и острота надреза сильно влияют на величину KCU [Дж/м²], тогда как значение K_{Ic} (ТС) и, следовательно, G_{Ic} (J_{Ic}) не зависят от этих параметров, т.к. являются константами материала. Из (10) найдём: $K_{Ic} (ТС) =$

$= (\sigma_b / \sigma_T) \times 2,38 \times \sqrt{KCU \times \sigma_b}$ (12). Здесь коэффициент 2.38 учитывает концентрирующее влияние U – образного надреза [$l = 2\text{мм}, \rho = 1\text{мм}$ (4)]. Кроме того, возможно показать, что для учёта по Д. Ирвину влияния пластической зоны у вершины трещины на K_{Ic} (ТС) его значение следует умножить на σ_b / σ_T . В таблице приведены значения рассчитанных по (12) и помещённых в литературе величин K_{Ic} (ТС).

Литература

1. Ряпосов И.В., Клейнер Л.М., Шацов А.Д. Объёмное наноструктурирование низкоуглеродистых мартенситных сталей термическим воздействием. МитОМ, 2012, №9, С.9 – 14.
2. Симонов Ю.Н. Автореферат докторской диссертации «Структурные аспекты прочности и разрушения низкоуглеродистых мартенситных конструкционных сталей», ПГТУ, Пермь, 2004, 30 стр.
3. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей, М., Металлургия, 1979, 175 с.
4. Харцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов, М., Металлургия, 1989, 575 с.
5. Металловедение и термическая обработка. Стали и чугуны. Справочник под ред. Н.Т. Гудцова, М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. М., 1956, 1209 с.
6. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение., Машиностроение, 1990, 527с.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ ОБЪЕМЕ МЕТАЛЛА ПРИ ВДАВЛИВАНИИ СФЕРИЧЕСКОГО ИНДЕНТОРА

Матиунин В.М., Марченков А.Ю.

Россия, НИУ «МЭИ», *MatiuninVM@mpei.ru*

TENSION AND DEFORMATION DISTRIBUTION IN PLASTICALLY STRAINED VOLUME OF METAL AFTER THE SPHERICAL INDENTATION

Matiunin V.M., Marchenkov A.Yu.

The character of tensions and deformations in strained volume of metal under the spherical imprint surface after the indentation with different indentation loads is determined using the Vicker's hardness tests. The dimensions of strained zones, radii of spherical segments of strained zones and the ratio of strained zone depth to imprint depth are estimated.

Методом твердости выявлен характер распределения интенсивности напряжений и интенсивности деформаций в деформированном объеме металла под пластическими отпечатками, полученными вдавливанием сферического индентора под разными нагрузками. Оценены размеры деформируемых объемов, гидростатического ядра, радиусов сферических сегментов деформированных зон, а также отношения максимальной глубины распространения деформации к глубине отпечатка.

Индентирование материалов сферическим индентором является перспективным методом определения механических свойств на разных масштабных уровнях деформируемого объема. Для обоснования методик количественной оценки механических характеристик материала индентированием необходима информация о размерах деформированного объема и характере распределения в нем напряжений и деформаций на разных стадиях упругопластического деформирования. Такая информация требуется также и для установления условий подобия при пересчете механических характеристик, определенных индентированием, на механические характеристики, определенные другими методами испытаний, например растяжением образцов.

Известная идеализированная модель Хилла-Джонсона [1] представляет области упругопластического пространства в виде полусфер, радиусы которых растут по мере увеличения глубины отпечатка. Предполагается, что основные процессы деформации происходят в области гидростатического ядра, а максимальная деформация остается постоянной при увеличении глубины внедрения индентора.

Реальную картину о характере распределения напряжений и деформаций в пластически деформированном объеме металла под отпечатком можно получить измерениями твердости. В исследованиях Г.Д. Деля [2] был установлен и обоснован общий характер связи интенсивности напряжений σ_i и интенсивности деформаций ϵ_i с твердостью металла при увеличении степени наклепа независимо от способа нагружения и вида напряженно-деформированного состояния. Это дает возможность получить такую связь для конкретного материала при простом способе нагружения, например растяжением или сжатием, и использовать ее в качестве тарировочного графика при определении σ_i и ϵ_i по значениям твердости для исследуемого объекта из того же материала.

Ранее авторы доклада, используя такую методику, получили картины распределения σ_i и ϵ_i по поверхности отпечатков для стали 10 и алюминиевого сплав АМг6 [3]. В настоящем докладе приведены результаты экспериментов по выявлению характера распределения σ_i и ϵ_i под пластическими отпечатками диаметром d , полученными вдавливанием сферического индентора диаметром $D = 15,1$ мм до значений $d/D = 0,265, 0,422, 0,507, 0,583$ под нагрузками $P = 10997 (1121), 32500 (3313), 49500 (5050), 70004 (7136)$ Н (кГ). В качестве материала использовалась стальная образцовая мера твердости к твердомерам для измерения твердости по методу Бринелля с твердостью 114 НВ, из которой были изготовлены призматические шлифы с размерами $30 \times 30 \times 15$ мм. После нанесения отпечатков шлифы разрезались по меридиональной плоскости, проходящей через центр отпечатка, и подвергались электролитической обработке для снятия наклепа в поверхностном слое. На всех 4-х шлифах наносилась прямоугольная сетка, состоящая из 200-600 ячеек. На 3-х шлифах ($d/D = 0,256, 0,427, 0,507$) определялась твердость по Виккерсу НВ1 под нагрузкой 1 кГ на автоматизированном приборе «Instron Tukon 2500». В

каждой ячейке было выполнено не менее трех испытаний, по результатам которых рассчитывались средние значения HV1. На 4-м шлифе ($d/D=0,583$) определялась твердость по Бринеллю $HV_{1/30/5}$ при вдавлении сферического индентора диаметром 1 мм под нагрузкой 30 кГ и выдержкой в течение 5 с, а также параметр упрочнения n , входящий в степенную зависимость Е. Мейера: $P = ad^n$ (a – постоянный коэффициент, характерный для данного материала). Тарировочные графики $\sigma_i - HV1$, $\sigma_i - HV_{1/30/5}$ и $\varepsilon_i - HV1$, $\varepsilon_i - HV_{1/30/5}$ были получены при испытании на растяжение плоского образца, вырезанного из той же контрольной плитки, который также был предварительно электролитически обработан для снятия наклепа в поверхностном слое. Образец растягивался на универсальной испытательной машине «Instron 5982» до различных значений пластической деформации в равномерной области в диапазоне от 0,016 до 0,288. Определение твердости HV1 и $HV_{1/30/5}$ выполнялось на боковой поверхности рабочей части образца после его полной разгрузки и освобождения из захватов машины.

На рис.1, а представлены тарировочные графики $\sigma_i - HV1$ и $\varepsilon_i - HV1$, которые незначительно отличались от графиков $\sigma_i - HV_{1/30/5}$ и $\varepsilon_i - HV_{1/30/5}$. А на рис.1, б показана картина распределения σ_i под пластическим отпечатком при $d/D = 0,422$.

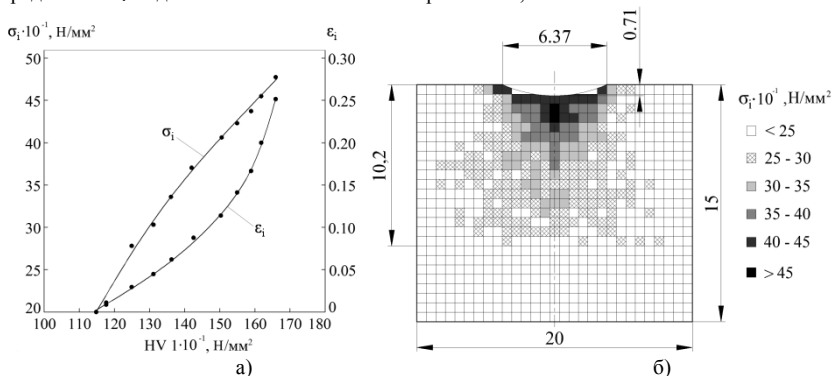


Рис.1. Тарировочные графики $\sigma_i - HV1$ и $\varepsilon_i - HV1$ (а) и картина распределения σ_i под пластическим отпечатком при $d/D = 0,422$ (б)

В результате выполненных экспериментов были получены картины распределения σ_i и ε_i под отпечатками, рассчитаны значения деформируемых объемов и гидростатического ядра, радиусов сферических сегментов деформированных зон и сопоставлены с аналогичными радиусами, определенными аналитическим путем [4]. Кроме того было определено отношение максимальной глубины распространения деформации к глубине отпечатка для каждого d/D , что дает возможность обоснованно выбирать толщину объекта и нагрузку вдавливания при измерении твердости по Бринеллю.

Литература

1. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. М.: Мир, 1989.
2. Дель Г.Д. Определение напряжений в пластической области по распределению твердости. М.: Машиностроение, 1971.
3. Матюнин В.М. Оперативная диагностика механических свойств конструкционных материалов. М.: Издательский дом МЭИ, 2006.
4. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009.

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ Махутов Н.А.¹, Демина Ю.А.², Петрова И.М.¹, Гадоллина И.В.¹, Жаркова Н.А.², Шур Е.А.³, Борц А.И.³, Светозарова И.В.³, Ботвина Л.Р.¹

Россия,¹ ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук,²
ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,³ ОАО «Научно-исследовательский институт железнодорожного транспорта»
deminayulia@mail.ru

THE FATIGUE TESTING OF RAIL STEEL AFTER EXPLOITATION

Makhutov N.A., Demina Ya.A., Petrova I.M., Gadolina I.V., Zharkova N.A., Shyr E.A., Borts A.I.,
Svetozarova I.V., Botvina L.R.

The fatigue testing of rail steel after operation was performed. The features of damage accumulation under cyclic bending and the fatigue stress for steel in initial state and after operation were investigated.

Введение

Многие исследователи [1-3] отмечают снижение предела усталости в области долговечностей, превышающих стандартную базу испытаний ($10^6 - 10^7$ циклов). Такое снижение может наблюдаться и в эксплуатации. Так, авторы [2] отметили, что неровная поверхность рельса за 10 лет эксплуатации может привести к накоплению 10^9 циклов нагружения. Кроме того, значительное влияние на усталостные свойства стали может оказывать и изменение исходных свойств материала в процессе его длительного хранения [4], происходящее даже без приложения эксплуатационных нагрузок.

Целью исследования является изучение характеристик усталости и особенностей зарождения и роста усталостной макротрещины в рельсовой стали Э76Ф в исходном состоянии (состояние поставки) и после эксплуатации.

Материалы и методы исследования

Усталостные испытания серии плоских образцов (рис. 1, а) толщиной 2 мм из рельсовой стали Э76Ф проводили в условиях поперечного изгиба при частоте нагружения 27 Гц с коэффициентом асимметрии цикла $R = -1$. Образцы были вырезаны из головки рельсов из стали Э76Ф в исходном состоянии (состояние поставки) и после эксплуатации. Полученные кривые усталости представлены на рис. 1, б.

Испытания на растяжение для оценки механических свойств исходного и поврежденного материала (после пропуска по рельсам 480 млн. тонн брутто груза) проводили на установке Schenck-100 [5]. Механические свойства стали, определенные на плоских образцах, приведены в Таблице 1.

Для изучения процесса накопления повреждений и развития усталостных трещин использовали метод реплик, которые снимали с полированной поверхности образцов на разных стадиях циклического нагружения и затем исследовали с помощью оптического микроскопа Neophot-32, снабженного цифровой камерой. После завершения эксперимента было выполнено исследование изломов на оптическом микроскопе МБС-10 и растровом электронном микроскопе Leo.

Таблица 1 Механические свойства стали Э76Ф [5]

Состояние стали Э76Ф	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %
Исходное	1341	904	12,98	38,4
После эксплуатации	1320	919	11,7	33,3

Результаты исследования

Анализ данных таблицы 1 показывает, что механические свойства поверхностного слоя металла головки рельса изменились, из-за структурных изменений и образования трещин, вызванных циклической пластической деформацией. Временное сопротивление уменьшилось в 1,24 раза за счет микротрещин, снижающих прочность на разрыв; относительное удлинение снизилось в 4,1 раза за счет исчерпания пластичности металла в результате перенаклепа.

Как следует из рис. 1, б, во всем интервале изменения долговечности исследуемой стали после эксплуатации наблюдается снижение циклической прочности и увеличение угла наклона кривой усталости по сравнению с исходным состоянием, вызванное ранним образованием микротрещин вблизи дефектов контактной усталости (рис. 2).

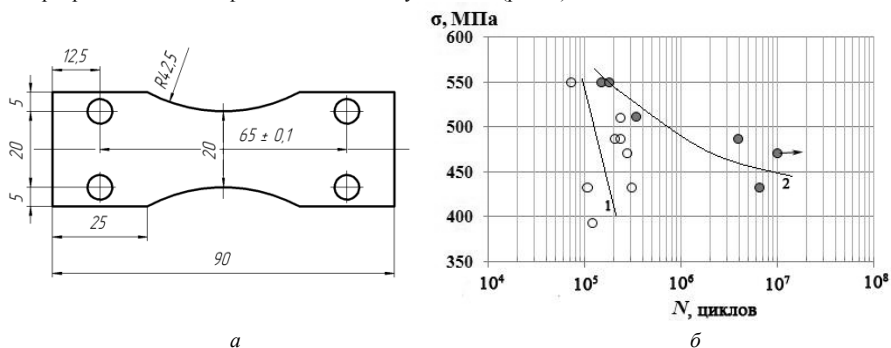


Рис. 1. (а) Чертеж образца и (б) усталостные кривые (1, 2) образцов из рельсовой стали Э76Ф в исходном состоянии (1, ○) и после длительной эксплуатации (2, ●)

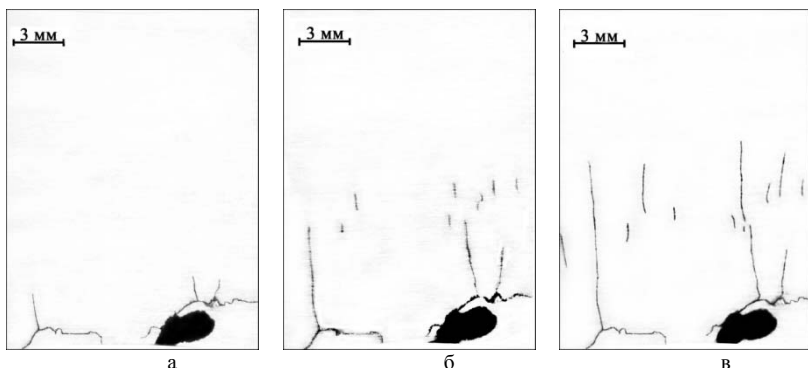


Рис. 2. Картины множественного разрушения образца после эксплуатации при долговечностях $N=4110$ (а), $N=30540$ (б), $N=56730$ (в) циклов ($\sigma = 550$ МПа)

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований и ОАО «РЖД», проект «офи-м-РЖД» № 12-08-13182.

Литература

1. Махутов Н.А. Прочность и безопасность: Фундаментальные и прикладные исследования. Новосибирск: Наука. 2008. 528 С.
2. Miller K. J., O' Donnel W. J. The fatigue limit and its elimination // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., 1999. V. 22, No.7. P. 545 - 558.
3. Bathias C. There is no infinite fatigue life in metallic materials // Fatigue Fract. Engng. Mater. Sci. 1999. V. 22. №7. P. 559-566.
4. Ботвина Л.Р. Петрова И.М., Гадолина И.В., Левин В.П., Демина Ю.А., Солдатенков А.П., Тютин М.Р. Высокоцикловое усталостное разрушение малоуглеродистой стали после ее длительного старения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. Т 75. №6. С. 44-51.
5. Шур Е.А. Повреждения рельсов. М.: Интекст. 2012. 192 С.

ТЕРМОАКТИВАЦИОННАЯ СТАДИЯ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ α -ЖЕЛЕЗА

Молодец А.М.

Россия, Институт проблем химической физики РАН, e-mail: molodets@icp.ac.ru

THERMOACTIVATED STAGE OF α -IRON SPALL FRACTURE

Molodets A.M.

The experimental data on temperature dependence of α -iron spall strength are summarized. Own and literary spall data are interpreted within the range of the kinetic concept of strength. Dependence of the life on temperature and applied tensile stress for α -Iron is presented in the time range 10^5 - 10^9 s.

Исследованию прочностных характеристик железа посвящено большое количество работ с использованием широкого спектра методик. Так в [1] исследована температурно-временная зависимость прочности чистого α -железа в диапазоне температур 77–670 К и времён 10 – 10^5 s. Исследованию температурной зависимости прочности железа в волнах растяжения (откольной прочности) при температурах 77–1000 К также посвящён ряд работ, в частности [2–4]. Как хорошо известно, время разрушения при отколе на несколько порядков меньше времени статического разрушения, а максимальные растягивающие напряжения в несколько раз выше статической прочности материала. В [5,6] экспериментальные данные по температурно-временной зависимости прочности железа [1–4] истолкованы с позиций кинетической концепции прочности твёрдых тел.

В [5,6] в развитие представлений [7] откольное разрушение рассматривается как двухстадийный процесс и предполагается, что образование зародышей разрушения на первой стадии откола развивается при высоких скоростях пластической деформации во фронте волны растяжения в согласии с термofлуктуационным соотношением С.Н. Журкова

$$\tau(\sigma, T) \cong \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{RT}\right) \quad (1)$$

Согласно [5] применение (1) к отколу основывается на том факте, что локальные напряжения возникают не мгновенно, а требуют некоторого времени θ . При этом приближенное функциональное соотношение для температурно-временной зависимости откольной прочности $\sigma(\tau, T)$, учитывающее конечность времени θ может быть представлено в виде

$$\sigma(\tau, T) \approx \frac{\sigma_{Th}}{q} \left(1 - T \frac{R}{U_0} \ln \frac{\tau}{\tau_0}\right), \quad (2)$$

где σ_{Th} - теоретическая прочность, T - температура, R и U_0 - те же, что и в (1), τ - время стадии зарождения несплошностей при отколе, q - зависящий от τ коэффициент перенапряжения, определяемый эмпирическим соотношением

$$q = 1 + \kappa_0 \left\{ 1 - \exp\left[-\frac{1}{\alpha} \left(\frac{\tau}{\theta_0}\right)^\alpha\right] \right\} \quad (3)$$

График $q=q(\tau)$ (3) представляет собой несимметричную размытую ступеньку с характерным временем $\theta \sim \alpha^{1/\alpha} \theta_0$, где α , θ_0 и κ_0 - подгоночные коэффициенты. Случай $\tau \ll \theta$ соответствует $q=1$, то есть отсутствию перенапряжений и мгновенному разрушению при максимально возможной прочности, приближающейся к σ_{Th} . Противоположный случай $\tau \gg \theta$ соответствует $q = \text{const} = \kappa_0 + 1$, то есть температурно-временной зависимости прочности при больших временах квазистатического нагружения, когда локальные напряжения $\sigma_l = q\sigma$ успевают достичь максимальной величины. Величина третьего подгоночного коэффициента κ_0 в (3) заранее определяется так, чтобы при $\tau \gg \theta$ функция (2) совпадала с (1). Для этого полагается

$$\kappa_0 = \frac{\gamma\sigma_{Th}}{U_0} - 1, \quad (4)$$

где γ и U_0 , - те же, что и в (1), σ_{Th} - теоретическая прочность из (2).

Таким образом, соотношение (2) содержит параметры γ , U_0 , характеризующие прочность при больших временах и подгоночные параметры α , θ_0 , κ_0 , призванные характеризовать разрушение при малых временах разрушения. Параметры α и θ_0 могут быть оценены, если известна экспериментальная зависимость растягивающих напряжений от времени при отколе. Эти параметры для α -железа найдены и представлены в [6].

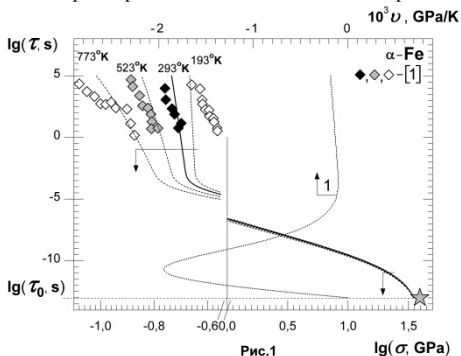


Рис.1

значений температур на Рис.1) согласуется с экспериментом [1] в диапазоне температур $T_0=293-523$ К и времён 10^5-10^0 с.

Согласно (2) в координатах $\{\sigma-\ln\tau\}$ температурная зависимость прочности представляет собой прямую линию с наклоном ν , зависящим от τ как

$$\nu = \frac{\partial \sigma}{\partial T} = -\frac{R\sigma_{Th}}{qU_0} \ln \frac{\tau}{\tau_0} \quad (5)$$

Для α -железа график (5), представленный кривой 1 на Рис.2б, содержит особенность в «откольной» области, что подтверждается экспериментальными данными [2-4]. Действительно, на Рис.2 прямой 1 показан график (2) с наклоном ν_1 (5) при значении $\tau=30$ ns, характерным для первой стадии откола в [2,3]. Прямая 2 – это график (2) с наклоном ν_2 (5) при значении $\tau=3$ ns, характерным для откола в [4]. Видно, что рассчитываемые графики согласуются с экспериментом как в качественном (крутизна первого графика меньше крутизны второго), так и в количественном отношении (графики практически совпадают с экспериментальными данными [2-4]).

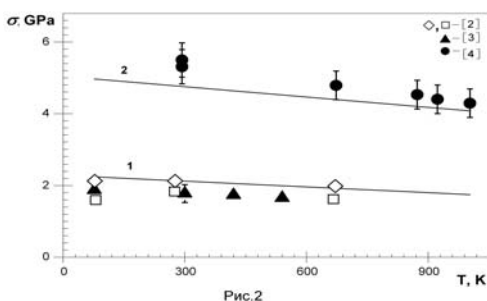


Рис.2

$T(\tau)$ внутренних слоёв образца при ударном сжатии и последующем растяжении изменяется и во время развития откольного разрушения не равна начальной температуре T_0 . Для того, чтобы оценить различие этих температур было разработано полуэмпирическое уравнение состояния α -железа в приближении [8] и затем рассчитано изменение температуры в сечении откола железного образца в цикле ударноволновое сжатие–растяжение. Показано [6], что различие между температурой $T(\tau)$ в момент достижения откольной прочности и начальной температурой T_0 для α -железа в рассмотренных откольных экспериментах можно не принимать во внимание.

Как следует из структуры формулы (2), «веер» графиков $\sigma(\tau, T)$ при различных температурах T центрирован относительно точки $(-\sigma_{Th}, \tau_0)$ (см. звезду на Рис.1) и имеет точки перегиба в области между θ_0 и τ_0 . Благодаря этому соотношению (2) единообразно аппроксимирует экспериментальные данные по температурно-временной зависимости прочности железа как при больших «квазистатических» (10^6-10^0 s), так и при малых «откольных» ($10^{-7}-10^{-9}$ s) временах разрушения. Действительно, как видно на Рис.1 для α -железа «веер» графиков функции $\sigma(\tau, T)$ (2) (см. кривые с указанием

Как уже упоминалось, «веер» графиков $\sigma(\tau, T)$ центрирован относительно точки $(-\sigma_{Th}, \tau_0)$. Это означает, что при дальнейшем уменьшении времени процесса разрушения механизм первой стадии откольного разрушения приближается к атермическому. Согласно Рис.1 оценка диапазона атермического разрушения α -железа составляет по времени $\tau < 10^{11.5}$ с и по напряжению $\sigma > 26$ GPa.

Из общих соображений очевидно, что при отколе температура

Термическое уравнение состояния использовано также для оценки значения теоретической прочности σ_{Tn} , которое составило для α -железа величину $\sigma_{Tn}=39$ ГПа [6].

Список литературы

- [1] В.М. Алябьев, В.А. Павлов. ФММ 43, 116 (1977).
- [2] В.К. Голубев, С.А. Новиков, Ю.С. Соболев, Т.С. Юкина. Проблемы прочности №6, 28 (1985).
- [3] А.М. Молодец, В.И. Лебедев, А.Н. Дрёмин. ФГВ 25, 101 (1989).
- [4] T. de Ress'eguiet, E. Lescoute, and D. Loison. Physical Review B 86, 214102 (2012).
- [5] А.М. Молодец, А.Н. Дрёмин. Доклады АН СССР 265, 1385 (1982).
- [6] А.М. Молодец. ФТТ 55, №11, (2013).
- [7] Н.А. Златин, С.М. Мочалов, Г.С. Пугачёв, А.М. Брагов. ФТТ 16, 1752 (1974).
- [8] А.М. Molodets. High Pressure Research 30, 325 (2010).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ТРОЙНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ БИНАРНОЙ СИСТЕМЫ Cu-Pd

Морозов М.М.¹, Маркова Т.Н.¹, Клопотов А.А.², Дербичева Н.С.¹, Коновалов С.В.¹,
Громов В.Е.¹

¹Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru

²Россия, Томский государственный архитектурно-строительный университет,
klopotovaa@tsuab.ru

STRUCTURAL AND PHASE CONDITIONS IN TERNARY ALLOYS ON THE BASIS OF BINARY SYSTEM Cu-Pd

Morozov M.M., Markova T.N., Klopotov A.A., Derbicheva N.S., Konovalov, S.V., Gromov V.E.

Results of the analysis of structural and phase conditions and a structure of threefold phase charts in Cu-Pd-Au, Cu-Pd-Ag and Cu-Pd-Pt systems are presented. It is shown that in temperature areas lower than 800 °C give ordering annealing in stomatologic alloys of Ag-Pd-Au-Cu to change of structural and phase conditions with formation of the ordered phases on the basis of L12 and L10 of superstructures.

К сплавам, которые находят практическое применение как дентальные материалы из-за их хороших механических свойств и хорошей биологической совместимости принадлежат многокомпонентные сплавы на основе Ag-Pd-Au-Cu. В стоматологии широко используют литейные сплавы белого золота, которые бывают двух типов: твердые и особо твердые. В таблице приведен химический состав этих сплавов. Особенности структурно-фазовых состояний определяют их механические свойства.

Поэтому необходим анализ структурно-фазовых состояний многокомпонентных сплавов. Для предсказания структурно-фазовых состояний в сплавах Ag-Pd-Au-Cu необходим анализ фазовых диаграмм от бинарных до многокомпонентных систем. Для того чтобы выявить факторы, контролирующие структурно-фазовые состояния в многокомпонентных сплавах необходимо провести систематизацию и анализ строения тройных диаграмм состояния Cu-Pd-Au, Cu-Pd-Ag и Cu-Pd-Pt. Этому и посвящена данная работа.

Важным моментом при исследовании фазовых равновесий и кристаллических структур в системах Cu-Au, Cu-Pd, Cu-Pt, Pd-Pt, Cu-Pd-Au и Cu-Pd-Pt является определение особенностей образования геометрически плотноупакованных структур на основе ГЦК решетки с одномерными и двумерными длиннопериодическими структурами L1₂(M) и L1₂(MM) и на основе ГЦТ решетки L1₀.

Двойные системы Cu-Pd, Cu-Pt и Pd-Pt, ограничивающие тройную систему Cu-Pd-Pt обладают широким спектром сверхструктур L1₀, L1₁, L1₂, L1₂(M), L1₂(MM), L1₃ и B2, которые образуются в результате совмещенного фазового перехода порядок-беспорядок и структурно-фазовых превращений.

В системе Cu-Pd при кристаллизации во всем концентрационном интервале образуется непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 (Cu,Pd). При понижении температуры в твердом состоянии в результате фазовых переходов области

стехиометрических составов образуются упорядоченные соединения Cu_3Pd при температуре 508°C с образованием сверхструктур L_{12} , $\text{L}_{12}(\text{M})$, $\text{L}_{12}(\text{MM})$. По данным [1, 2] и на основе геометрического построения многокомпонентных фазовых диаграмм была построена схема пространственной диаграммы системы Cu-Pd-Pt (рис. 1). Эта пространственная диаграмма в высокотемпературной области наглядно показывает как плавный ход линий ликвидуса и солидуса в двойных металлических системах проецируется в тройной системе. Гладкая поверхность ликвидуса и солидуса без складок, гребней и сингулярных линий в тройной системе отражает ситуацию, что в тройной металлической системе Cu-Pd-Pt происходит образование непрерывных твердых в процессе кристаллизации между компонентами.

В температурных областях ниже 800°C в тройной системе Cu-Pd-Pt результате сложных взаимоотношений компонентов в тройных металлических сплавах происходят структурно-фазовые переходы из разупорядоченной фазы со структурой A1 в упорядоченные длиннопериодические сверхструктуры, которые отражают поверхности превращений в твердом состоянии (рис. 1).

В сплавы в системе Cu-Pt при кристаллизации образуют непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 . Начиная с температур порядка 800°C в широком интервале концентраций в этой системе образуются упорядоченные структуры со стехиометрическими составами Cu_3Pt , CuPt , CuPt_3 и CuPt_7 .

В системе Pd-Pt при кристаллизации образуются непрерывный ряд твердых растворов на основе ГЦК решетки со структурой A1 [1]. В твердом состоянии никаких упорядоченных структур не обнаружено.

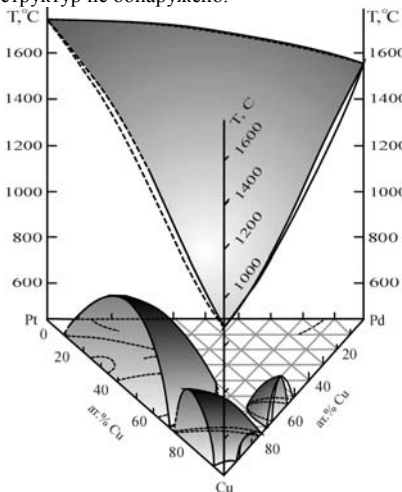


Рис. 1. Схема пространственной диаграммы состояния системы Cu-Pd-Pt

В бинарных системах Cu-Pt и Cu-Pd в области составов Cu_3Pt и Cu_3Pd образуются упорядоченные фазы L_{12} , которые имеют области составов с длиннопериодическими структурами на основе L_{12} структур. В тройной системе Cu-Pd-Pt обнаружена широкая область распространения тройного соединения переменного состава на основе стехиометрических сплавов $\text{Cu}_3(\text{Pt},\text{Pd})$ с L_{12} сверхструктурой. С учетом существования длиннопериодических структур атомы третьего элемента начинают преимущественно располагаться на антифазных границах.

В системе Au-Ag и Au-Pd образуется непрерывный ряд твердых растворов. Температура ликвидуса в системе Au-Ag плавно понижается от точки плавления золота 1064°C до точки плавления серебра 960°C . Аналогичное явление наблюдается и в системе Au-Pd [1]. Диаграмма состояния системы Cu-Ag относится к системам эвтектического типа с ограниченной растворимостью компонентов друг в друге. Согласно фазовой диаграмме эвтектическая температура находится в области 778°C [1].

В тройной системе Cu-Pd-Ag упорядоченные фазы занимают ограниченные области. Область твердого раствора в основном расположена в палладиевом углу изотермического треугольника. Значительная часть на тройной диаграмме Cu-Pd-Ag приходится на эвтектическую смесь. В сплавах системы Au-Cu ниже температуры солидуса образуется непрерывный ряд твердых растворов [1]. При медленном охлаждении в результате фазовых переходов порядок-беспорядок (ФП П-Б) в зависимости от химического состава образуется ряд сверхструктур на основе L_{12} и L_{10} решеток. В сплаве AuCu при ФП П-Б образуется фаза AuCu II . Ниже 380°C образуется упорядоченная фаза AuCu I , имеющая тетрагональную решетку L_{10} с $c/a = 0,92$. В бинарной системе Au-Pd сплавы золота с палладием кристаллизуются с образованием непрерывного ряда твердых растворов во всем интервале концентраций. В тройной системе Cu-Pd-Au упорядоченные фазы обладают широкими областями гомогенности в основном в области квазибинарного разреза AuCu-CuPd .

1. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Под ред. Лякишева Н.П. – М.: Машиностроение. – 1996-2000. – Т. 1–3.

2. Golikova N.N., Laptevskiy A.S., Gushchin G.M., Syutkina V.I. Phase Transformations in the System of Palladium-Copper-Platinum Alloys// Phys. Met. Metallogr. – 1991. - V. 72(6). P. 136-140.

ТЕНЗОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ

$TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ ($x = 0.005 - 0.009$)

Мустафаева С.Н., Сеидов Ф.М., Кязимов С.Б.

Институт физики Национальной Академии наук Азербайджана

e-mail: solmust@gmail.com

TENSOSENSITIVITY OF $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ ($x = 0.005 - 0.009$) SINGLE CRYSTALS

Mustafaeva S.N., Seidov F.M., Kazimov S.B.

$TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ ($x = 0.005 - 0.009$) single crystals have been grown and their tensosensitivity has been studied. It was shown that $TlIn_{0.993}Sn_{0.007}Te_2$ single crystal has high tensosensitivity coefficient $K = 3200$ at deformation value $\epsilon = 4 \times 10^{-4}$ and $T = 300K$.

В настоящее время активно развивается направление по поиску новых эффективных тензочувствительных полупроводниковых материалов с высоким коэффициентом тензочувствительности. Эти материалы могут найти применение в измерительной технике, в частности, для измерения давления в нефтепроводах и в качестве активных элементов сейсмодатчиков. С этой точки зрения перспективными являются тройные и четверные халькогенидные системы на основе соединений типа $TlB^{III}C_2^{VI}$, где $B - In, Ga, C - S, Se, Te$. Так например, твердый раствор $(TlInSe_2)_{0.8}(TlInS_2)_{0.2}$ при 300K и малых изгибных деформациях обладал коэффициентом тензочувствительности, равным 1386, а при больших изгибных деформациях коэффициент тензочувствительности значительно уменьшался и становился равным 435. Более высокий коэффициент тензочувствительности имели кристаллы $TlGa_3Sn_{1-x}Te_2$ (1100 – 2700 при 300K). В данной работе с целью увеличения коэффициента тензочувствительности при комнатной температуре изучены упругие свойства монокристаллов $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ ($x = 0.005 - 0.009$). Синтез $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ производили в вакуумированных кварцевых ампулах путем легирования кристаллов $TlInTe_2$ оловом. Монокристаллы $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ были выращены методом Бриджмена-Стокбаргера. Рентгенографическим анализом установлено, что полученные монокристаллы кристаллизуются в тетрагональной структуре со значениями параметров решетки $a = 8.40 \text{ \AA}$; $c = 7.16 \text{ \AA}$; $z = 4$. Полученные монокристаллы $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ были игольчатыми. Для изготовления образцов монокристаллический слиток скальвался на отдельные иглы. Размеры образцов для измерений составляли $(11 \times 1.0 \times 0.9) \text{ мм}^3$. Для замеров сопротивлений образцов до и после деформации на их торцы были нанесены контакты из эвтектики $In - Ga$ так, что в процессе измерений электрическое поле к образцам прикладывалось вдоль монокристаллических игл, а расстояние между контактами составляло 11 мм. Монокристаллический образец $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ приклеивался на стальную упругую подложку толщиной 0.01 см. Вначале замерялось сопротивление образца (R_0), а затем подложка вместе с образцом под действием одноосного давления подвергалась изгибу (ϵ) и производился замер сопротивления образца в деформированном состоянии (R_ϵ). Коэффициент тензочувствительности образца рассчитывался по формуле: $K = (R_\epsilon - R_0)/R_0\epsilon$. Образцы монокристаллов $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ выдерживали деформацию на изгиб с радиусом кривизны до 6.4 мм и обладали высоким коэффициентом тензочувствительности при комнатной температуре. Полученные значения K были стабильными при циклических изгибных деформациях. Наибольший коэффициент тензочувствительности имели образцы монокристалла состава $TlIn_{0.993}Sn_{0.007}Te_2$. Так, при $\epsilon = 4 \times 10^{-4}$ и $T = 300K$ значение K для указанного состава составляло 3200. Таким образом, полученные экспериментальные результаты по изучению упругих свойств монокристаллов $TlIn_{1-x}Sn_xTe_2$ ($x = 0.005 - 0.009$) позволяют рекомендовать их для использования в качестве активных элементов полупроводниковых тензодатчиков, работающих при 300 K.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Надежкин М.В.^{1,2}, Лунев А.Г.^{1,2}, Баранникова С.А.^{1,3}, Горбатенко В.В.¹, Шляхова Г.В.¹,
Зуев Л.Б.^{1,3}, Мальцев Ю.А.³

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и
материаловедения СО РАН, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия

³Национальный исследовательский Томский государственный университет, Россия
bsa@ispms.tsc.ru

PLASTIC FLOW LOCALIZATION IN Ti-Ni SINGLE CRYSTALS

Nadjezhkin M.V., Lunev A.G., Barannikova S.A., Gorbatenko V.V., Shlykhova G.V., Zuev L.B.,
Maltsev Yu.A.

The regularities of plastic flow localization in Ti-51 at.%Ni single crystals are considered using the speckle photography. It has been found experimentally that in all the stages of the process, spontaneous localization of deformation occurs in the specimen, with the form of localization being closely related to the acting law of plastic flow of Ti-Ni shape memory alloys containing Ti₃Ni₄ precipitates with sizes 50 nm.

Одним из основных механизмов деформации, рассматриваемых в физике пластичности, является деформация фазового превращения [1], определяющая такие явления, как эффект памяти формы, сверхэластичность и другие. Типичным примером материалов, которые деформируются за счет деформации фазового превращения, является никелид титана (Ti - Ni) эквиатного или близкого эквиатному состава [2], так что существенный интерес представляет выяснение особенностей макролокализации пластического течения в таких материалах.

Для анализа структуры материала использовались несколько методик, обеспечивающих необходимое пространственное разрешение: оптическая микроскопия (Neophot-21) и атомно-силовая микроскопия (Solver PH47-PRO). Для исследований макроскопической локализации пластического течения использовалась техника двухэкспозиционной спекл-фотографии [3]. В настоящей работе локализацию деформации исследовали при одноосном растяжении гетерофазных монокристаллических плоских образцов с размерами рабочей части 50×5×2 мм, ориентированных вдоль направления [113], никелида титана (49 ат.% Ti - 51 ат.% Ni) с дисперсными частицами Ti₃Ni₄ [4] со средним размером 50 нм. Монокристаллы выращивали методом Бриджмена в среде инертного газа. После роста кристаллы гомогенизировали при 1173 К в течение 20 ч в аргоне. Старение монокристаллов Ti - Ni проводилось при 823 К в течение 1,5 ч в свободном состоянии в среде гелия с быстрым нагревом и закалку в воду комнатной температуры.

При 300 К Ti - Ni деформируется за счет термоупругого превращения B2→B19'^[2]. При нагружении сначала деформация осуществляется за счет фазового превращения, а затем образовавшийся мартенсит пластически деформируется. Развитие мартенситных переходов в гетерофазных сплавах Ti - Ni с дисперсными частицами Ti₃Ni₄ обладает рядом особенностей [4] по сравнению с однофазными сплавами [2]. Мартенситное превращение (МП) развивается в матрице между дисперсными частицами, которая испытывает однородный сдвиг [4]. Частицы не испытывают МП, не деформируются пластически и, для сохранения совместности мартенситной деформации матрицы и упругой деформации частиц B19' - мартенсит должен деформироваться пластически за счет составного двойникования $\{100\}\{001\}$ [3].

На диаграмме растяжения гетерофазных монокристаллов Ti - Ni можно выделить зуб и площадку текучести (мартенситное превращение) протяженностью до 3-4% общей деформации, стадию нелинейного деформационного упрочнения (деформация мартенсита за счет составного двойникования [3]) протяженностью до 5-6% общей деформации и стадию разрушения (рис. 1).

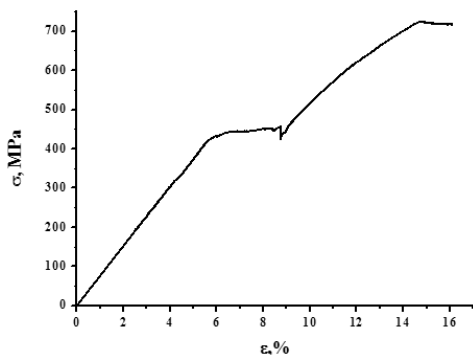


Рис. 1 – Деформационная кривая монокристалла Ti – Ni с дисперсными частицами

абсолютных удлинений u по координатам.

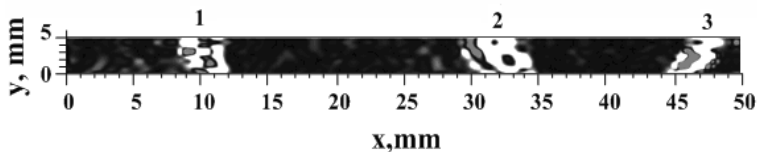


Рис. 2 – Метод электронной спекл-фотографии: картина локализация деформации Ti – Ni с дисперсными частицами на площадке текучести при общей деформации 6.3 %

В образце эти пики и ступеньки расположены закономерным образом так, что образуют фронты деформации. При этом материал за фронтом находится в деформированном состоянии (B19'), а материал перед фронтом - в исходном, недеформированном (B2). По мере деформирования зоны локализации перемещаются вдоль образца с разными скоростями. Так очаги локализации деформации (1) и (2) движутся навстречу друг другу со скоростями $2.1 \cdot 10^{-5}$ м/с и $2.7 \cdot 10^{-5}$ м/с, соответственно. Скорость движения очага локализации деформации (3) составила $1.1 \cdot 10^{-5}$ м/с, который движется в направлении от подвижного захвата испытательной машины. Фронт зоны локализации наклонен под углом 60° к оси растяжения, что близко к ориентации габитусной плоскости мартенситного превращения в образцах использованной ориентации.

Таким образом, приведенные результаты показывают, что площадке текучести при растяжении никелида титана соответствует движение нескольких фронтов деформации, связанных с фазовым превращением.

Работа выполнена при частичной поддержке проекта Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 25 «Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике»

Литература

1. Бойко, В.С. Обратимая пластичность кристаллов / Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. - М.: Наука, 1991. - 279 с.
2. Зуев Л.Б., Карташова Н.В., Данилов В.И., Полетика Т.М. Закономерности локализации деформации в материале с пластичностью превращения (монокристаллы TiNi) // ЖТФ. - 1996. - Т. 66, № 11. - С. 190-196.
3. Зуев, Л.Б. Физика макролокализации пластического течения / Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. - Новосибирск: Наука, 2008. - 327 с.
4. Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Овсянников А.В., Сехитоглу Х., Караман И., Майер Г. Влияние дисперсных частиц Ti_3Ni_4 на мартенситные превращения в монокристаллах никелида титана // ФММ. – 2008. - Т. 106. - № 6. – С. 597-609.

КРИТЕРИЙ РОСТА ТРЕЩИН СО СВЯЗЯМИ ПО ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Перельмутер М.Н.

Россия, Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, perelm@ipmnet.ru

INTERFACIAL BRIDGED CRACK GROWTH CRITERION

Perelmuter M.N.

A nonlocal fracture criterion with accounting of the work which is performed during bonds deformation has been proposed for analysis of quasi-static growth of interfacial bridged cracks. The energy condition that the deformation energy release rate at the crack tip is equal to the rate of deformation energy consumption by bonds in the crack bridged zone corresponds to the state of limit equilibrium of the crack tip (the first fracture condition). The rupture of bonds at the trailing edge of the bridged zone is determined by the condition for their limiting elongation (the second fracture condition). On the base of these two conditions, the processes of subcritical and quasi-static crack growth are formulated for an interfacial bridged crack.

Модель трещины с концевой областью используется для анализа развития трещины по границе соединения материалов. Участок ослабленных или нарушенных связей на границе соединения материалов моделируется трещиной, между берегами которой действуют силы сцепления, обусловленные присутствием подкрепляющих волокон или слоя адгезива, сдерживающие раскрытие трещины. Размер зоны взаимодействия берегов трещины (концевая область) может меняться в процессе роста трещины и не является малым по сравнению с размером всей трещины.

Математическое описание модели трещины со связями в концевой области состоит из трех основных этапов: 1) установления зависимости сил сцепления в концевой области от раскрытия трещины; 2) определения напряженного состояния вблизи трещины с учетом внешних нагрузок и сил сцепления; 3) анализа предельного равновесия трещины на основе критерия разрушения.

Для связей между берегами трещины образованных нанотрубками и нановолокнами получен закон деформирования связей, основанный на рассмотрении сдвигового взаимодействия между волокном и матрицей [1]. Система сингулярных интегро-дифференциальных уравнений для определения напряжений в связях и перемещений берегов трещины получена исходя из принципа суперпозиции для случая трещины, расположенной на границе между полуплоскостями из различных материалов, [2-3]. Для тел конечных размеров расчетная методика основана методе граничных интегральных уравнений, [4]. Для анализа предельного равновесия и квазистатического роста трещины с концевой областью, заполненной связями, предложен критерий разрушения [2-3, 5], учитывающий работу по деформированию связей в концевой области трещины. В рамках этого критерия состоянию предельного равновесия вершины трещины и края концевой области трещины соответствует выполнение условий:

а) достаточного

$$G_{tip}(d, \ell) = G_{bond}(d, \ell) \quad (1)$$

и

б) необходимого

$$u(x_o) = [u_x^2(x_o) + u_y^2(x_o)]^{1/2} = \delta_{cr} \quad (2)$$

где параметр δ_{cr} определяется свойствами связей в концевой области трещины, а также может зависеть от масштаба трещины (например, при изменении типа связей с ростом трещины).

Из совместного решения последних двух уравнений можно определить размер концевой области d_{cr} и критическое внешнее напряжение σ_{cr} в состоянии предельного равновесия трещины. Скорость потребления энергии деформации $G_{bond}(d_{cr}, \ell)$, полученная из совместного решения уравнений (1)-(2), является энергетической характеристикой сопротивления

адгезионному разрушению, $G_{cr} = G_{bond}(d_{cr}, \ell)$, причем величина G_{cr} не остается постоянной при изменении длины трещины. После определения критического внешнего напряжения могут быть также определены критический КИН и поток энергии в вершину трещины, обусловленные внешней нагрузкой σ_{cr} .

При монотонном нагружении тела, для заданных начальных размеров трещины и ее концевой области, можно выделить режимы равновесия и квазистатического роста трещины. При выполнении условий

$$\begin{cases} G_{tip}(d, \ell) \geq G_{bond}(d, \ell) & (a) \\ u(\ell - d) < \delta_{cr} & (b) \end{cases} \quad (3)$$

происходит продвижение вершины трещины с одновременным возрастанием длины концевой области без разрыва связей. Этот этап роста трещины можно рассматривать как процесс приспособляемости трещины к заданному уровню внешних нагрузок (докритический рост трещины).

Продвижение вершины трещины с одновременным разрывом связей на краю концевой области (квазистатический рост трещины) происходит при одновременном выполнении условий

$$\begin{cases} G_{tip}(d, \ell) \geq G_{bond}(d, \ell) & (a) \\ u(\ell - d) \geq \delta_{cr} & (b) \end{cases} \quad (4)$$

При выполнении условий

$$\begin{cases} G_{tip}(d, \ell) < G_{bond}(d, \ell) & (a) \\ u(\ell - d) \geq \delta_{cr} & (b) \end{cases} \quad (5)$$

происходит разрыв связей без продвижения вершины трещины и размер концевой области сокращается, стремясь к предельному значению для данного уровня нагрузки. В рамках рассматриваемой модели положение концевой области и вершины трещины не меняется при одновременном выполнении второго из условий (3) и первого условия (5).

Таким образом, величина внешней нагрузки σ_0 и параметры связей определяют характер разрушения: продвижение вершины трещины с ростом концевой области; сокращение размера концевой области без продвижения вершины трещины; продвижение вершины трещины с одновременным разрывом связей на краю концевой области.

Если же уравнение (1) не имеет решения, то приложение внешней нагрузки может вызвать продвижение вершины трещины, которое сопровождается разрывом связей на краю концевой области при выполнении условия (2).

Заметим, что при рассмотрении линейно-упругих связей [2-3] выполнение условия (1) зависит только от относительных геометрических характеристик концевой области и трещины. Критическое значение размера концевой области, полученное из этого условия, может быть отнесено к трещине любой длины. Определение фактического размера трещины, соответствующего состоянию предельного равновесия, происходит при учете дополнительного условия (2). Этот факт является очевидным подтверждением недостаточности условия (1) для полного описания предельного равновесия трещины.

Предельные случаи трещины, полностью заполненной связями, а также трещины с малой концевой областью рассмотрены для задачи о прямолинейной трещине в однородном теле с постоянными напряжениями в связях, [6]. На основе предложенного критерия разрушения для случая трещины, полностью заполненной связями (зона ослабленных связей в материале), даны оценки прочности бездефектного материала. Для напряжений в связях, зависящих от раскрытия трещины, получены зависимости прочности и трещиностойкости композитов и нанокompозитов от длины трещины и концентрации наполнителя.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проект №11-08-01243)

Литература

1. Perelmutter M. N. Mechanical modeling of nanotube-polymer adhesion // НАНОСИСТЕМЫ: ФИЗИКА, ХИМИЯ, МАТЕМАТИКА. 2011. Т. 2, № 2, С. 119-125.

2. Goldstein R.V., Perelmutter M.N. Modeling of bonding at the interface crack // Internal J. of Fracture. 1999. V. 99. №1-2. P.53-79
3. Гольдштейн Р.В., Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами // Изв. РАН. МТТ. 2001. № 1. С. 94–112.
4. Perelmutter M. Boundary element analysis of structures with bridged interfacial cracks // Computational Mechanics. 2013. V. 51, № 4. P.523-534
5. Перельмутер М.Н. Критерий роста трещин со связями в концевой области // ПММ. 2007. том 71. вып.1. С. 152-171.
6. Перельмутер М. Н. Критерий роста трещин со связями в концевой области. Предельные случаи. В сб. «Актуальные проблемы механики. Механика деформируемого твердого тела», Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН. – М.: Наука, 2009, с. 166-179

ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СРЕД НА ВЕЛИЧИНУ СБРОСА МЕХАНИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ В АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Федоров В.А., Анненков А.Ю.

Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

THE INFLUENCE OF CORROSIVE ENVIRONMENTS ON AMOUNT OF DISCHARGE MECHANICAL LOAD IN AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE ALLOYS UNDER THE ACTION OF PULSE CURRENT

Fedorov V.A., Pluzhnikova T.N., Sidorov S.A., Yakovlev A.V., Annenkov A.Yu.

Investigated effect of aggressive media (20% solution of H_2SO_4 and HNO_3) for intermittent discharge of the stress of amorphous alloy based on cobalt and nanocrystalline iron-based alloy, which occurs depending on the σ - ε by passing electrical current pulses. Fitted values depending stress relief in the material density of the pulsed electric current. Investigated the structural and morphological state of the alloy surface after exposure to aggressive media of different concentrations.

Металлические стекла обладают высокими показателями коррозионной стойкости, но проявляют заметную чувствительность к воздействию водорода и агрессивных сред, что выражается в охрупчивании данных материалов [1]. Пропускание импульсного электрического тока высокой плотности при их деформации сопровождается снижением механического напряжения, фиксируемого на диаграммах σ - ε [2]. Представляет интерес совместное влияние импульсного тока и коррозионных сред на изменение механических свойств металлических стекол.

Объектом исследования служили аморфные металлические сплавы на основе Co (АМАГ–172, АМАГ–180) и нанокристаллический сплав на основе Fe (АМАГ–200), полученные методом спиннингования. Размеры образцов: $\sim 3,50,02 \times 40$ мм. В качестве коррозионных сред были выбраны 20 % растворы серной и азотной кислот. Образцы выдерживали в течение 40 минут. После чего производилось одноосное растяжение образцов на разрывной машине Instron-5565 со скоростью движения захватов 0,1 мм/мин при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс и плотностью тока $j = 10^8 - 10^9$ А/м².

Деформация АМС с одновременным пропуском импульсного электрического тока на диаграммах нагружения сопровождается явлением подобному электропластическому эффекту, хорошо изученному для кристаллических структур [3–4]. В момент прохождения импульса тока на диаграммах σ - ε наблюдается кратковременный (~ 1 , с) сброс механического напряжения D_s с последующим полным восстановлением хода зависимости σ - ε [2].

Экспериментально установлено, что после выдержки в 20 % растворе серной кислоты в аморфных сплавах на основе Co, значения сбросов механического напряжения, вызванных пропуском импульсного тока, уменьшаются на $D_s \approx 20$ %, по сравнению с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии (рис. 1 а,б). Выдержка в 20 % растворе азотной кислоты уменьшает величину сброса механического напряжения на 30 % по сравнению с воздействием раствора серной кислоты и на 50 % по сравнению со сбросами в исходном состоянии.

Воздействие кислотной среды на нанокристаллический сплав на основе Fe не влияет на величину сбросов механического напряжения.

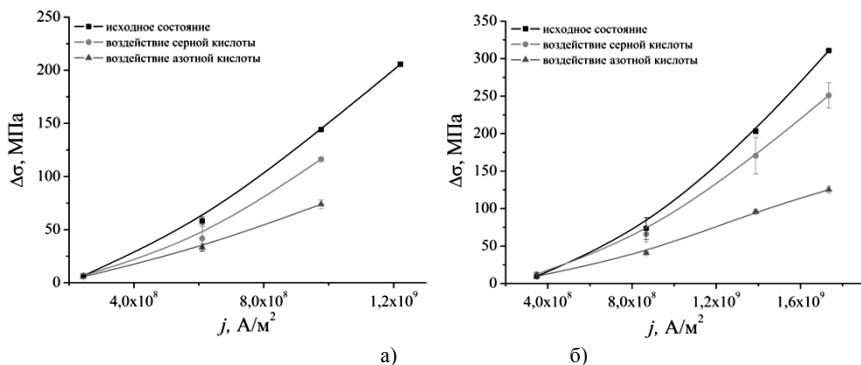


Рис. 1. Зависимость величины сброса механического напряжения от плотности тока в сплаве: после выдержки в 20 % растворах серной и азотной кислот: а) АМАГ-172; б) АМАГ-180).

Уменьшение величины сбросов механического напряжения, по-видимому, связано с происходящими поверхностными явлениями. На рис. 2а представлен вид поверхности образцов после выдержки в кислотной среде. Видно, что выдерживание в кислотной среде аморфных материалов приводит к появлению на поверхности оксидных образований, что подтверждается исследованием элементного состава. Толщина пленки достигает ~3 мкм.

Образовавшаяся на поверхности оксидная пленка, уменьшает поперечное сечение образца, что приводит к росту сопротивления и уменьшению силы тока, действующей на образец. Это соответственно вызывает меньший нагрев образца, вследствие чего уменьшается величина сброса механического напряжения, вызванного пропусканием импульсного тока.

Выдерживание нанокристаллического сплава на основе железа в растворах серной кислоты приводит к образованию питтинговой коррозии (рис. 2б). Характерный размер питтинговых ямок составляет 300–350 нм глубиной ~40 нм.

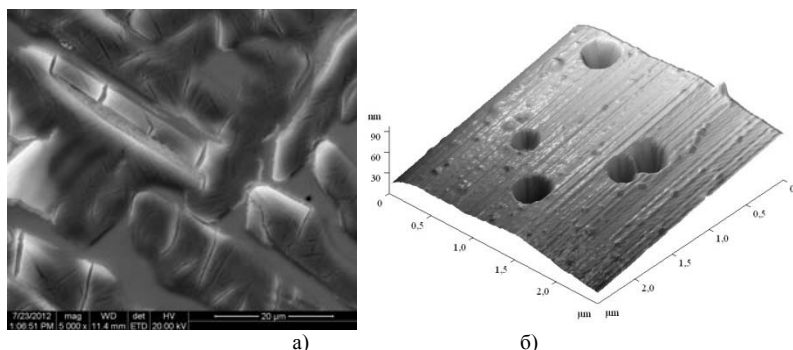


Рис. 2. Оксидная пленка поверхности АМАГ-180 после воздействия 20 % раствора серной кислоты (а); питтинговая коррозия на поверхности нанокристаллического сплава АМАГ-200 (б)

Таким образом, выдержка в кислотных растворах приводит к появлению на поверхности образцов оксидных пленок, которые образуются за счет уменьшения поперечного сечения образцов. Это, в свою очередь, способствует уменьшению величины импульса электрического тока, воздействующего на образцы, что выражается в уменьшении их нагрева, и как следствие, к снижению величины сброса механического напряжения.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 12-01-00638) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 г.г.» (проект №14.В37.21.1161)

Часть исследований выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» НИУ «БелГУ.»

Литература

1. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.Е., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Издательство СибГИУ. 2006. 416 с.
2. Сидоров С.А., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Черникова А.А. Исследование процессов деформации аморфных сплавов в условиях импульсного электрического тока // Вестник Тамбовского университета. Серия: естественные и технические науки. 2012 г. Том 17. Вып. 1. С 135–138.
3. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. М.: Наука. 1985. 160 с.
4. Батаронов И.Л. Механизмы электропластичности // Соросовский образовательный журнал. 1999. № 10. С. 93–99
5. Большаков К.А. Химия и технология кобальта. М. МИТХТ. 1981. 85 с.

ХОД РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СПЛАВЕ

$\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ

Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Федоров В.А.

Россия, Тамбовский государственный университет им. Г.П. Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

THE COURSE OF RELAXATION PROCESSES IN ALLOY $\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$
UNDER THE INFLUENCE OF TEMPERATURE
Pluzhnikova T.N., Sidorov S.A., Fedorov V.A.

Investigated relaxation processes in the amorphous alloy based on cobalt. Installed depending magnitude reduction of stress over time at different temperatures. It is established that the relaxation processes are heat activated character.

Металлические стекла занимают одно из ведущих мест среди перспективных материалов. Известно, что в данных материалах под воздействием различных факторов (механическая нагрузка, тепловые и электромагнитные поля) протекают процессы перехода из метастабильного в более стабильное состояние, называемые структурной релаксацией [1–2]. В связи с этим изучалось поведение металлического стекла под воздействием постоянного механического напряжения при различных температурах.

В качестве объекта исследования был выбран аморфный металлический сплав на основе кобальта $\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$ (АМАГ–180), полученный методом спиннингования. Размеры образцов: $\sim 3,80,02 \times 40$ мм. Первоначально производилось одноосное растяжение образцов данного сплава на разрывной машине Instron-5565 со скоростью движения захватов 0,1 мм/мин до механического напряжения 400 МПа. Далее процесс деформации останавливался, и непрерывно фиксировались показания датчика силы.

Установлено, что диаграмм σ - ϵ сплава $\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$ не имеет пластической стадии, т.е. деформируется упруго. Так при рассматриваемой нагрузке относительное удлинение образцов составляет 0,13 мм или 0,3 % от длины образца.

После остановки деформации наблюдается постепенное снижение механического напряжения (рис. 1а). При этом отмечено, что данный процесс протекает в 2 стадии: первоначально зависимость величины нагрузки от времени носит линейный характер, а затем нагрузка снижается по экспоненте, причем характер снижения на данной стадии носит ступенчатый характер. Общая величина снижения при данных условиях механического напряжения составляет ≈ 21 МПа за 90 минут, из них ≈ 6 минут занимает 1 стадия.

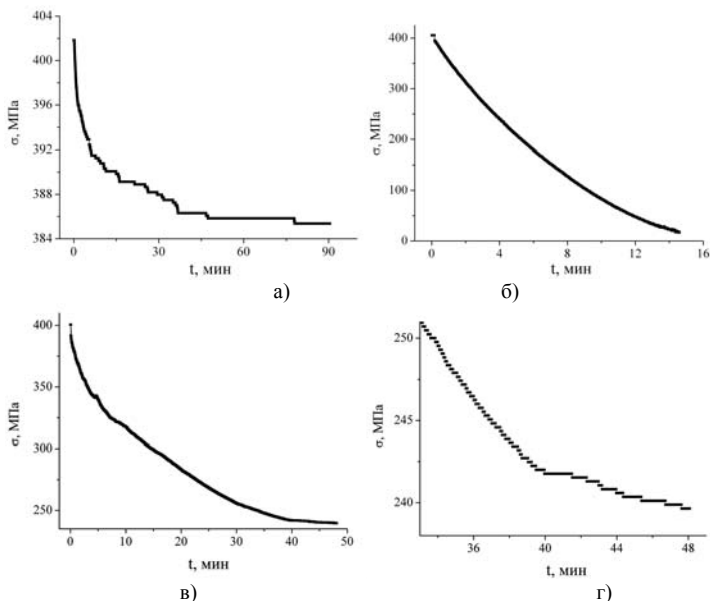


Рис. 1. Релаксация механического напряжения в сплаве $\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$ с течением времени: (а) при комнатной температуре; (б) при температуре 40 °С; (в, г) при температуре 30 °С (в – общий вид, г – «ступени» на второй стадии)

Далее изучалось влияние температуры на скорость и характер структурной релаксации в исследуемом сплаве по методике, описанной выше, но уже при температурах 30 °С и 40 °С. Обнаружено, что процесс структурной релаксации протекает значительно быстрее, увеличивается величина снижения механического напряжения. Отмечено, что основное снижение происходит на первой стадии. Кроме того установлено, что при $T = 30$ °С на второй стадии снижения присутствуют «ступени» (рис. 1 в, г) как и в экспериментах при комнатной температуре (22 °С), а при $T = 40$ °С второй стадии не наблюдается, все снижение происходит однородно по экспоненте (рис. 1 б).

Установлено, что при $T = 30$ °С нагрузка в образце снижается на $\approx 40\%$, а при $T = 40$ °С величина снижения нагрузки составляет 97 %. Также обнаружено явление полного восстановления механического напряжения до исходного значения в 400 МПа. В испытаниях при комнатной температуре данного явления не наблюдается. С повышением температуры расстояние между атомами увеличивается за счет термического расширения, и упругая составляющая деформации несколько снижается, уменьшая напряженное состояние и, как следствие, снижается модуль упругости.

Таким образом, структурная релаксация в сплаве $\text{Co}_{78,65}\text{Fe}_{4,03}\text{Ni}_{4,73}\text{Si}_{7,22}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,49}$ происходит в 2 стадии, причем одна из них носит ступенчатый характер. Обнаружено, что температура является дестабилизирующим фактором, ускоряющим интенсивность структурной релаксации как по величине снижения механического напряжения, так и по времени ее протекания. То есть при структурной релаксации происходит переход из состояния неустойчивого равновесия в равновесное состояние, в котором величина механического напряжения и силы межатомного взаимодействия зависят от температуры.

Литература

1. Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.Е., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: Изд-во СибГИУ. 2006. 416 с.

2. Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Бакай А.С., Красильников В.В. Введение в основы физики аморфного и стеклообразного состояния твердых тел. Белгород. ИПК НИУ «БелГУ», 2012. 320 с.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 12-01-00638) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 г.г.» (проект №14.В37.21.1161).

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Романов А.Н., Филимонова Н.И.

Россия, ИМАШ РАН, e-mail: alrom37@mail.ru

INFLUENCE OF STRUCTURE ON STRAIN PROCESSES DEVELOPMENT OF STRUCTURAL MATERIALS UNDER CYCLIC LOADING

Romanov A.N., Filimonova N.I.

Proposed appointment of strength (resource) to given deformation inhomogeneities, which can also be estimated by statistical parameters of structural heterogeneity, as determined by measurement of microhardness. When deciding on the extension of the requested resource object used in engineering as a “datum point” phase dispersed in a circular formation or prolonged static loading. The results of the study of the deformation and structural heterogeneity of single-phase and two-phase materials.

Как известно, при проектировании машиностроительных конструкций назначение запасов прочности производится на основе накопленного опыта эксплуатации такого рода изделий. Физического (экспериментального) метода определения уровней запасов прочности не существует.

Для принципиально новых типов металлоконструкций, когда такого опыта и аналогов не существует, выбрать значение запасов прочности представляется затруднительным.

В связи с этим описание «знаковой» стадии циклического нагружения становится важным в качестве ориентира состояния конструкции, через которую проходит конструкции в процессе эксплуатации, и оценки деградации (повреждения) материала под действием эксплуатационных нагрузок. Такой стадией может быть стадия рассредоточенного трещинообразования, предшествующая стадии образования магистральной трещины и связанная с неоднородностью развития деформаций в отдельных объемах упругопластически деформируемого металла. В связи с этим описание предельных состояний в локальных зонах требует проведения исследований по оценке деформационной неоднородности, обусловленной структурной неоднородностью.

Установление закономерностей развития деформаций и накопления повреждений в локальных зонах позволит осуществлять уточненные расчеты долговечности элементов конструкций, назначать обоснованно ресурс изделий и решать вопрос возможности (или невозможности) продления ресурса оборудования, отработавшего назначенный ресурс, а также осуществлять рациональный выбор конструкционного материала при проектировании изделий.

В настоящей работе приводятся результаты исследований по оценке деформационной и структурной неоднородности при циклическом упругопластическом нагружении сталей с разной структурой, выполнен сравнительный анализ результатов деформационной и структурной неоднородности однофазной и двухфазной сталей на основе данных их статистической обработки.

В материалах многофазных характер циклического поведения материала определяется особенностями структурного состояния его отдельных фаз. Экспериментальное определение развития локальных деформаций является процессом трудоемким, и в связи с этим разработка альтернативных методов определения деформационной неоднородности является важной для решения практических задач.

Задачей исследования является установление возможности определения деформационной неоднородности на основе использования характеристик структурной

неоднородности. Такого рода структурная неоднородность предопределяет условия накопления повреждений в локальных зонах и возмозожение в них предельных состояний (образование микротрещин).

Наибольшая неоднородность имеет место в первые полупериоды нагружения и при малых степенях деформаций. С увеличением количества полупериодов нагружения и величины деформаций (как циклических, так и односторонних накопленных) неоднородность уменьшается и на некоторой стадии статического (нулевой полупериод) и циклического деформирования стабилизируется (как в полупериодах растяжения, так и сжатия). В многофазных сталях или сплавах неоднородность деформаций локализуется в наименее прочной фазе, и накопление повреждений происходит преимущественно в этих зонах, и для них должны оцениваться коэффициенты неоднородности деформаций.

При увеличении числа циклов нагружения очаги с максимальными деформациями и в структурно неоднородной закрепляются и при последующем деформировании.

С увеличением общей деформации местные деформации продолжают расти. Причем увеличение средней деформации сопровождается ростом местной, как правило, в одних и тех же участках. После снятия нагрузки на отдельных участках исходного деформирования последующее нагружение в ту же сторону (растяжение) сопровождается преимущественным деформированием тех же зон. При смене знака нагрузки максимальные местные циклические деформации сжатия наблюдаются в тех же участках, где они были наибольшими при растяжении. С увеличением количества циклов нагружения происходит некоторое перераспределение деформаций в отдельных участках базы образца. Однако зоны с повышенным и пониженным уровнем деформации, определяемые на базах 0,1 и 0,2 мм, сохраняются.

Для перлитной стали ТС (100% перлита) деформация в локальных участках более однородна, чем сталь с частичной долей перлита (сталь 45).

Таким образом «слабым звеном» в процессе циклического упругопластического деформирования окажется «мягкая» составляющая, каковой в стали 45 является несвязанный феррит.

Практическое использование местных деформаций в расчетах на прочность представляет определенные трудности, поскольку оно связано с большим числом измерений при экспериментальном определении местных деформаций (на малых базах). В связи с этим желательно иметь более простой и доступный метод определения коэффициентов деформационной неоднородности. При этом структурная неоднородность материала, обуславливающая деформационную неоднородность, оценивалась рассеянием значений микротвердости материала в исходном состоянии.

Проведенная статистическая обработка значений микротвердости показала, что измеренные значения микротвердости однофазной стали Х18Н10Т подчиняются нормальному закону распределения.

В двухфазном материале, когда структурные составляющие имеют сильно различающиеся показатели прочности (твердости), необходимо исследование деформационного поведения каждой из составляющих и, как результат, их совместного взаимодействия.

Сопоставление структурной неоднородности рассмотренных сталей показывает, что наибольшая неоднородность имеет место у стали 45, имеющей лишь частично перлитную структуру, «слабым звеном» является ферритная составляющая в виде свободного α -железа.

Однофазная аустенитная сталь Х18Н10Т из исследованных сталей имеет наиболее однородную структуру. Сопоставление коэффициентов неоднородности деформаций и микротвердости показывает, что при расчетах уровней накопленных повреждений на различных стадиях нагружения и предельных состояний вместо коэффициентов неоднородности деформаций, экспериментальное определение которых является процессом трудоемким, могут быть использованы коэффициенты структурной неоднородности, определяемые рассеянием показателей микротвердости.

Статистическая обработка показала, что неравномерность пластической деформации на рабочей базе образца может быть оценена через параметры вероятностных кривых нормального распределения.

При этом характеристики статистического распределения микротвердости и распределения локальных деформаций для однофазной стали совпадают при заданном квантиле

распределения. Для двухфазной стали необходимо учитывать распределение наименее прочной составляющей («слабого звена»).

Таким образом, деформационная неоднородность конструкционных материалов может быть оценена показателями структурной неоднородности по значениям микротвердости. Это позволяет описать стадию рассредоточенного трещинообразования и принять ее за ориентир для назначения запасов прочности и для ориентира (реперной точки) при решении вопроса о продлении ресурса конструкций, отработавших назначенный ресурс.

АНОМАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ В СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск,

E-mail: star@tsuab.ru; sve-starenchenko@yandex.ru

ANOMALOUS TEMPERATURE DEPENDENCE OF THE STRESS RELAXATION IN ALLOYS WITH THE $L1_2$ STRUCTURE

Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.V., Starenchenko S.V.

The paper presents results of the stress relaxation study in the Ni_3Ge single crystals with the $L1_2$ structure oriented along the [001] axis. Anomalous temperature dependence of the deformation rate at the stress relaxation is revealed.

Металл или сплав, подвергнутый деформации под влиянием статической, динамической нагрузки или в условиях ползучести и оставленный под нагрузкой так, чтобы не происходило дальнейшего изменения его формы и суммарная деформация оставалась постоянной проявляет релаксацию напряжений, т.е. нагрузка, необходимая для поддержания неизменного состояния сплава, будет уменьшаться со временем.

Релаксация напряжений используется как стандартная технология для получения скоростной чувствительности, которая в рамках термоактивационного анализа непосредственно связана с величиной активационного объема. Основное внимание сосредоточено на корректировке значений активационных объемов, рассчитанных с помощью стандартных формул термоактивационного анализа, с целью получения величин наиболее точно отражающих термоактивируемое движение дислокации в кристалле. Усилия сконцентрированы на методических деталях, чтобы учесть влияние жесткости машины и деформационное упрочнения материала в процессе релаксации. Исследования изменения величины активационного объема с температурой, деформацией, в различных температурных интервалах (ниже пика аномалии, выше пика), для различных ориентаций оси деформации монокристаллов и различных видов скольжения (множественного, одиночного, кубического) в сплавах проявляющих аномалию механических свойств проведено не было. Значения активационных объемов получены для сплава Ni_3Al [1], другие сплавы этой же сверхструктуры не исследованы в этом отношении. Недостаточно исследованным остается пластическое поведение сплавов со сверхструктурой $L1_2$ в ходе релаксации напряжений. Отсутствуют данные об изменении скорости деформации в процессе релаксации и влияния на неё температуры и напряжения.

В связи с этим в настоящей работе поставлена задача изучения пластического поведения монокристаллов сплава Ni_3Ge в условиях релаксации напряжений в широком диапазоне температур и напряжений. С этой целью, кроме стандартного получения из опытов по релаксации активационных объемов, в работе проведен анализ кривых ползучести, скорости деформации в процессе релаксации напряжений. Изучено влияние температуры и напряжения на скорость ползучести при релаксации.

Исследование осуществляли на монокристаллах сплава Ni_3Ge ориентации [001], полученных методом Чохральского из никеля марки Н-0 и Ge высокой чистоты (99,999). Механические испытания образцов размером $3 \times 3 \times 6$ мм проводили на машине типа УПР с усиленной ходовой частью. Высокотемпературная деформация проводилась в вакуумной камере под давлением $1-2 \cdot 10^{-3}$ мм рт.ст, нагрев — печью сопротивления. Опыты проводились при разных температурах испытания.

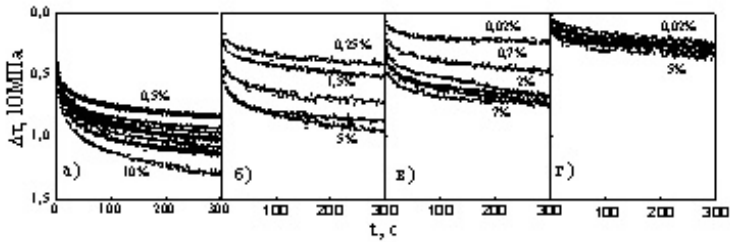


Рис. 1. Кривые релаксации монокристаллов сплава Ni_3Ge ориентации [001] при разных температурах испытания: (а) 293К, (б) 373К, (в) 473К, (г) 573К

В работе были проведены опыты по релаксации напряжений течения. Полученные кривые релаксации для разных температур деформации и первых 300 секунд приведены на рис.1 и рис. 2. Кривые релаксации показывают падение напряжений с течением времени. При этом скорость уменьшения напряжений максимальная в первые секунды релаксации, с течением времени постепенно снижается. Такой характер релаксации хорошо выражен при температурах близких к комнатной. С ростом температуры при больших временах релаксации возникает увеличение скорости падения напряжений, связанное с явлениями возврата. Глубина релаксации тем больше, чем выше степень деформации.

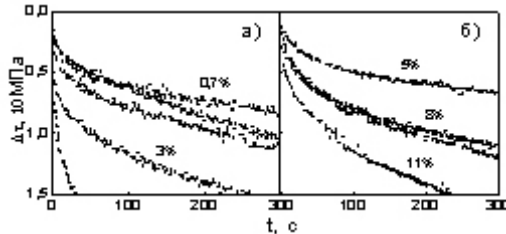


Рис. 2. Кривые релаксации монокристаллов сплава Ni_3Ge ориентации [001] при разных температурах испытания: (а) 673К, (б) 773К

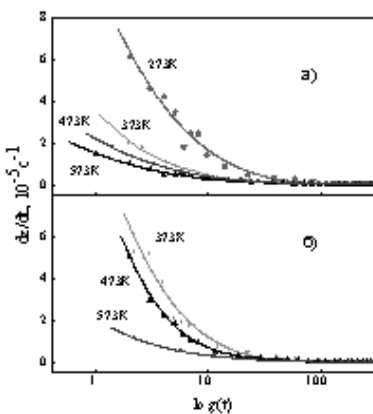


Рис. 3. Влияние температуры на скорость деформации при релаксации монокристаллов Ni_3Ge ориентации [001] при условии равенства начального приложенного напряжения: (а) $\tau_1=300$ МПа, (б) $\tau_1=400$ МПа

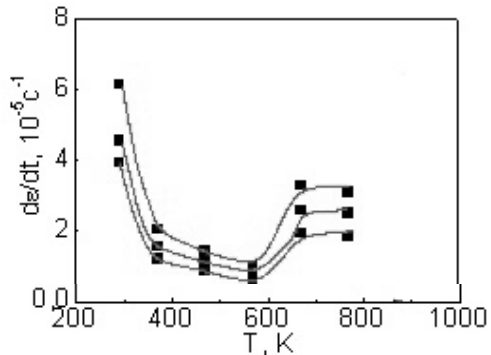


Рис. 4. Температурные зависимости скорости деформации при релаксации напряжений монокристаллов Ni_3Ge ориентации [001] для первых трёх секунд релаксации

С температурой глубина релаксации меняется немонотонно. При увеличении температуры от 293К до 573К скорость падения напряжений уменьшается с температурой, следствием чего является уменьшение глубины релаксации напряжений (рис. 1). Повышение температуры до 673К приводит к быстрому падению напряжений при релаксации (рис. 2).

Дифференцирование кривых релаксации $\tau(t)$ позволило получить зависимости скорости деформации от времени – $\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon}(t)$ для разных приложенных напряжений и температур испытания. Для выяснения влияния температуры на скорость ползучести при релаксации были выбраны кривые релаксации, полученные при разных температурах, но одинаковом значении начального напряжения, от которого начиналась релаксация. Проведенный анализ, иллюстрацией которого является рис. 3, показал, что при увеличении температуры от 293К до 573К наблюдается аномальная температурная зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений. Особенно значимо снижение скорости деформации с температурой выражено в первые 20-40 с релаксации. Именно в начале релаксации скорости деформации высокие и сравнимы со скоростью активной деформации, предваряющей релаксацию. Для времен релаксации выше 100 с скорость деформации при всех температурах становится очень низкой $10^{-8} \div 10^{-9} \text{с}^{-1}$, и влияние температуры не выявлено. Повышение температуры до 673 К приводит к нормальной температурной зависимости, т. е. к увеличению скорости ползучести с температурой (рис. 4). Таким образом, для Ni_3Ge характерно быстрое снижение скорости деформации при повышении температуры от комнатной до 373К, а переход к нормальной температурной зависимости для монокристаллов Ni_3Ge происходит при $T > 573\text{K}$. Нормальная температурная зависимость скорости деформации начинается с температуры – $0,4T_{\text{пл}}$.

Наблюдается корреляция стадий изменения с температурой величины скорости деформации при релаксации напряжений и аномальной составляющей скачка напряжений при вариации скорости деформации [2]. Отсюда можно полагать, что механизмы аномального поведения скорости деформации и механизмы, влияющие на характер изменения скорости деформации при релаксации одинаковы.

1. Nicholls J.R., R.D. Rawlings Activation Analysis of Plastic deformation on Ni_3Al - 10 at% Fe // Phys. Stat. Sol. (a). – 1978. – V.49. – P. K85-K89.

2. Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А, Геттингер М.В., Старенченко С.В. Закон Коттрелла-Стокса в сплаве Ni_3Ge с аномальной температурной зависимостью // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2012. – Т. 9. - №4/2. С. 646-653.

УСЛОВИЯ ПЕРЕХОДА ОТ РАССЕЯННОГО К ЛОКАЛИЗОВАННОМУ УСТАЛОСТНОМУ ПОВРЕЖДЕНИЮ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Трошенко В.Т., Хамаза Л.А.

*Украина, Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко НАН Украины
vtt@ipp.kiev.ua; lah2@ipp.kiev.ua*

CONDITIONS FOR TRANSITION FROM NONLOCALIZED TO LOCALIZED FATIGUE DAMAGE OF METALS AND ALLOYS

Troshchenko V.T., Khamaza L.A.

*Ukraine, G.S. Pisarenko Institute for Problems of Strength, National Academy of Sciences of Ukraine,
Kyiv*

The conditions for transition from nonlocalized to localized fatigue damage of metals and alloys are considered.

The regularities in the variation of crack sizes corresponding to the fatigue limits depending on the properties of materials and other factors are analyzed. The methods for determination of the main fatigue crack size corresponding to the transition from the stage of nonlocalized fatigue damage to that of localized damage are substantiated. The relation between the stages of initiation and propagation of fatigue cracks considering the loading type, stress concentration, surface damage and etc. is analyzed.

Процесс усталостного разрушения металлов и сплавов, как известно, состоит из стадий рассеянного и локализованного усталостного повреждения. Первая стадия усталостного разрушения, которая может быть названа стадией рассеянного или нелокализованного усталостного повреждения, характеризуется возникновением, случайно распределенных по объему металла, зон локального пластического деформирования, в которых в процессе дальнейшего циклического нагружения возникают микроскопические усталостные трещины.

Интегральной характеристикой процесса рассеянного усталостного повреждения являются неупругая циклическая деформация за цикл, равная ширине петли гистерезиса, и энергия неупругого деформирования, равная площади петли гистерезиса в координатах «напряжение-деформация».

Вторая стадия усталостного разрушения, которая может быть названа стадией локализованного усталостного повреждения, характеризуется развитием одной или нескольких магистральных усталостных трещин, которые, возникнув в зонах локального пластического деформирования, достигают при заданных условиях нагружения и состояния материалов таких размеров, когда они могут развиваться вплоть до полного разрушения образца или конструктивного элемента.

В литературе много работ, посвященных рассмотрению закономерностей рассеянного и локализованного усталостного повреждения металлов и сплавов, в тоже время отсутствует систематизация результатов исследования закономерностей перехода от стадии рассеянного к стадии локализованного усталостного повреждения с учетом всего многообразия факторов, влияющих на эти закономерности.

Такой анализ представляет интерес как при построении общей теории усталостного разрушения металлов и сплавов в частности, при рассмотрении роли стадий рассеянного и локализованного усталостного повреждения в общих закономерностях усталостного разрушения, (рассеяние характеристик сопротивления усталостному разрушению, влияние на характеристики сопротивления усталостному разрушению размеров образцов, градиента напряжений, концентрации напряжений и т.п.), так и при оценке опасности усталостных трещин, возникающих в конструктивных элементах в процессе их эксплуатации.

С использованием литературных данных и результатов оригинальных исследований рассматриваются условия перехода от «неопасного» рассеянного усталостного повреждения, которое имеет место при напряжениях ниже предела выносливости, когда, возникшие в процессе циклического нагружения микроскопические трещины не достигают размеров магистральных трещин, могущих привести к полному разрушению, к «опасному» рассеянному усталостному повреждению, когда возникают и развиваются магистральные усталостные трещины, приводящие к полному разрушению образца или конструктивного элемента.

Эти условия определяются, с одной стороны, пределом выносливости, с другой стороны, – размерами усталостных трещин соответствующих пределу выносливости. Если закономерности изменения пределов выносливости в зависимости от различных факторов исследованы достаточно хорошо, то закономерности изменения размеров трещин, соответствующих пределам выносливости, в зависимости от свойств материалов и других факторов изучены недостаточно.

Анализируются результаты экспериментальных исследований размеров трещин, соответствующих пределам выносливости металлов и сплавов и эмпирические подходы к обобщению результатов этих исследований, методы описания пределов выносливости и соответствующих им усталостных трещин на основе критериев механики разрушения, и подходы к учету влияния структурных дефектов на величину предела выносливости с использованием критериев механики разрушения.

Рассматривается кинетика развития усталостных трещин и обосновывается методика определения размеров магистральных усталостных трещин, соответствующих переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при напряжениях выше предела выносливости с учетом влияния свойств материалов и условий их нагружения.

Анализируются соотношения продолжительности стадий зарождения магистральных и других усталостных трещин и стадии ее распространения до полного усталостного разрушения с учетом размеров трещин, соответствующих их зарождению, вида нагружения (осевое нагружение, кручение), концентрации напряжений, поврежденной поверхности, сварки и т.п.

Полученные результаты дают основание сделать следующие выводы.

Размеры трещин при напряжениях равных пределу выносливости металлов и сплавов при базе испытания 10^7 циклов уменьшаются с увеличением величины предела выносливости, это имеет место и в тех случаях, когда изменение предела выносливости связано с изменением размеров образцов и вида нагружения (осевое нагружение, изгиб).

При наличии «тупых» концентраторов напряжения эта закономерность выдерживается, если в качестве напряжений, соответствующих пределу выносливости, принимать локальные напряжения в концентраторе напряжения.

Размеры трещин, соответствующих пределу выносливости, увеличиваются с увеличением определяющих структурных элементов материала, что наиболее четко проявляется для углеродистых сталей.

Размеры усталостных трещин, соответствующие пределам выносливости, определенные по формулам линейной механики разрушения намного больше, чем экспериментально найденные размеры трещин при пределе выносливости.

Экспериментальные результаты хорошо соответствуют диаграмме Китагава-Такахаша в предположении, что размер трещины при пределе выносливости равен размеру трещины, соответствующему пересечению диаграммы Китагава-Такахаша и горизонтальной линии при пределе выносливости.

Переход от стадии развития малых трещин (стадии рассеянного усталостного повреждения) к стадии развития магистральной трещины (локализованного усталостного повреждения) характеризуется более интенсивным ростом скорости роста трещины, что отражается на кривых зависимости глубины и скорости роста трещины от числа циклов нагружения.

Скорость распространения коротких трещин зависит от многих микроструктурных факторов, это особенности элементов микроструктуры, которые в одном и том же сплаве имеют различную физическую природу и различные размеры, особенности границ между микроструктурными элементами, ориентация кристаллографических плоскостей соседних структурных элементов по отношению друг к другу, уровень пластических деформаций в вершине трещины, вызывающих закрытие трещины и т.п.

Размеры усталостных трещин, соответствующие переходу от рассеянного к локализованному усталостному повреждению при напряжениях выше предела выносливости, найденные, как по зависимости длины трещины от числа циклов нагружения, так и по зависимостям длины коротких трещин от коэффициента интенсивности напряжений, уменьшаются с увеличением напряжений и всегда остаются меньше, чем размер трещины при напряжениях равных пределу выносливости.

Для всех исследованных случаев отношение числа циклов до зарождения магистральной трещины к числу циклов до разрушения увеличивается с увеличением числа циклов до разрушения.

При наличии концентраторов напряжений относительная доля стадии зарождения трещины уменьшается. При кручении гладких образцов стадия зарождения усталостной трещины существенно меньше, чем при осевом нагружении.

КИНЕТИКА ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧНОСТИ НА НАНО- И МИКРОУРОВНЯХ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Тюрин А.И., Пирожкова Т.С., Купряшкин А.М., Воробьев М.О.

Россия, НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» Тамбовского государственного университета имени Г.П. Державина, t-s-pir@ya.ru

KINETICS OF DEFORMATION AND MICROMECHANISMS PLASTICITY AT THE NANO-AND MICRO-LEVELS UNDER THE INFLUENCE OF HIGH LOCAL STRESSES

Tyurin A. I., Pirozhkova T. S., Kupryashkin A. M., Vorobiev M.O.

In the work present the kinetics of deformation and micromechanisms of plasticity at the nano- and micro-levels under the action of high local stresses. The energy and activation processes of

formation print and set the range of structural defects responsible for mass transfer in the zone of deformation.

Изучение процессов деформирования и микромеханизмов пластичности на нано- и микроуровнях, особенно в условиях действия высоких локальных напряжений, приобретает все большую актуальности для физики прочности и пластичности [1–4]. Это обусловлено тем, что практически любой вид контактного взаимодействия твердых тел начинается с локального деформирования материала на нано- и микроуровнях. При этом, несмотря на значительный объем публикаций до сих пор остаются до конца не выясненными и/или дискуссионными вопросы связанные с кинетикой процессов локального деформирования, доминирующими микромеханизмами пластичности и номенклатурой структурных дефектов ответственных за массоперенос в зоне деформирования. Происходящая при этом пластическая деформация представляется результатом громадного числа взаимообусловленных динамических процессов в дефектной структуре материала, и представляет собой сложную функцию отдельных дискретных событий, происходящих в разные отрезки времени с различной скоростью и в различных объемах материала – от атомарных до макроскопических. Ввиду большого числа таких событий в единицу времени и инерционности традиционных средств испытания реальная кинетика пластического течения материала, заложенная природой на микро- и наноуровнях сильно маскируется. Это затрудняет ее обнаружение и исследование микромеханизмов пластичности, особенно на начальных стадиях деформирования.

Поэтому целью работы являлось исследование кинетики формирования отпечатка и выявление микромеханизмов ответственных за пластическую деформацию материала на нано- и микроуровнях, в условиях действия высоких локальных напряжений.

Для исследования применялся метод динамического наноиндентирования [1–2]. В качестве исследуемых материалов были выбраны ионные и ковалентные кристаллы (LiF , Si), металлы (Al), наноструктурированные керамики (керамика на основе ZrO_2) и магнетит-гематитовые руды. В качестве калибровочного материала применялся плавный кварц, традиционно используемый для калибровок при наноиндентировании. Индентирование проводилось при комнатной температуре треугольным симметричным импульсом нагрузки с варьируемой амплитудой P от 1 мкН до 1 Н. Это позволяло в максимально контролируемых условиях исследовать зону деформирования с характерными размерами от единиц нм до нескольких микрон (например, для монокристаллов LiF – от 1 нм до 7 мкм; для плавного кварца – от 0,6 нм до 500 нм). Знание реальной кинетики формирования отпечатка $P(t)$ и $h(t)$ позволяет непрерывно в реальном времени анализировать скорость деформации в функции мгновенного значения контактных напряжений, выделять различные фазы процесса, проводить их анализ, определять энергетические и активационные характеристики и на основе этих результатов выявлять номенклатуру структурных дефектов и доминирующие микромеханизмы вытеснения материала из-под индентора.

Исследование кинетики деформирования на начальных стадиях формирования отпечатка показывает, что отпечаток вначале вплоть до некоторого критического значения глубины – $h_{кр}$ формируется исключительно за счет упругой деформации. Даже для таких мягких материалов, как Al и LiF $h_{кр}$ лежит в интервале 2–8 нм. Для относительно твердых материалов (Si и керамика на основе ZrO_2) $h_{кр}$ составляет 15–20 нм. Об упругом характере деформирования материала при глубине $h < h_{кр}$ свидетельствует вид $P(h)$ диаграмм (полное совпадение ветвей нагружения и разгрузки), а также совпадение начального участка ветви нагружения $P(h)$ диаграмм с характерной Герцевской зависимостью для чисто упругого контакта при действии сосредоточенной нагрузки $P \sim h^{3/2}$ [1–2]). При достижении значения $h > h_{кр}$ на $P(h)$ диаграмме появляется характерный скачок, свидетельствующий о начале пластической деформации материала и переходе от чисто упругой к упруго-пластической деформации (ветвь нагружения начинает отклоняться от характерной зависимости $P \sim h^{3/2}$). После первого скачка на $P(h)$ диаграмме кинетика формирования отпечатка может принимать гладкий (без характерных скачков) характер, или же дальнейшее деформирование идет через ряд характерных скачков различной амплитуды. Гладкий или скачкообразный характер при $h > h_{кр}$ во многом определяется типом исследуемого материала, скоростью относительной деформации и температурой.

Кроме того, наличие характерных $P(h)$ диаграмм позволяет определять энергетические и активационные характеристики процесса деформирования материала (подведенную энергию –

W_p , возвращенную энергию – W_v , энергию поглощенную при формировании отпечатка – W_p , приведенную удельную энергию – $W_{уд}$, активационный объем – γ и др.) на всех стадиях формирования отпечатка, от единиц нм до сотен нм и даже мкм.

Определяемые значения величин W_p , W_v , W_p и γ для всех исследованных материалов закономерно растут, а $W_{уд}$ падает с ростом глубины отпечатка.

Полученные числовые значения $W_{уд}$, приходящейся в среднем на один атом материала вытесненного из под индентора, показывает, что эта величина зависит от типа исследованного материала, величины приложенной нагрузки и глубины отпечатка. Так, например, для *LiF* в диапазоне глубин от 5 мкм до 400 – 500 нм эта величина остается постоянной и равна 0,05 – 0,08 эВ/атом, а с уменьшением глубины растет вплоть до глубины характерной для чисто пластического отпечатка, принимая при глубине 5÷8 нм значения несколько единиц эВ на атом.

Полученные значения приведенной энергии характерны соответственно для дислокационных и моноатомных микромеханизмов обеспечивающих пластическую деформацию в монокристаллах *LiF*. Между этими значениями лежат значения, характерные для малоатомных (краудионны, малоатомные кластеры и т.д.) механизмов и/или смешанных механизмов (одновременного действия моноатомных и дислокационных механизмов) пластичности. Это означает, что деформация материала при индентировании монокристаллов *LiF*, идет вначале чисто упруго (до глубин порядка ~3 нм), а затем сменяется упруго-пластической. При этом пластическая деформация начинается моноатомными микромеханизмами, которые потом сменяются малоатомными и/или смешанными микромеханизмами, а затем дислокационной пластичностью.

Для других исследованных материалов (*Al*, отдельные фазы магнетита и гематита в магнетит-гематитовых рудах) наблюдаются схожие этапы и механизмы деформирования. Для более твердых материалов (*Si*, керамика на основе *ZrO₂* и фаза кварцита в магнетит-гематитовых рудах) числовые значения $W_{уд}$ и γ на всех этапах формирования пластического отпечатка (от 10÷20 нм до единиц мкм) свидетельствуют в пользу моно- и малоатомарных микромеханизмов пластичности.

Таким образом, в работе, на примере ряда материалов, исследована реальная кинетика пластической деформации в нано- и микрошкале. Определены участки чисто упругой и упруго-пластической деформации. Выявлены критерии перехода (критические значения нагрузки и глубины) от чисто упругой деформации к упруго-пластической. Определены энергетические характеристики процесса формирования отпечатка, установлены доминирующие микромеханизмы и номенклатура структурных дефектов, ответственных за массоперенос на всех стадиях формирования отпечатка от единиц нм до единиц микрон.

Список публикаций:

- [1] Fischer-Cripps A. C. Nanoindentation. New York Dordrecht Heidelberg London: Springer. 2004. 280 p.
- [2] Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение. 2009. 312с.
- [3] Головин Ю.И., Тюрин А.И., Иволгин В.И., Коренков В.В. Новые принципы, техника и результаты исследования динамических характеристик твёрдых тел в микрообъёмах // ЖТФ. 2000. Т 70. №5. С. 82–91.
- [4] Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Farber B.Ya. Investigation of Time-dependent Characteristics of Materials and Micromechanism of Plastic Deformation on a Submicron Scale by a New Pulse Indentation Technique // J. Mater. Sci. 2002 V. 37. №3. P. 895–904.

Благодарности:

1. Все исследования выполнены с использованием оборудования НОЦ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина.
2. Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 годы, РФФИ и программы У.М.Н.И.К.

РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Новгородов Л.А., Яковлев В.А., Федоров В.А.
*Тамбовский государственный университет им. Г.П. Державина, г. Тамбов, РФ,
fedorov@tsu.tmb.ru*

RHEOLOGICAL PROPERTIES OF AMORPHOUS AND NANOCRYSTALLINE METALLICALLOYS UNDER TRANSIENT CREEP

Fedotov D.Y., Fedorov V.A., Pluzhnikova T.N., Novgorodov L.A., Jakovlev A.V.

The laws of the various strains of amorphous and nanocrystalline metallic alloys under transient creep. Found that the deformation of amorphous alloys and nanokristallichevkih in transient creep stepwise. It is noted that below the crystallization temperature deformation proceeds heterogeneously above homogeneously. Morphological features of the condition of surfaces and fracture surfaces of samples at various stages of creep.

Металлические стекла (МС) во многих отношениях подобны обычным стеклам и жидким металлам [1]. Одним из удивительных свойств аморфных сплавов является их способность к пластическому течению. В аморфном твердом теле нет трансляционной симметрии и нет, следовательно, дислокаций в классическом понимании природы этого дефекта [2]. Аморфное твердое тело, следовательно, должно быть абсолютно хрупким. Но в МС пластическая деформация все же происходит. Пластическая деформация в аморфных сплавах может протекать гомогенно или негомогенно. Вопросы эволюции структуры металлических стекол относятся к ряду наиболее значимых проблем физики сильно неупорядоченных систем. Актуальной задачей физики неупорядоченных сред является изучение пластического течения МС, а также расширение числа методов исследования их механических свойств.

В связи с этим целью работы было исследование закономерностей деформации и разрушения различных аморфных и нанокристаллических металлических сплавов в условиях нестационарной ползучести.

Для проведения исследований использовали ленты аморфных сплавов на основе Со систем: Co-Fe-Mn-Si-Cr-B-Ni (АМАГ-170, АМАГ-179, АМАГ-180), Co-Fe-Mn-Si-B-Cr (АМАГ-183, АМАГ-186) и ленты нанокристаллического сплава на основе железа Fe-Cu-Nb-Si-B (АМАГ-200), полученных методом спиннингования. Объектами исследования служили образцы размером 55×3,5×0,02 мм.

Для проведения испытаний на ползучесть была создана установка и разработана методика проведения эксперимента. Образец закрепляли между двумя зажимами, один из которых неподвижно соединялся с верхней частью установки, нижний зажим в свою очередь крепился к образцу и оставался в свободном состоянии, создавая в образце начальные механические напряжения ~13,5 МПа. После этого образец помещали в печь. В ходе экспериментов нагрев образцов определяли пирометром Testo 845. Скорость нагрева составляла 0,65 °С/с. Удлинение образцов фиксировали на цифровую видеокамеру. Затем производили покадровую развертку видеосъемки, на основании которой определяли изменение длины образца в течение всего эксперимента.

По результатам измерений построены зависимости относительной деформации образцов от времени. На рис. 1 приведены зависимости для сплавов АМАГ-183. Отмечено, что деформация образцов носит ступенчатый характер.

До температуры кристаллизации на зависимости наблюдаются длительные остановки, соответствующие определенной величине деформации. После температуры кристаллизации ход зависимостей меняется. Остановки деформации становятся менее длительными, а число скачков деформации быстро нарастает.

Установлено, что разрушение образцов сплавов на основе Со происходит при относительной деформации достигающей 25 % и температуре ~600-700 °С. Отмечено, что в сплавах на основе Со ниже температуры кристаллизации деформация протекает гетерогенно, выше гомогенно.

Исследования структурного состояния аморфных сплавов на различных стадиях нагрева проводили на поверхностях излома образцов. Для этого, образцы после нагрева до определенной

температуры извлекали из установки и разрушали методом на изгиб. Установлено, что у образцов при температуре нагрева более 400 °С, наблюдается ярко выраженная зеренная структура. С увеличением температуры нагрева образца увеличивается размер кристаллов. При нагреве до 400 °С их размер составляет ~100 нм, при нагреве до 500 °С и 600 °С ~250 нм и ~500 нм соответственно. Аналогичные изменения структуры подтверждаются рентгеноструктурным анализом. На дифрактограммах вместо «гало», характерных для аморфных структур появляется серия дифракционных максимумов.

Установлено, что разрушение образцов происходит вязко при температуре выше 600 °С. Отмечено также, что зерна кристаллов текстурированы вдоль оси растяжения. В области разрушения толщина образца, в результате образования утяжки, уменьшается до 5 % от исходного состояния, и соответствует ~1 мкм.

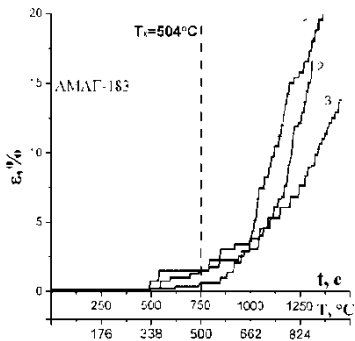


Рис. 1. Зависимости относительной деформации (ϵ , %) от времени (t , с) для образцов сплава АМАГ-183 (1, 2, 3 – разные образцы одного и того же сплава), T_k – температура кристаллизации

деформация образцов достигает 15 %.

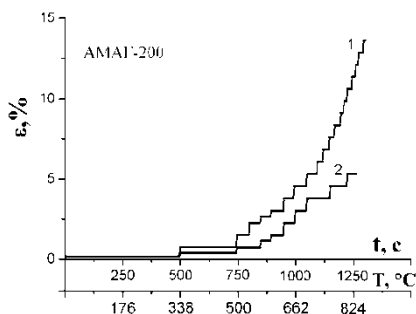


Рис. 3. Зависимости относительной деформации (ϵ , %) от времени (t , с) для образцов сплава АМАГ-200 (1, 2 – разные образцы одного и того же сплава)

температуры сокращается время между соседними скачками, а величина самого скачка деформации остается практически постоянной.

Формирование ступеней на зависимости ϵ - t связано с тем, что при появлении кристаллов, отдельные полосы сдвига блокируются на них, деформация не развивается. Этому соответствуют длительные временные периоды, в которые развитие деформации не происходит. С ростом температуры растет число кристаллов и число полос сдвига. Выше температуры кристаллизации деформация становится гомогенной и на ее фоне блокировка полос деформации становится значительно меньшей по времени. Ползучесть переходит в состояние установившегося скачкообразного течения.

На рис. 3 приведены зависимости относительной деформации от времени для сплава АМАГ-200. Деформация также носит ступенчатый характер. Образцы сплава АМАГ-200 при заданных условиях эксперимента не разрушаются, относительная

Нагрев образцов приводит к появлению на поверхности различных образований, размер которых с увеличением температуры нагрева возрастает. Исследованиями элементного состава установлено, что они являются оксидами различных составляющих сплава. На поверхностях сплава АМАГ-200 в зависимости от температуры нагрева наблюдается появление различных цветов побежалости.

Таким образом, экспериментально установлено, что деформация аморфных и нанокристаллических сплавов в условиях нестационарной ползучести носит ступенчатый характер. Отмечено, что в аморфных сплавах первые скачки деформации появляются до температуры кристаллизации. По мере роста

Литература

1. *Манохин, А.И.* Аморфные сплавы / А.И. Манохин, Б.С. Митин, В.А. Васильев, А.В. Ревякин. М.: Металлургия, 1984. 160 с.
2. *Глезер, А.М.* Разработка методики измерения механических свойств тонких ленточных материалов / А.М. Глезер, О.Л. Утевская // Композиционные прецизионные материалы: Тематический отраслевой сборник (МЧМСССР) / под. ред. Б.В. Молотилова М.: Металлургия, 1983. С. 78–82.

Благодарности:

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 12-01-00638) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 г.г.» (проект №14.В37.21.1161)

ИЗМЕНЕНИЕ ОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

[$\bar{1}11$] - МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕДИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Чумаевский А.В.¹, Лычагин Д.В.^{1,3}, Тарасов С.Ю.^{2,3}

¹*Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*

³*Национальный исследовательский Томский государственный политехнический университет, г. Томск, E-mail: Tch7AV@rambler.ru*

CHANGE OF CRYSTAL LATTICE ORIENTATION OF THE [$\bar{1}11$] COPPER SINGLE CRYSTALS AT COMPRESSION STRAIN

Chumaewskii A.V.¹, Lychagin D.V.^{1,3}, Tarasov S.Yu.^{2,3}

The orientation macroscopic areas of (110) crystal face in [$\bar{1}11$] copper single crystals after compression was studied using the electron backscattered diffraction (EBSD) technique. It has been revealed that misorientations developed at different structural and scale levels. On macrolevel five macrofragments misorientation are formed. The deformation axis sequentially passes through the values [$\bar{1}11$]-[$\bar{2}21$]-[$\bar{7}73$]-[$\bar{1}10$].

Деформация монокристаллов ГЦК-металлов при комнатной температуре развивается посредством скольжения дислокаций по плотноупакованным плоскостям [1]. Результатом скольжения дислокаций является появление на поверхности боковых граней следов сдвига, в совокупности образующих картину деформационного рельефа или картину сдвига [2,3]. Существенное влияние на процесс развития картины рельефа оказывает ориентация как оси сжатия, так и боковых граней образца [4]. В одних ориентировках, например с осью деформации [110], плоскости скольжения имеют выход на свободные грани кристалла и реализуется возможность «облегченного» сдвига [4]. При ориентации [$\bar{1}11$] плоскости скольжения ограничены с двух сторон пуансонами испытательной машины, т.е. сдвиг в данных монокристаллах является «стесненным» [5]. При деформации монокристаллов с ориентацией оси деформации [$\bar{1}11$] наблюдается искривление образца, изгиб следов скольжения и макрополос деформации [6]. Такая закономерность в настоящее время не имеет достаточного кристаллографического обоснования. Целью данной работы является исследование закономерностей изменения ориентации при развитии сдвиговой фрагментации монокристаллов меди с ориентацией оси сжатия [$\bar{1}11$].

В настоящей работе исследованы монокристаллы меди технической чистоты с ориентацией оси сжатия [$\bar{1}11$] с боковыми гранями (110) и ($1\bar{1}2$), выращенные по методу Бриджмена. Деформацию образцов осуществляли сжатием при комнатной температуре со скоростью $3 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ на установке Instron ElektroPuls E10000. Исследования деформационного рельефа проводили на растровом электронном микроскопе Tescan Vega II LMU, совмещенном с приставкой для EBSD-анализа.

Деформация исследованных образцов начинается с образования на поверхности боковых граней следов от сдвига по плоскостям скольжения при $\epsilon = 1$ -2%. При увеличении

степени деформации до 3-5% начинают формироваться макрополосы деформации (МПД на рис. *a*) и складки (на рисунке не показаны). Макрополосы наряду со складками являются наиболее характерным элементом рельефа для монокристаллов с данной кристаллографической установкой.

При увеличении степени деформации до 8-13% наблюдается перегиб следов от сдвига и макрополос деформации по плоскости $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ на боковых гранях (110) , схематически изображенных на рис. *b*, *c*. Использование для кристаллографического анализа дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) позволило установить, что в изгиб следов связан с изменением в этих местах кристаллографической ориентации образцов. Изменение ориентации происходит поворотом вокруг оси $[110]$, нормальной к боковой грани (110) . На границе приторцевых и переориентированных областей наблюдается «строчное» формирование следов от сдвига по плоскости $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, ненагруженной в исходном состоянии (ПЛД на рис.). Данные области аналогичны полосам локализованного сдвига, описанным в работе [7] при деформации поликристаллов растяжением.

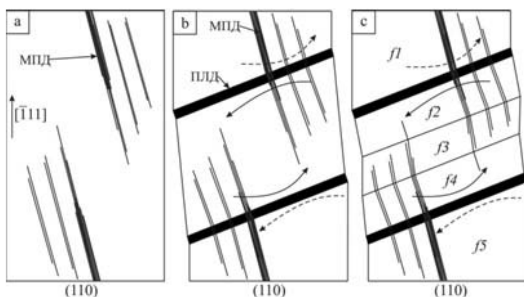


Рис. Схематическое изображение разделения образца на макрофрагменты при деформации

В приторцевых фрагментах *f1* и *f2* исходная ориентация кристаллической решетки сохраняется. Ось деформации в них сохраняет кристаллографическое направление $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$. В центральном фрагменте *f3* ось деформации переходит в значение $[\bar{7}\bar{7}\bar{3}]$ (рис. *c*). Наиболее переориентированными областями в монокристалле являются фрагменты между центральным и приторцевыми – *f2* и *f4*. В этих фрагментах ось деформации переходит в значение $[\bar{1}\bar{1}\bar{0}]$. В полосах между фрагментами *f1-f2* и *f4-f5* ось деформации последовательно переходит через значения $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ - $[\bar{2}\bar{2}\bar{1}]$ - $[\bar{7}\bar{7}\bar{3}]$ - $[\bar{1}\bar{1}\bar{0}]$.

Таким образом, переориентация приводит к образованию пяти макрофрагментов с различной ориентацией кристаллической решетки относительно оси деформации. Поворот кристаллической решетки в центральных фрагментах происходит вокруг оси $[110]$ и продолжается до установления значения оси деформации $[\bar{1}\bar{1}\bar{0}]$.

Библиографический список

1. Хоникомб Р. В. Пластическая деформация металлов. - М.: Мир, 1972 - 480с.
2. Лычагин Д.В., Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Классификация и масштабная иерархия структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов // Физическая мезомеханика. – Т. 8. – № 6. – 2005. – с. 67-77.
3. Лычагин Д.В. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой // Физ. мезомех. – 2006. – Т. 6. – № 3. – С. 103-113.
4. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Закономерности макролокализации деформации в монокристаллах алюминия с ориентацией оси сжатия $[110]$ // Физ. мезомех. - 2004. - Т. 7. - N 6. - С. 63-78.

5. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Особенности пространственной организации сдвига на макроуровне в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах алюминия // Физ. Мезомех. – 2006. – Т. 9. – № 2. – С. 63-71.
6. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Старенченко В.А. Влияние кристаллогеометрической установки на развитие макрополос и неоднородность деформации в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах никеля // Физ. мезомех. - 2010. - Т. 13. - № 3. - С. 75-88.
7. Дерюгин Д.Е., Панин В.Е. Мезомеханика формирования полосовых структур на мезо- и макромасштабном уровнях. // Физ. Мезомех. – 2004. – спецвыпуск Ч. 1. – С. 101-104.

ЭФФЕКТ СКЛАДКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СЖАТИИ

$[\bar{1}11]$ - МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕДИ

Чумаевский А.В.¹, Лычагин Д.В.^{1,3}, Тарасов С.Ю.^{2,3}

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

³Национальный исследовательский Томский государственный политехнический университет, г. Томск, E-mail: Tch7AV@rambler.ru

FOLDING AT COMPRESSION $[\bar{1}11]$ COPPER SINGLE CRYSTALS

Chumaewskii A.V.¹, Lychagin D.V.^{1,3}, Tarasov S.Yu.^{2,3}

The disorientations in the deformation folds of the $[\bar{1}11]$ -copper single crystals were investigated. The reorientation bands extend to a greater depth from the folding surface. In the bands the crystal lattice orientation deviates from the original an angle 20-22 degrees.

Образование деформационных складок при деформации монокристаллов ГЦК-металлов отмечается во многих работах [1-3]. Наиболее предпочтительной для складкообразования является ориентация оси деформации $[\bar{1}11]$ и боковых граней ($1\bar{1}2$) [4]. Складки по морфологическим признакам, масштабной иерархии и другим факторам классифицированы в работах [5,6]. При этом на настоящее время не имеет достаточного описания как природа их появления, так и глубина поверхностного слоя, задействованного при их формировании. Собственно не имеет подтверждения и то, являются ли складки поверхностным образованием, или их появление обусловлено процессами деформации в объеме монокристалла. Целью данной работы является установление закономерностей формирования складок с помощью анализа разориентировок кристаллической решетки.

В работе исследованы монокристаллы меди технической чистоты с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$. Деформацию образцов осуществляли сжатием при комнатной температуре со скоростью $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ на установке Instron ElektroPuls E10000. Исследования деформационного рельефа проводили на растровом электронном микроскопе Tescan Vega II LMU, совмещенном с приставкой для EBSD-анализа. Получение данных по переориентации решетки в области складок проводили со стороны граней (110), для чего данные грани после деформации были отполированы.

Складки в процессе деформации на поверхности боковых граней $[\bar{1}11]$ -монокристаллов начинают формироваться при $\varepsilon=3-5\%$. Наиболее ярко выраженными объектами на гранях ($1\bar{1}2$) они становятся при $\varepsilon=8-13\%$. При деформации $\varepsilon=25\%$ складки занимают практически всю площадь граней ($1\bar{1}2$) и до 30% площади на гранях (110). Большинство складок при этом формируются перпендикулярно следам сдвига.

Исследования, проведенные с применением EBSD-анализа, показывают, что в области формирования складок происходит переориентация кристаллической решетки (рис.). Переориентация происходит в узких полосах, распространяющихся вглубь материала на существенное расстояние (рис. а). Переориентированной является одна часть складки, вторая сохраняет исходную ориентацию фрагмента, в котором образуется складка. Изменение ориентации кристаллической решетки происходит поворотом вокруг оси $[110]$ и приводит к тому, что ось деформации в полосах переориентации смещается на стереографической проекции

в сторону направления $[\bar{1}10]$. Разориентировки между полосами достигают 20-22 градусов (гистограмма изменения угла разориентировки α вдоль линии 1-2 относительно ориентации в точке 1 приведена на рис. b). Внутри полос разориентация существенно ниже. Однако используемое разрешение не позволяет однозначно утверждать о существовании большеугловых границ в области образования складок, т.к. разориентировка в 20-22 градуса может быть накоплена постепенно малоугловыми границами. Схожие процессы наблюдали в ГЦК-металлах при исследовании полос сброса в испытаниях на растяжение [7]. Аналогично с данными, полученными в настоящей работе, в полосах сброса происходит поворот кристаллической решетки, а сами полосы сброса расположены перпендикулярно следам скольжения. Отличительной особенностью результатов данного исследования является обнаружение таких образований в монокристаллах меди, ориентированных для множественного скольжения.

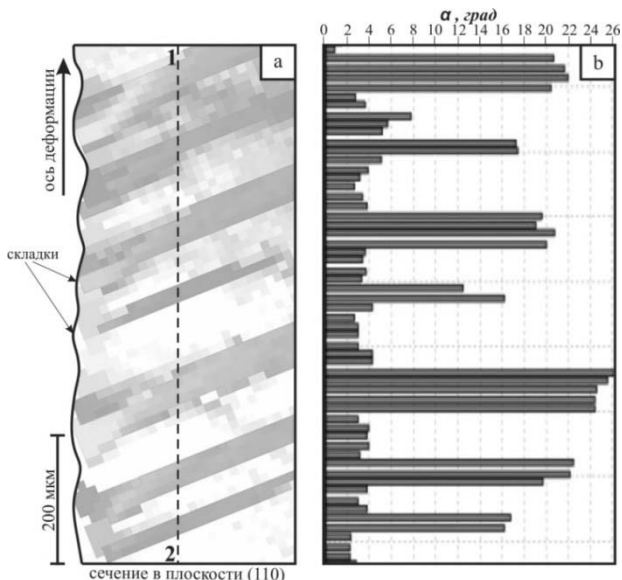


Рис. Полосы с переориентированной кристаллической решеткой в области образования деформационных складок (грань со складками перпендикулярна плоскости рисунка)

Таким образом, результаты исследований показывают, что складкообразование в монокристаллах меди с ориентацией оси сжатия $[\bar{1}11]$ затрагивает не только поверхностный слой, но и подповерхностную область кристалла. Это свидетельствует о значительной роли складкообразования в процессе деформации монокристаллов данной ориентации.

Библиографический список

1. Лычагин Д.В., Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. Классификация и масштабная иерархия структурных элементов деформации ГЦК-монокристаллов //Физ. мезомех.–Т.8.–№6.–2005.– С.67-77.
2. Лычагин Д.В. Фрагментация пластической деформации в металлических материалах с ГЦК-решеткой // Физ. мезомех. – 2006. – Т. 6. – № 3. – С. 103-113.
3. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Особенности пространственной организации сдвига на макроуровне в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах алюминия//Физ. Мезомех.– 2006.–Т.9.– № 2.– С.63-71.
4. Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Старенченко В.А. Влияние кристаллогеометрической установки на развитие макрополос и неоднородность деформации в $[\bar{1}11]$ -монокристаллах никеля // Физ. мезомех. – 2010. – Т. 13. – № 3. – С. 75-88.

5. Чумаевский А.В., Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Тарасов С.Ю. Образование деформационных складок на боковых гранях [111]-монокристаллов меди и никеля. // Инновации в машиностроении: сборник трудов международной молодежной конференции. Юргинский технологический институт. – Томск: Изд-во ТПУ, 2012. – С. 193-197.

6. Чумаевский А.В. Особенности измерения параметров деформационных складок в металлических материалах // Исследование и метрология функциональных материалов: сборник материалов V Школы-семинара сети центров коллективного пользования научным оборудованием. – Томск: Изд-во Том. ун.-та, 2012. – С. 226-229.

7. Хоникомб Р. В. Пластическая деформация металлов. – М.: Мир, 1972. – 480 с.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕГАДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА

Шабашов В.А., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В., Козлов К.А.

Россия, Екатеринбург, Институт физики металлов УрО РАН, litvinov@imp.uran.ru

RELAXATION STRUCTURAL-PHASE TRANSFORMATIONS UNDER MEGADEFORMATION IN IRON ALLOYS

Shabashov V.A., Litvinov A.V., Sagaradze V.V., Kozlov K.A.

Russia, Ekaterinburg, Institute of Metal Physics UB RAS, litvinov@imp.uran.ru

Such relaxation processes as diffusion and diffusionless structural-phase transformations at supply of large mechanical energy to the metal systems (iron alloys) under the condition of megadeformation were experimentally investigated.

Экспериментально рассмотрены релаксационные процессы – диффузионные и бездиффузионные структурно-фазовые превращения при «закачке» в металлические системы (сплавы железа) большой механической энергии в условиях мегадеформации.

В преобладающим большинстве работ, посвященных воздействию интенсивной холодной пластической деформации на вещество, рассматривается изменение его структуры и свойств и делается акцент на насыщение структуры дефектами и наноструктурирование. Значительно меньше исследований посвящено фазовым превращениям, сопровождающим «закачку» в систему колоссальной механической энергии. В научной литературе появился термин «мегадеформация», введенный А.М. Глезером [1], отражающий такой уровень измельчения и насыщения дефектами структуры, при котором происходит разрушение материала, возможна аномальная решеточная диффузия и формирование новых структурных и фазовых состояний вещества.

При анализе закономерностей и, в частности, кинетики индуцированных мегадеформацией фазовых превращений необходимо понимание того, что в каждом конкретном случае речь может идти лишь о превалирующем вкладе какого-либо механизма, не исключая других [2]. Значение релаксационных процессов в механизме и кинетике фазовых переходов может зависеть, прежде всего, от условий механического воздействия (скорости, времени, температуры), а также химического фактора и реактивной способности компонентов, участвующих в процессах механосинтеза.

В представленном цикле исследований на локальном атомном уровне с использованием мессбауэровской спектроскопии рассмотрены процессы деформационного растворения и образование интерметаллидных фаз и фаз внедрения в металлических матрицах, а также релаксационные полиморфные фазовые превращения, преимущественно при малых скоростях мегадеформации ($\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) – прокатке и кручении в наковальнях Бриджмэна.

Кроме того, представлены эксперименты по растворению и формированию интерметаллидных, нитридных и оксидных фаз с использованием ударного воздействия в шаровых мельницах. Акцент делается на формировании твердых растворов и вторичных фаз, как следствия релаксации пересыщенной дефектами структуры и влияния на этот процесс химической активности элементов механосинтеза.

Рассмотренные в работе индуцированные мегадеформацией циклические превращения «растворение-выделение» фаз представляют значительный практический интерес как основа для

новых технологий создания дисперсно-упрочненных вторичными фазами наноконпозиционных материалов [3-4].

Работа выполнена по теме «Структура», поддержана УрО РАН (проекты № 11-2-9-ПРО и 12-У-2-1020), Президиума РАН (№ 12-П-2-1043) и грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а и 12-03-00929-а).

1. А.М. Глезер, Л.С. Метлов, ФТТ, 2010, Т. 52, вып. 6, с. 1090-1097.
2. Герцирикен Д.С., Мазанко В.Ф., Тышкевич В.М., Фальченко В.М. Киев: РИО ИМФ, 1999, 436 с.
3. Сагарадзе В.В., Литвинов А.В., Шабашов В.А., Вильданова Н.Ф., Мукосеев А.Г., Козлов К.А., ФММ, 2006, Т. 101, вып. 6, с. 618-629.
4. V.A. Shabashov, K.A. Kozlov, K.A. Lyashkov, A.V. Litvinov, G.A. Dorofeev, S.G. Titova. Defect and Diffusion Forum, 2012, v. 330, pp. 25-37.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe И Ti В ОБЛАСТИ НЕРАВНОМЕРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Шиян А.В., Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Сорока К.Ф.

*Украина, Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, shyian_av@ukr.net,
kotr@imp.kiev.ua, katerok@imp.kiev.ua*

Relation of strain hardening exponent with basic mechanical characteristics of Fe-based and Ti-based structural alloys (YS, TS, RA) at plastic strain greater than uniform one is considered. It is shown that structural steels may be differentiated in three groups (Ti alloys – in two groups) depending on the behavior of strain hardening exponent at these strains. Correlation dependences are ascertained, which enable to predict the value of strain hardening exponent for different groups of investigated alloys for high strains using only basic mechanical characteristics of metal.

Keywords: *uniform strain, strain hardening, the group of alloys, brittle strength, mechanical stability.*

Первичную оценку механических свойств конструкционного металла обычно проводят по результатам испытаний на статическое растяжение. При этом определяют базовые механические характеристики металла, к числу которых относятся характеристики прочности:

$\sigma_{0,2}$, σ_B и пластичности: ψ_K , δ_K (δ_5 , δ_{10}) [1]. Однако современные требования к служебным свойствам металлов в конструкции должны также включать информацию о характеристиках, отражающих их способность сопротивляться переходу в хрупкое состояние под воздействием различных внешних факторов упрочнения (температура, скорость деформирования, сложное напряженное состояние и т.п.). Такими характеристиками, полноправно занимающими свое место в ряду базовых, являются характеристики хрупкой прочности R_X (R_{MC}) и механической стабильности K_{ms} [2]. Экспериментальное определение

R_X (R_{MC}) и K_{ms} связано с проведением низкотемпературных испытаний и представляет определенные трудности, поэтому актуальным является способ, позволяющий определять эти характеристики по результатам стандартных испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре, используя при этом только базовые механические характеристики. В [3] показано, что для решения этой задачи необходимо дополнительно разработать методику прогнозирования показателей деформационного упрочнения конструкционных сплавов в области неравномерной деформации.

Материалы для настоящих исследований подбирали по принципу максимально широкого охвата различных комбинаций прочностных и пластических характеристик конструкционных сплавов. Всего в настоящей работе представлены результаты исследований более 1300 видов структурных состояний 400 марок конструкционных сталей (КС) и более 500 видов структурных состояний конструкционных титановых сплавов (КТС). Это позволило получить достаточный объем данных для корректной статистической обработки полученных результатов.

В основу разработки методики была положена модель деформационного упрочнения по Холломону [4], расширенная на область локализованной деформации в шейке образца (рис. 1). Анализ показал, что массивы экспериментальных данных КС и КТС можно разделить на группы в зависимости от соотношения между значениями величины показателя деформационного упрочнения при деформациях меньших и больших равномерной. При этом: I-я группа сплавов характеризуется сохранением свойства линейности сопротивления пластической деформации во всем интервале прочности от $\sigma_{0,2}$ до σ_i^K (кривая 1 на рис. 1). Таким образом, исходя из подобия треугольников abc и cdk_1 , для показателей деформационного упрочнения $\text{tg}\alpha = n \approx n^I$, откуда для сплавов I-й группы очевидно равенство: $K^I = \frac{\lg(\sigma_i^K/S_B)}{\lg(S_B/\sigma_{0,2})} = \frac{\lg(e_K/e_p)}{\lg(500 \cdot e_p)} \pm 5\%$, где: $\sigma_i^K = f(\sigma_B, \psi_K)$ – интенсивность напряжений в момент разрушения, $S_B = f(\sigma_B, \psi_K)$ – истинное напряжение на пределе прочности, $e_p = f(\sigma_{0,2}, \sigma_B, \psi_K)$ – истинная равномерная деформация, $e_K = f(\psi_K)$ – истинная деформация после разрушения образца [5]; II-я группа характеризуется наличием излома в интервале от S_B до σ_i^K и увеличением угла наклона кривой 2 на рис. 1, т.е. $\text{tg}\beta = n^{II}$ ($n^{II} > n$). Для сплавов II-й группы параметр $K^{II} > K^I + 5\%$; а для сплавов III-й группы, наоборот, характерно снижение угла наклона кривой 3 на рис. 1, т.е. $\text{tg}\beta' = n^{III}$ ($n^{III} < n$) и параметр

$$K^{III} < K^I - 5\%.$$

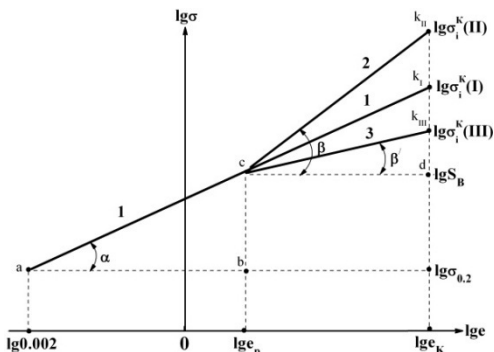


Рис. 1. Зависимость сопротивления пластической деформации сплавов на основе Fe и Ti в логарифмических координатах (схема).

для каждой группы сплавов: I-я и II-я (для КС и КТС):

$$n^I = n = \frac{\lg \left[\frac{\sigma_B}{\sigma_{0,2} \cdot (1 - \psi_p)} \right]}{\lg \left[\frac{S_B}{500 \cdot \ln(1 - \psi_p)} \right]}, \quad n^{II} = \frac{\lg(S_B/\sigma_{0,2})}{\lg(e_K/e_p)} \cdot \left\{ a - \frac{b}{1 + c \cdot \left[\frac{\lg(e_K/e_p)}{\lg(500 \cdot e_p)} \right]^d} \right\}$$

где: $a = 55,43$; $b = 55,36$; $c = 0,08$; $d = 1,97$ (для КС), $a = 82,23$; $b = 82,16$; $c = 0,04$; $d = 1,69$ (для КТС) – эмпирические коэффициенты; III-я (только для КС):

$$n^{III} = - \frac{\lg(S_B/\sigma_{0,2})}{\lg(e_K/e_p)} \cdot \left[A + B \cdot \frac{\lg(e_K/e_p)}{\lg(500 \cdot e_p)} \right], \quad \text{где: } A = -0,094; B = 0,946 \text{ – эмпирические}$$

коэффициенты.

В зависимости от соотношения значений величины показателя деформационного упрочнения n при деформациях меньших и больших равномерной КТС можно разделить на две группы (I и II), а КС – на три группы (I, II и III). Первая характеризуется практически неизменным значением n , вторая – увеличением n в области локализованной пластической деформации, а третья – снижением показателя n .

Получены зависимости для определения показателей деформационного упрочнения в области неравномерной деформации

Анализ исследованной в настоящей работе выборки сплавов показал, что к I-й группе относятся: КС обыкновенного качества и качественные средней прочности (~11%); КТС низкой и средней прочности, изготовленные из порошковых материалов (~17%); ко II-й группе: КС качественные, высококачественные и особого качества средней и высокой прочности (~70,5%); КТС литейные средней прочности и высокопрочные (~83%); к III-й группе: КС низкой прочности обыкновенного качества (~ 18,5%).

Выводы: 1). Конструкционные сплавы на основе железа и титана делятся на группы в зависимости от соотношения показателя деформационного упрочнения в области равномерной и неравномерной деформации; 2). На принадлежность сплава к определенной группе влияет его структурное состояние и температура испытаний; 3). Полученные зависимости позволяют с достаточной для практического использования точностью прогнозировать величину показателя деформационного упрочнения в области локализованной пластической деформации.

Библиографический список

1. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. – М.: Машиностроение, 1985. – 223 с.
2. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, конструкции. – Киев: Наукова Думка, 2008. – 295 с.
3. Котречко С.А., Мешков Ю.Я., Шиян А.В. Физические основы экспресс-метода для определения хрупкой прочности конструкционных сталей // Металлофизика и новейшие технологии, 2010, т. 32, № 8, сс. 1123-1140.
4. Hollomon J.H. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., 162, Iron steel Div., - 1945. - s. 268 -290.
5. Мешков Ю.Я., Котречко С.А., Шиян А.В., Сорока К.Ф., Носенко О.П. Связь величины равномерной деформации с основными механическими характеристиками конструкционных сталей при одноосном растяжении // Сталь. 2013. № 2. С. 58 – 62.

СЕКЦИЯ 2
ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ С УЧАСТИЕМ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И
РАЗРУШЕНИЯ

FRAGMENTATION OF BRITTLE MATERIALS UNDER QUASI STATIC AND DYNAMIC LOADING

Davydova M.M., Uvarov S.V. and Chudinov V.V.

Russia, Institute of Continuous Media Mechanics, Ural Branch of Russian Academy of Sciences, davydova@icmm.ru

Results of fragmentation processes (the breakup of matter into smaller pieces) are visible everywhere and can be observed in both engineering and natural objects over a wide range of spatial and temporal scales. An investigation of fragmentation statistics generally includes the determination of the cumulative distribution of fragment sizes or masses, i.e., the number of fragments $N(S, m)$ with a size or mass larger than S or m , respectively. An investigation was conducted to examine experimentally the process of fragmentation of brittle materials: 1) the fragmentation of glass plates under quasi-static loading; 2) the fragmentation of quartz cylindrical rods under dynamic loading [1,2]; 3) the fragmentation of ZrO_2 ceramic cylindrical sample using Split Hopkinson Bar (SHB) techniques.

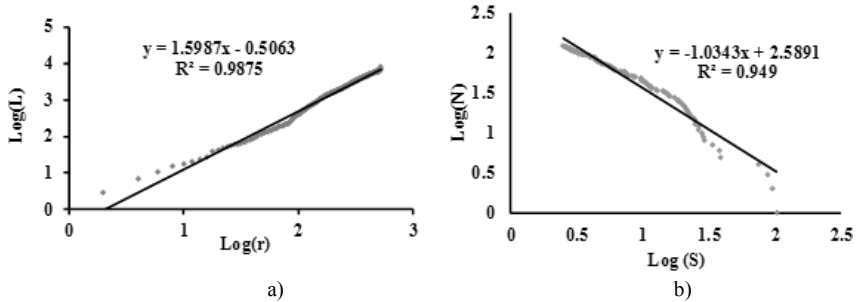


Figure 1. a) Scaling law obtained using the relation $L(r) \sim r^D$ where $L(r)$ is the total crack length in the boxes of a size $r \times r$, and D is the fractal dimension. b) Cumulative distribution of the fragment size in a log-log plot.

In the quasi-static tests of glass plates, two types of scaling laws were considered. Of these, one was based on the fractal relation similar to the Dielectric Breakdown Model or the Diffusion-limited Aggregation Model (Fig.1a), and the other involved the definition of the fragment size distribution (Fig1b). The results of investigation indicate that fragment size distributions mainly follow power-law distributions.

The dynamic fragmentation statistics was studied in the recovery experiments with quartz cylindrical rods. Three types of loading conditions were realized using a ballistic set-up: 1) fragmentation as a result of interaction of direct and reflected compression waves; 2) fragmentation under the action of a compression wave; 3) fragmentation induced by a direct compression wave and its reverberation in rod. The recovery technique allows us to save the fragments and to determine the size distribution of fragments. The mass of the fragments passing through the sieves was obtained by weighing the fragments using an electronic balance HR-202i (accuracy 10^{-4} g). The results of experiments have indicated that the variation in the sample size and loading conditions does not lead to the change in the type of the probability density function. Thus, the cumulative distributions illustrating the relation between the numbers of fragments and their linear dimension are represented as a log-log plot (Fig. 2). The linear dimension is defined as a cube root of mass or a square root of area. The distribution is fractal by nature with a power law in the form $N(>r) = Cr^{-D}$, where N is the number of fragments with a characteristic linear dimension greater than r . The fractal dimension D varies from 1.6 to 2.0 for the plate and from 1.1 to 1.7 for the rod.

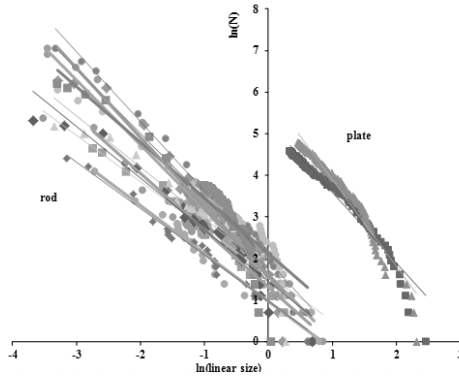


Figure 2. Double logarithmic plot of the cumulative distribution function for a plate and a rod (different colors correspond to different samples).

The fractoluminescence-based method was used to measure the distribution of time quantities. Impact loading applied to specimens leads to the formation of fracture surfaces, which produces intensive light emission registered then by Photo Multiplayer Tubes.

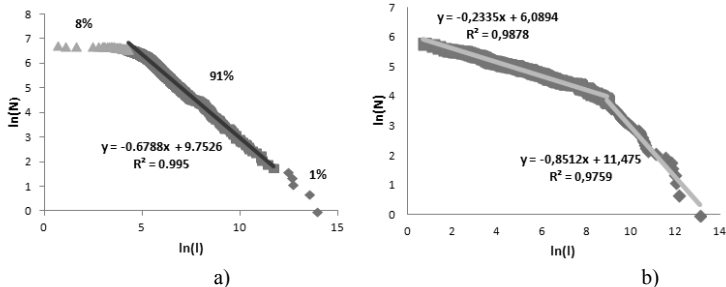


Figure 3. Distribution of time interval separating the fractoluminescence impulses: a) quartz sample; b) ceramic sample.

Both the fragment size distribution (Fig.2) and the time interval distribution separating the fractoluminescence impulses (Fig. 3) show evidence of obeying scaling laws.

Experiments on fragmentation of ZrO_2 ceramic cylindrical sample were carried out using Split *Hopkinson bar* (SHB) techniques. As for quartz samples the fragment size distribution for ceramic sample is governed by the power law. At the same time, the distribution of the time interval between the fractoluminescence impulses has the critical point, which separates the regions with small and big intervals, which correspond to different power low exponents (Fig.3b).

The author would like to thank Vladimir Promahov, Institute of Strength Physics and Materials Science, Siberian branch of RAS for preparation of the ZrO_2 ceramic cylindrical samples.

The author would like to acknowledge the Russian Foundation for Basic Research (grant RFBR 11-01-96010, grant RFBR 11-01-00712, grant RFBR 12-08-33099).

References

1. Davydova M. M., Naimark O.B., Leontiev V.A., Uvarov S.V. Scaling properties of crack branching and brittle fragmentation [WWW document]// European Physical Journal Web of Conferences. - 2010. – V 10. -00037p.1-00037p.4 URL <http://www.epj.org>
2. M. Davydova, S. Uvarov Fractal Statistics of Brittle Fragmentation //Fracture and Structural Integrity. -2013 N 24 pp. 60-68. <http://www.gruppofrattura.it/ors/index.page/fis/article/view/188/158>

INVESTIGATION OF DYNAMIC PROPERTIES FOR THE MAGNETIC ALLOY Fe-Cr-Co
Atroshenko S., Sudenkov Yu., Sun X., Morozov N., Smirnov I., Naumova N.

The investigation of the Fe-Cr-Co alloy behavior under high-strain-rate was carried out using the electrical explosion of conductor technique. The application of the modern interferometric methods for checking of the load parameters and the metallographic investigations of the specimen structure before and after shock loading permit to receive considerable information on the development of deformation processes, structure kinetics and fracture of the materials under high-strain-rate. Preliminary velocities of elastic waves were measured in the Fe-Cr-Co alloy specimens with the help of optical-acoustic technique and elastic modulus was calculated.

Образцы магнитного сплава (Fe-Cr-Co) представляли собой пластины Ø40мм с толщинами $h \sim 4-9$ мм, прошедшие различную предварительную термическую обработку. Ударные испытания образцов проводились по следующей методике. Для генерации хорошо контролируемых ударных нагрузок в твердых телах была разработана методика, использующая явление электрического взрыва проводников [1]. Эта методика была реализована на установке электрического взрыва проводников со следующими параметрами: $C = 6$ мкФ, $U = 50$ кВ, $E \leq 7,5$ кДж, период короткого замыкания $T = 10,5$ мкс.

Разработанный метод позволяет проводить лабораторные исследования процессов деформации и разрушения при высокоскоростном нагружении материалов в диапазоне длительностей $\sim 0,1-1$ мкс и давлений до 20 ГПа, существенно повысив информативность ударно-волновых экспериментов.

Используя симметрию электрического взрыва тонких фольг, можно контролировать как параметры импульса нагружения, так и параметры ударного импульса волны, прошедшего через образец. В качестве волноводов использовались цилиндры из высокопрочной стали Ø20x18мм. Поверхности волноводов и образцов тщательно шлифовались и полировались. Качество граничных условий на контактных поверхностях волноводов и образца и определяет в основном точность измерений.

Фазовое состояние контролировали металлогрическим методом с помощью микроскопа Axio-Observer-Z1-M после соответствующего травления. Исследование поверхностей разрушения после испытаний осуществлялось на оптическом микроскопе в темном поле, а исследование структуры поперечных шлифов – в светлом поле или поляризованном свете. Количественное соотношение фаз определяли с помощью металлогрического анализа: методом случайных секущих.

Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 100г.

В исходном (до ударных испытаний) состоянии были определены упругие характеристики материалов.

Структура материалов в исходном (до нагружения) материале после закалки представляет однородный твердый раствор практически без выделений, после закалки и старения – видны однородно расположенные дисперсные выделения второй фазы белого цвета, лишь изредка присутствует хрупкая немагнитная интерметаллидная фаза. После закалки, старения и обработки в магнитном поле в структуре образца видно выделение вторичных фаз и полосчатость (анизотропия структуры), иногда встречаются довольно крупные выделения вторичных фаз.

Временной профиль импульсов, прошедших через образцы, имеет вид, характерный для упругопластических материалов. Различаются величины упругого предвестника для образцов с различной термической обработкой, а также и значения откольной прочности.

Закаленный и состаренный образец в состоянии распада твердого раствора имеет значительно меньшее значение динамического предела упругости и обладает весьма высокой динамической прочностью. Характер разрушений данного образца также свидетельствует о высокой пластичности сплава при данной термической обработке.

[1] Березин Г.В, Судьенков Ю.В. «Исследование УВ от ЭВП по динамическому отклику твердотельной преграды» // Сб. "Физическая механика", изд. ЛГУ, 1980, вып.4, с.119-128

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОЛИБДЕНЕ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Белов М.П., Луговской А.В., Красильников О.М., Векеров Ю.Х.

Россия, Национальный исследовательский технологический университет,
omkras@mail.ru, maks-palych@gmail.com

STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN MOLYBDENUM AT HIGH PRESSURES

Belov M.P., Lugovskoy A.V., Krasilnikov O.M., Vekilov Yu.Kh.

Stability of the bcc – Mo to homogeneous shear deformations and structural transformations in megabar pressure range investigated in the framework of deformation functional theory. For this purpose the equation of states, elastic constants and phonon dispersion laws was calculated from the first principles in the pressure range 0 – 1400 GPa and T=0K and compared with evaluable experimental data. It is shown that the effective elastic constants $\tilde{C}' = (\tilde{C}_{11} - \tilde{C}_{12})/2$, associated with tetragonal lattice deformation, is experiencing a strong softening at pressure above 400 GPa and passed through zero at $P \approx 1400$ GPa. At the same time the phonon mode $T_{[110]} \begin{bmatrix} 1 & 1 & 0 \\ 4 & 4 & 0 \end{bmatrix}$ becomes imaginary at pressure 1050 GPa. The possibility of the structural phase transition bcc – dhcp is discussed.

При нормальных условиях молибден имеет bcc структуру, которая сохраняется вплоть до максимально достигнутого экспериментально статического давления в 560 ГПа (T=300K). Однако первопринципные расчеты энергии характерных структур металлов (ОЦК, ГЦК и ГПУ) показали, что в мегабарном диапазоне давлений ОЦК Мо испытывает фазовый переход. Из результатов работы [1] следует, что при T=0K ОЦК решетка молибдена при P=520 ГПа трансформируется в ГПУ структуру, которая затем при P=740 ГПа переходит в ГЦК фазу. Далее в [2, 3] показано, что ГПУ фаза Мо нестабильна и ОЦК структура трансформируется прямо в ГЦК фазу при 700 ГПа. Этот результат нашел подтверждение в работах [4,5], где расчет разности энтальпий как функции давления между ГЦК и ОЦК, ГПУ и A15 структурами Мо показал, что должен произойти только переход ОЦК – ГЦК при 720 ГПа. Позднее в работе [6] рассмотрели также двойную ГПУ структуру и показали, что эта структура при низких температурах более стабильна выше 660 ГПа, чем ГЦК или ГПУ.

В настоящей работе мы продолжаем исследование возможности структурного превращения в молибдене при высоких давлениях. С этой целью эффективные упругие постоянные второго порядка и законы дисперсии фононов в Мо в интервале давлений 0-1400 ГПа (T=0 K) рассчитаны в рамках теории функционала плотности (DFT) и теории возмущений функционала плотности (DFPT), соответственно. На основе этих результатов проанализирована устойчивость ОЦК Мо к однородным деформациям и возможность фазового перехода ОЦК – двойная ГПУ структура.

Термодинамическим потенциалом при заданном давлении P и T является свободная энергия Гиббса G. Борновские условия устойчивости нагруженного кристалла к однородным деформациям вытекают из условия положительной определенности квадратичной формы G. Для кубического кристалла при гидростатическом давлении P и температуре T эти условия имеют вид [7]

$$\tilde{C}_{11} + 2\tilde{C}_{12} > 0 \text{ (а)}, \quad \tilde{C}_{11} - \tilde{C}_{12} > 0 \text{ (б)}, \quad \tilde{C}_{44} > 0 \text{ (в)} \quad (1)$$

Здесь $\tilde{C}_{\alpha\beta} = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\partial^2 G}{\partial \eta_\alpha \partial \eta_\beta} \right)_T$ – изотермические эффективные упругие постоянные второго порядка, характеризующие упругие свойства нагруженного кристалла. V_0 – объем в исходном недеформированном состоянии, η_α – компоненты тензора конечных деформаций Лагранжа, упругие постоянные и компоненты деформации даны в обозначениях Фойгта. $\tilde{C}_{\alpha\beta}$ связаны с упругими постоянными $C_{\alpha\beta}$, определяемыми второй производной свободной энергии Гельмгольца F по компонентам тензора конечных деформаций:

$$\tilde{C}_{11} = C_{11} - P, \quad \tilde{C}_{12} = C_{12} + P \text{ и } \tilde{C}_{44} = C_{44} - P. \quad (2)$$

Для нахождения $\tilde{C}_{\alpha\beta}$ ($T=0\text{K}$) при различных давлениях нужно для каждого выбранного значения V_0 вычислить полную энергию кристалла при различных значениях деформации η_α . Из этих данных с помощью метода наименьших квадратов найти первую и вторую производные. В результате чего получим давление и $C_{\alpha\beta}$. Затем, используя соотношения (2), найдем $\tilde{C}_{\alpha\beta}$. Результаты расчета показали, что условие устойчивости (1a) выполняется во всем исследованном интервале давлений. Условия устойчивости (1б) и (1в) представлены на рис.1. Видно, что \tilde{C}' начинает смягчаться при $P \approx 400$ ГПа и проходит через нуль при $P \approx 1400$ ГПа. Таким образом, при этих давлениях ОЦК решетка теряет устойчивость к однорндной

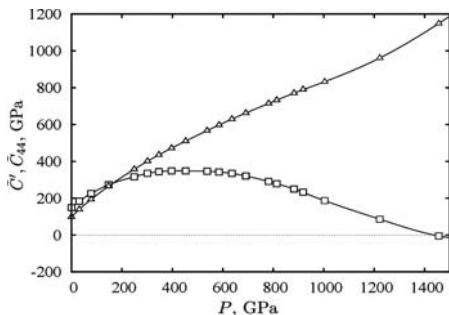


Рис.1 Зависимость от давления сдвиговых упругих постоянных ОЦК-Мо: \tilde{C}' - квадрат и \tilde{C}_{44} - треугольник

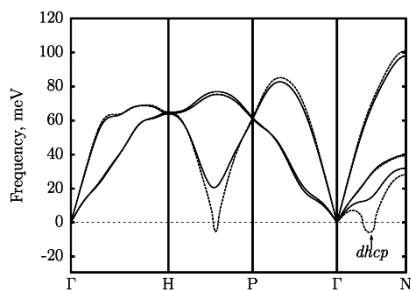


Рис.2 Законы дисперсии фононов для ОЦК-Мо: пунктир - 1050 ГПа, сплошная - 900 ГПа (отрицательные значения соответствуют мнимым частотам)

деформации, связанной с упругой константой \tilde{C}' , и может испытать деформационный фазовый переход в тетрагональную или орторомбическую структуры. Однако, согласно [5,6] ОЦК структура молибдена уже при $P \approx 700$ ГПа становится термодинамически нестабильной.

Результаты расчета законов дисперсии фононов ОЦК молибдена в интервале давлений 1000 - 1100 ГПа приведены на рис.2. Видно, что ветвь поперечных мод $T_{[110]}[\zeta\zeta 0]$, связанная с упругой постоянной \tilde{C}' (нижняя кривая в направлении $\Gamma - N$), вблизи точки Γ испытывает при 1000 ГПа сильное смягчение. Кроме того сильное смягчение частот наблюдается и для продольной ветви $L[\zeta\zeta\zeta]$ в направлении $H - P$.

При дальнейшем увеличении давления ($P = 1100$ ГПа) частоты этих ветвей вблизи колебательных мод $T_{[110]}\left[\frac{1}{4} \frac{1}{4} 0\right]$ и $L\left[\frac{2}{3} \frac{2}{3} \frac{2}{3}\right]$ становятся мнимыми. В работе [8] показано, что неустойчивость ОЦК решетки относительно колебательной моды $T_{[110]}\left[\frac{1}{4} \frac{1}{4} 0\right]$ вместе со

смягчением сдвиговой упругой постоянной \tilde{C}' приводит к переходу между ОЦК и двойной ГПУ. Малая величина \tilde{C}' обеспечивает небольшой энергетический барьер для такого структурного превращения. Сам же переход будет первого рода и происходит до того как фононная мода в исходной решетке становится нестабильной. Таким образом, структурный переход в Мо в двойную ГПУ фазу должен произойти раньше, чем упругая постоянная \tilde{C}' обратиться в нуль.

Исследования выполнено в рамках проекта, поддержанного грантом Российского Фонда фундаментальных исследований № 13-02-00338-а и Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашение 14.А18.21.0893.

1. P. Soderlind, R. Ahuja, O. Eriksson, B. Johansson, J.M. Wills. Phys. Rev. B 49, 9396 (1994).
2. N.E. Christensen, A.L. Ruoff, C.O. Rodriguez, Phys. Rev. B 52, 9121 (1995).
3. J.C. Boettger. J. Phys.: Condens. Matter 11,3237 (1999).
4. A.B. Belonoshko, S.I. Simak, A.E. Kochetov et al. Phys. Rev. Lett. 92, 195701 (2004).
5. A.B. Belonoshko, L. Burakovsry, S.P. Chen et al. Phys. Rev. Lett. 100, 135701 (2008).
6. A.S. Mikhaylushkin, S.I. Simak, L. Burakovsry et al. Phys. Rev. Lett. 101, 049602 (2008).
7. O.M Krasilnikov, Yu.Kh. Vekilov, I.Yu. Mosyagin et al. . Phys.: Condens. Matter 24, 195402 (2012).
8. G.Grimvall, B. Magiary-Kope, V. Ozolins, K. Persson, Rev. Mod. Phys. 84, 945 (2012).

МОДЕЛЬ ДВОЙНИКОВАНИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ

Бородин И.Н.^{1,2}, Майер А.Е.², Майер П.Н.², Бушуев О.Ю.³

¹*Россия, Институт проблем машиноведения РАН, elbor7@gmail.com*

²*Челябинский государственный университет, mayer@csu.ru,*

³*Южно-Уральский государственный университет, bushuev@init.susu.ac.ru*

MODEL OF MECHANICAL TWINNING IN FCC METALS AT HIGH STRAIN RATES

Borodin E.N., Mayer A.E., Mayer P.N., Bushuev O.Y.

A model of mechanical twinning has been proposed. It is based on the model of dislocation dynamics and kinetics and does not contain any additional fitted parameters except of the material stacking fault energy. Verification of this model demonstrates good qualitative and quantitative results for twinning pressure, shock wave profile, dislocation density, grain size and dependence of twin volume fraction on the shock amplitude.

При пониженных температурах и повышенных скоростях деформации для многих ГЦК металлов двойникование становится механизмом пластичности альтернативным дислокационному скольжению [1]. Основным параметром, определяющим склонность материала к двойникованию и критическое напряжение, при превышении которого оно имеет место, является энергия дефекта упаковки γ_{SF} . Более склонными к двойникованию оказываются металлы, имеющие низкие значения γ_{SF} – менее 100 МДж/м², такие как медь, серебро, никель и их сплавы. Существуют два основных подхода к описанию двойникования: первый из них подразумевает зарождение зародышей критического размера и их последующий рост подобный мартенситному превращению; второй основывается на представлении о зарождении набора частичных дислокаций и их кооперативном скольжении. Зарождение двойника тогда может быть описано из энергетических соображений, как образование дефекта упаковки заданных критических размеров, а последующий его рост – как движение частичных двойникоующих дислокаций.

При пластической деформации определенная доля (около 10%) энергии деформации запасается в дефектной подсистеме материала, на начальной стадии происходит образование дислокаций. Плотность дислокаций в материале ограничена – при большой плотности существенной становится их аннигиляция, и энергия больше не может запасаться в дислокациях. Предположим, что в этом случае энергия начинает запасаться в виде других дефектов – двойников. Тогда скорость образования двойников оказывается связанной со скоростью аннигиляции дислокаций $\dot{E}_{TW}^{(-)}$:

$$\dot{N}_{TW} = \frac{\dot{E}_{TW}^{(-)}}{4\pi\gamma_{SF}R_0} - N_{TW} \left| \dot{R} \right| \left(\frac{1}{\Delta} + \frac{1}{d} \right), \quad (1)$$

где N_{TW} – количество подвижных двойников в единице объема, R_0 – размер «зародыша» двойника, \dot{R} – скорость его роста, d – размер зерна материала. Расстояние между двойниками Δ можно выразить через их объемную долю, как [2] $\Delta = h(1 - \alpha_{tw})/\alpha_{tw}$. Второй член уравнения (1) отражает процессы «закрепления» растущих двойников при их

распространении до дислокационных субграниц, границ других двойников или границ зерен. Количество дислокаций аннигилирующих в единице объема в соответствии с [3,4] может быть представлено в виде:

$$\dot{\epsilon}_{TW}^{(-)} = k_{\alpha} b |V_D| \rho_D^2 + \rho_D |V_D| / d, \quad (2)$$

где k_{α} – постоянная аннигиляции дислокаций [3], b – вектор Бюргера. Для того чтобы записать уравнение роста двойника можно воспользоваться классическим подходом [5], рассматривающим двойник, как «квазипругое» образование. Существуют две стадии роста двойников. Стадия его квазипруемого роста, когда при перемене знака действующих напряжений двойник «схлопывается», что действительно наблюдается экспериментально. И стадия закрепления двойника – когда граница растущего двойника достигает другой субграницы, в результате чего он на ней «закрепляется» и далее не растет. Этот подход позволяет описать рост двойников и раздвойникование материала. Сила, действующая на двойник, состоит из компоненты силы «поверхностного натяжения» связанной с энергией дефекта упаковки γ_{SF} , силы со стороны упругого поля других дефектов и внешней силы:

$$F = 3\pi r \sigma_{\tau} R^2 / \sqrt{2} - 4\pi \gamma_{SF} R - \alpha G b \sqrt{\rho_D}, \quad (3)$$

где σ_{τ} – касательные напряжения, учтено Тэйлоровское упрочнение со стороны дислокаций и введено аспектное отношение $r = h/R \approx 10^{-3}$ [5]. Двойник растет, если $F > 0$, необходимое для этого напряжение в меди ($\gamma_{SF} = 56 \text{ мДж/м}^2$) составляет $\sigma_{\tau} > 4\sqrt{2} \gamma_{SF} / \text{MRA} \cdot 200$, что согласуется с экспериментальными данными. Двойник растет за счет движения частичных дислокаций Шокли, которые тормозятся силой фононного трения; по аналогии с полными дислокациями [3] запишем:

$$F_{fr} = B_{fr}^{(p)} \dot{R} \left(1 - \left(\dot{R} / c_t \right)^2 \right)^{-3/2} L_D, \quad (4)$$

где $B_{fr}^{(p)}$ – коэффициент фононного трения частичной дислокации, $L_D = \pi R^2 r / b$ – полная длина двойникоующих дислокаций на один двойник, c_t – поперечная скорость звука. Условие роста двойника с учетом этой силы имеет вид $F + F_{fr} = 0$ или:

$$\frac{B_{fr}^{(p)} \dot{R}}{\left(1 - \left(\dot{R} / c_t \right)^2 \right)^{3/2}} \frac{\pi R^2 r}{b} = \frac{3\pi r \sigma_{\tau} R^2 - 4\pi \gamma_{SF} R - \alpha G b \sqrt{\rho_D}}{\sqrt{2}}. \quad (5)$$

Для описания макроскопической релаксации напряжений при двойниковании можно воспользоваться известным фактом, что двойники в ГЦК-металлах создают макроскопическую деформацию $\epsilon_{tw} = 1/\sqrt{2}$. Тогда изменение пластической деформации, связанной с двойникованием, можно записать, как:

$$\dot{w}^{tw} = \dot{\alpha}_{tw} / \sqrt{2}, \quad (6)$$

где α_{tw} – объемная доля двойников. Точка означает производную по времени.

Так как когерентные границы двойников, как и границы зерен, являются препятствиями для движущих дислокаций, то необходимо учесть дополнительное сопротивление, связанное с их наличием в материале. Эмпирически найдено, что создаваемое двойниками упрочнение (статический предел текучести при дислокационной пластичности) по виду зависимости аналогично закону Холла-Петча, если вместо размера зерна рассматривать среднее расстояние между двойниками Δ :

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_{HP} / \sqrt{d} + K_{tw}^D / \sqrt{\Delta}, \quad (7)$$

где σ_0 – сопротивление движению дислокаций со стороны точечных дефектов, «дислокаций леса» и рельефа Пайерлса, K_{HP} – постоянная Холла-Петча, K_{Dv}^D – постоянная, отражающая вклад границ двойников в упрочнение материала. На Рис.1 представлены результаты моделирования соударения медной пластины толщиной 0.2мм с медной мишенью толщиной 3.8мм на скорости 1500м/с.

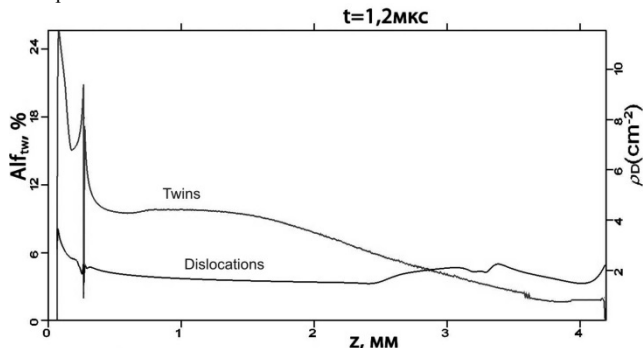


Рис.1 Распределение объемной доли двойников и скалярной плотности дислокаций вдоль образца.

Работа выполнена при поддержке РФФИ – проект № 12-02-31375/13 и Министерства образования и науки Российской Федерации – соглашение 14.B37.21.0384.

Литература:

- [1] J.W. Christian, S. Mahajan, Progress in Materials Science, 39 (1995) 1-157.
- [2] S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, Materials Science and Engineering: A, 387–389, (2004) 143–147.
- [3] V.S. Krasnikov, A.E. Mayer, A.P. Yalovets, International journal of plasticity, 27, 8 (2011) 1294–1308.
- [4] И.Н. Бородин, А.Е. Майер, Физика твердого тела, 54, 4 (2012) 759-766.
- [5] А.М. Косевич, В.С. Бойко, Успехи Физических Наук, 104, 2 (1971) 201-254.
- [6] M.A. Meyers, K.K. Chawla, Mechanical behavior of materials, C.U.P., New York, 2009, 856 p.

АНАЛИЗ РАЗНЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ВКЛАДОВ В ЭНЕРГИЮ ГИББСА ОЦК РАСТВОРОВ БОГАТЫХ ЖЕЛЕЗОМ СИСТЕМЫ Fe-Cr

Васильев Д.А.¹, Удовский А.Л.^{1,2}

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

²Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва, udovsky@imet.ac.ru, vasilyev-d@yandex.ru

Проведен анализ результатов расчета термодинамических свойств, фазовых границ ОЦК фазы бинарных сплавов богатых железом на основе применения физических моделей, позволяющих оценивать разные физические факторы в избыточный вклад в энергию смешения Гиббса, в целях выяснения причин стабилизации и дестабилизации ОЦК – растворов системы Fe-Cr.

ANALYSIS OF DIFFERENT PHYSICAL CONTRIBUTIONS TO GIBBS ENERGY OF IRON-RICH BCC SOLUTIONS IN THE Fe-Cr SYSTEM

Vasilyev D.A., Udovsky A.L.

The design procedure of the bcc phase boundaries of binary alloys of iron rich through the use of physical models allows to calculate and analyze the different physical contributions to the Gibbs energy of alloys.

В основе рассматриваемого подхода лежит гипотеза предполагающая, что энергию Гиббса образования твердых ОЦК растворов в рамках статистической физики, можно моделировать как статистическую систему, состоящую из невзаимодействующих статистических подсистем. Эта гипотеза приводит к тому, что свободная энергия смешения (или энергия Гиббса) системы может быть представлена как сумма свободных энергий смешения различных статистических подсистем,

$$\Delta G(x, T) = \Delta G^{id}(x, T) + \Delta G^E(x, T) \quad (1)$$

$$\Delta G^E(x, T) = \Delta G_{chem}(x, 0) + \Delta G_{vib}(x, T) + \Delta G_{el}(x, T) + \Delta G_{mag}(x, T) + \Delta G_{elast}(x, T) \quad (2).$$

Здесь $\Delta G_{chem}(x, 0)$ – химическая составляющая энергии смешения при образовании ОЦК-сплавов в зависимости от состава при температуре $T=0K$; $\Delta G_{vib}(x, T)$ – колебательная составляющая в избыточную свободную энергию смешения, обусловленная колебаниями атомов обоих компонентов в кристаллической решетке сплава; $\Delta G_{el}(x, T)$ – электронная составляющая в избыточную свободную энергию смешения, рассчитываемую по электронному вкладу в теплоемкость; $\Delta G_{mag}(x, T)$ магнитная составляющая в избыточную свободную энергию смешения, рассчитываемая в формализме Inden- Hillert- Jarl; $\Delta G_{elast}(x, T)$ – энергия упругих искажений кристаллической решетки, обусловленных статистическими смещениями атомов из узлов решетки, из-за наличия размерного фактора. Энергия упругих искажений кристаллической решетки рассчитывали на основе трехподрешеточной модели [2], учитывающей искажения парных межатомных связей в 1-ой, 2-ой и 3-ей координационных сферах. Детали расчетов различных вкладов в избыточную энергию Гиббса описаны в [1].

Для расчета свободной энергии Гиббса для ОЦК фазы, были собраны экспериментальные данные для соответствующих физических свойств сплавов различных составов, которые использовали в физико-эмпирических моделях в качестве входных функций, зависящих от концентрации второго компонента как от параметра.

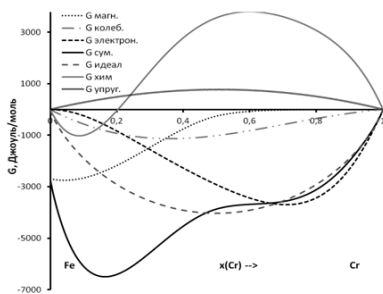


Рис. 1. Результаты расчетов термодинамических функций смешения и ее разных вкладов системы Fe-Cr для $T=700K$ (Для ясности магнитный вклад в свободную энергию смешения представлен не в виде магнитной энергии смешения, а в виде магнитной свободной энергии растворов).

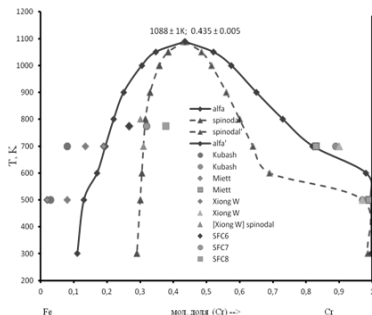


Рис. 2. Фрагмент рассчитанных ОЦК границ и спинодали для ОЦК-сплавов системы Fe-Cr с учетом экспериментальных данных по физическим свойствам сплавов.

Все составляющие свободной энергии Гиббса ферромагнитных ОЦК растворов системы Fe-Cr, см. формулу (1-2), были рассчитаны на основе выше упомянутых физико-эмпирических моделей, результаты расчетов энергетических вкладов в качестве примера при $T=700K$ представлены на рис.1.

На рис. 2 представлены результаты расчетов границ ОЦК - фазы и спинодалей. Сопоставление собранных и рассчитанных как в настоящей работе, а также в предыдущих исследованиях по фазовым границам для ОЦК- растворов системы, свидетельствует об удовлетворительном согласии полученных в данной работе результатов расчетов и экспериментальными данными.

Как показывают эксперименты по нейтронно-структурным исследованиям ОЦК-сплавов в области от 0 до 15 ат.% хрома отожженных при 700 С происходит смена знака параметра ближнего порядка[3], поэтому представляет интерес как с фундаментальной, так и с практической точек зрения изменения параметра ближнего порядка в зависимости от состава в широком температурном интервале. Результаты анализа относительных вкладов в избыточную энергию Гиббса- формула (2), представлены в таблице 1.

При низких температурах основные вклады в избыточную энергию Гиббса дают химический, упругий и магнитные составляющие, при 500К – химическая, упругая, колебательная и магнитные составляющие. При 700К – колебательная, упругая и магнитная. При 900К- колебательная, электронная и магнитная составляющие. Доминирующую роль при всех температурах в интервале 300-900К играет химическая составляющая.

Таблица 1. Оценки вкладов в избыточную энергию Гиббса (J/mole) ОЦК сплавов системы Fe-Cr(мол. доли).

T	$x(Cr)$	ΔG_{chem}	ΔG_{vibr}	ΔG_{el}	ΔG_{mag}	ΔG_{elast}	ΔG^E
300	0,05	-1800	-75	30	-270	950	-1200
	0,1	-2470	-250	1	-350	1800	-1300
	0,15	-2450	-350	-40	-300	2700	-600
500	0,05		-270	50	-270	470	-1700
	0,1		-400	15	-300	900	-2260
	0,15		-550	-100	-240	1300	-2100
700	0,05		-300	100	-200	170	-1950
	0,1		-550	30	-240	320	-2940
	0,15		-750	-225	-175	445	-3150
900	0,05		-390	180	-140	25	-2100
	0,1		-700	45	-170	50	-3270
	,15		970	350	120	65	3825

Настоящие исследования выполнены при поддержке грантами РФФИ № 09-03-00983_a, РФФИ № 13-03-00462_a и ОХНМ-02 (2012 год).

Литература.

- [1] Удовский А.Л., Васильев Д.А. Применение физических моделей компьютерного моделирования термодинамических свойств и фазовых равновесий ОЦК растворов системы Fe-Cr., Третья Межд. Научная конф. «Химическая термодинамика и кинетика». Г. Великий Новгород 27-31 мая 2013г. Сборник докладов, г. Великий Новгород 2013, с.182-185.
- [2] Удовский А.Л. Трехподрешеточная модель, учитывающая анизотропию спиновой плотности, ближний порядок и размерный фактор для двойных систем Fe-Cr(V, Mo)// Металлы №5, 2011. с. 121-143.
- [3] Mirebeau I., Hennion M., Parette G., First measurement of short-range-order inversion as a function of concentration in a transition alloy, Phys. Rev. Lett., 1984, v.53, N 7, p.687.-690.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Жубаев А.К., Бектурган Н.Б., Куватбаева К.К.

Казахстан, Актюбинский государственный университет им.К.Жубанова, mosslab.kz@km.ru

PHASE TRANSFORMATIONS IN STAINLESS STEEL UNDER PLASTIC DEFORMATION

Zhubaev A.K., Bekтурган N.B., Kuvatbaeva K.K.

Kazakhstan, K.Zhubanov Aktobe State University, mosslab.kz@km.ru

In paper the stainless steel samples subjected plastic deformation have been studied by methods of Mossbauer spectroscopy, XRD and X-ray spectrometry analysis.

В работах [1-4], посвященных фазовым превращениям в нержавеющей стали при пластической деформации, использовались, в основном, электронная микроскопия и рентгенофазовый анализ. Однако, исследования с помощью мессбауэровской спектроскопии - наиболее информативного неразрушающего метода - проводились не систематически [5-7], а полученные результаты носили качественный характер.

В настоящей работе приведены результаты исследования фазовых превращений в стали 12X18H10T при прокатке с различными степенями деформации.

Стальные подложки изготавливались прокаткой листа нержавеющей стали на вальцах с промежуточными отжигами в вакууме 5×10^{-6} мм рт. ст. при температуре 850°C в течение 2ч. Элементный состав стали 12X18H10T (вес.%): С – 0.1, Cr – 17.3, Ni – 9.7; Mn – 0.62, Si – 0.54, Ti – 0.51, Fe – основа. Толщина исходной стальной полосы была 135 мкм. Погрешность измерений микрометра составляла ± 1 мкм. Образцы деформировали прокаткой между вальцов до толщины 30 мкм – оптимальной толщины для мессбауэровских исследований в геометрии на пропускание. Степень деформации определялась по формуле: $\epsilon = (d - d_0) \cdot 100\% / d_0$, где d_0 - толщина образца до деформации, d - толщина образца после деформации. Максимальная степень деформации составила 77.8%. Для получения меньших степеней обжатия образцы обработаны по схеме прокатка – промежуточная двухчасовая отжиг при 850°C – вторая прокатка.

Для каждого из исследованных образцов снимались мессбауэровские спектры двумя методами: регистрацией γ -квантов на поглощение (МС) и регистрацией электронов конверсии (КЭМС) с обеих сторон образца. В первом случае мессбауэровская спектроскопия дает информацию о фазовом состоянии, усредненную по всей толщине образца, во втором случае - о фазовом состоянии приповерхностных слоев образца, толщиной $\sim 0,1-1$ мкм в зависимости от концентрации атомов Fe в этих слоях. В исследованиях использовались источники ^{57}Co в матрице Cr активностью 10 мКи.

Экспериментальные мессбауэровские МС-спектры (в геометрии «на пропускание») представляют собой суперпозицию двух парциальных спектров - мессбауэровской линии парамагнитного типа и зеемановского секстета. При увеличении степени деформации (рис.1) относительная интенсивность парциальных спектров зеемановского секстета растет, а интенсивность мессбауэровской линии парамагнитного типа уменьшается.

На рис. также представлены мессбауэровские КЭМС-спектры нержавеющей стали после прокатки с различными степенями деформации. Здесь видно, что спектр представляет собой суперпозицию парамагнитной линии аустенита и секстета мартенсита с более развитым $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением.

Полученные МС и КЭМС-спектры были обработаны и построены зависимости относительной интенсивности α -фазы в приповерхностном слое и в объеме деформированного образца от степени деформации. Динамика изменения относительной интенсивности α -фазы при малых степенях обжатия говорит о наличии порогового значения $\epsilon_{\text{пор}} \approx 5 \pm 2\%$, при преодолении которого происходит образование мартенсита.

Рентгенофазовый анализ деформированных образцов нержавеющей стали был проведен после каждого этапа прокатки. На рентгеновской дифрактограмме исходной стали присутствуют рефлексы аустенита: $\gamma(111)$, $\gamma(200)$, $\gamma(220)$ и $\gamma(311)$. Пластическая деформация вызывает вначале уширение рефлексов γ -фазы, дальнейшее увеличение степени обжатия приводит к появлению рефлексов $\alpha(110)$, $\alpha(200)$ и $\alpha(211)$ мартенсита. На дифрактограмме образца с максимальной степенью деформации присутствуют только рефлексы α -фазы. Фрагменты рентгеновских

дифрактограмм (для интервалов угла отражения 2θ : $40^\circ \leq 2\theta \leq 47.5^\circ$ и $70^\circ \leq 2\theta \leq 85^\circ$) образцов с различными степенями деформации в приведены на рис. 1.

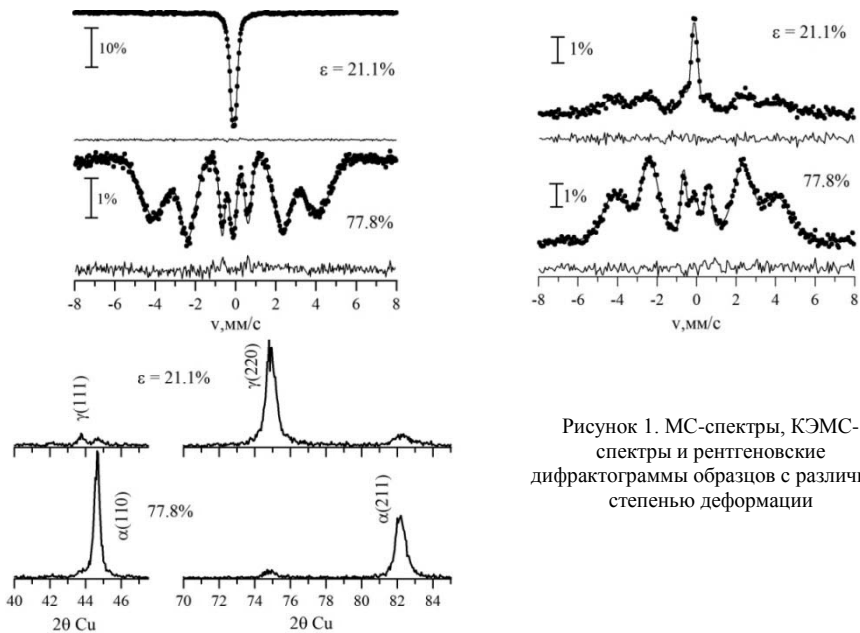


Рисунок 1. МС-спектры, КЭМС-спектры и рентгеновские дифрактограммы образцов с различной степенью деформации

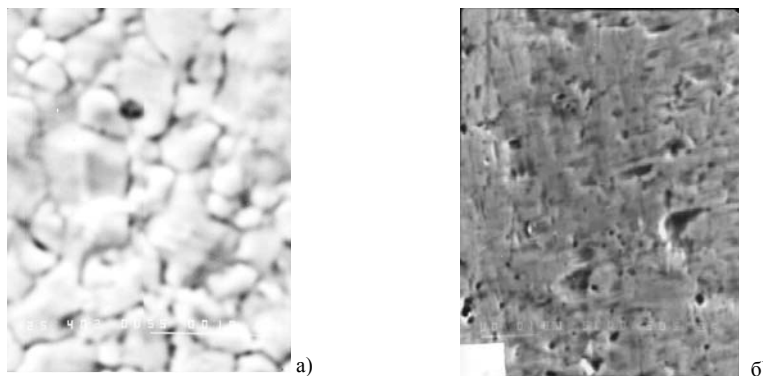


Рисунок 2. Микроструктура поверхности образца нержавеющей стали, полученные во вторичных электронах: (а) - в исходном состоянии ($\times 2000$); (б) - после пластической деформации со степенью $\epsilon = 77.8\%$ ($\times 4000$)

Отдельные участки рентгеновских дифрактограмм ($40^\circ \leq 2\theta \leq 47.5^\circ$ и $70^\circ \leq 2\theta \leq 85^\circ$) были обчислены в предположении описания рентгеновских рефлексов формой линии Pseudo-Voigt. Были взяты пары рефлексов $\gamma_{111}/\alpha_{110}$ и $\gamma_{220}/\alpha_{211}$ и из соотношения их интенсивностей построены зависимости относительной интенсивности α -фазы от степени деформации. При этом предполагается, что первая пара рефлексов отражает соотношение фаз в приповерхностном слое, а вторая - в нижележащих слоях.

Для установления влияния прокатки и гомогенизирующего отжига на распределение элементов по поверхности в образцах данной серии был использован рентгеноспектральный микроанализ. Для каждого образца деформированной стали был выполнен полный количественный микроанализ в пяти точках при сфокусированном зонде.

Для определения характерных размеров зерен исходных, деформированных и отожженных образцов была проведена микрофотоъемка во вторичных электронах. На рис.2 приведены результаты исследования поверхности образцов нержавеющей стали.

Литература

1. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. 544 с.
2. Физическое материаловедение. Под общей ред. Б.А. Калина. – М.: МИФИ, 2007.
3. Выдрин В.Н., Гольдштейн В.Я., Агеев Л.М., Владимиров С.Н., Трусов Г.Е. Структурные и текстурные изменения в нержавеющей стали X18H10T при деформации способом прокатка-волочение. // ФММ, 1976, 41(3), с.571-575.
4. Лурье С.А., Потапов Н.Н., Демин Е.А. Структура и фазовые превращения в холоднодеформированной стали Fe-18Cr-9Ni. // Металлургия, 1978, 6, с.8-12.
5. Кортвов В.С., Минц Р.И., Секисов Ю.Н. Влияние пластической деформации на величину эффекта Мессбауэра. // ФТТ, 1967, т.9, вып.9, с.2755-2756.
6. Лагунов В.А., Положенко В.И., Степанов В.А. Влияние пластической деформации на эффект Мессбауэра в нержавеющей стали. // ФТТ, 1969, т.11, вып.1, с.238-240.
7. Грузин П.Л., Раевская М.Н., Родионов Ю.Л., Мкртчян В.С. Влияние деформации и термообработки на структурные изменения сплава 0X12H13M. // ФММ, 1973, 35, 157-162.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ СМАЧИВАНИЯ В СПЛАВАХ Al–Mg

Когтенкова О.А.¹, Страумал Б.Б.¹, Протасова С.Г.¹, Мазилкин А.А.¹, Земба П.²

Россия, Институт физики твердого тела РАН, koololga@ispp.ac.ru

Польша, Институт металлургии и материаловедения ПАН, nmzieba@imim-pan.krakow.pl

GRAIN BOUNDARY WETTING PHASE TRANSITIONS IN Al–Mg ALLOYS

Kogtenkova O.A., Straumal B.B., Protasova S.G., Mazilkin A.A., Zieba P.

Abstract – In this work the microstructure of binary Al_{100-x}–Mg_x (x = 5, 10, 15, 18 and 25 wt. %) alloys after long anneals (600–4000 h) was studied in the temperature interval between 210 and 440°C (i.e. below eutectic temperature). The transition from incomplete to complete wetting of Al/Al GBs by the second solid phase Al₃Mg₂ has been observed. The first Al/Al GBs completely wetted by the second solid phase Al₃Mg₂ appear in the Al–Mg alloys at $T_{wsmmin} = 220^\circ\text{C}$. The fraction of completely wetted GBs increases with increasing temperature. Above $T_{wsmmax} = 410^\circ\text{C}$ all Al/Al GBs are completely wetted by the second solid phase Al₃Mg₂. Phase transitions in the bulk and in the grain boundaries in the Al–Mg alloys has been studied by means of differential scanning calorimetry and transmission electron microscopy. Polycrystals with a high specific area of grain boundaries have been obtained using severe plastic deformation (high pressure torsion). The position of the grain boundary solvus (solubility) line has been determined, which is about 20–25 °C above the bulk solvus line.

Подавляющая масса материалов в промышленности используется в поликристаллическом состоянии, поэтому границы зёрен (ГЗ) являются неизбежным структурным элементом большинства твёрдых тел. Ещё в начале прошлого века ГЗ, как структурный параметр поликристаллических материалов, привлекали внимание материаловедов и специалистов в области физики твёрдого тела. Но, несмотря на это, подробное исследование процессов, происходящих на границах раздела в поликристаллах, было начато сравнительно недавно. К таким процессам можно отнести зернограничный фазовый переход смачивания. В результате такого фазового перехода ГЗ заменяется прослойкой зернограничной фазы. Условием реализации фазового перехода смачивания жидкой фазой является то, что при повышении температуры энергия границы зерен Σ_{GB} оказывается выше энергии двух границ раздела твердой

и жидкой фазы. В этом случае ГЗ в равновесном контакте с жидкой фазой становится неустойчивой и заменяется слоем жидкой фазы, который проникает между зёрнами, разделяя их. Такие фазовые переходы смачивания наблюдали в системах Al–Sn, Zn–Sn, Cu–In, Al–Zn, Al–Mg и Al–Zn–Mg [1–4]. Образование зернограничных прослоек может происходить и в случае двух твердых фаз. При этом переход от неполного смачивания твердой фазой к полному может происходить как с повышением, так и с понижением температуры [5].

Формирование тонких прослоек другой фазы на ГЗ и в тройных стыках в поликристаллических материалах может привести к кардинальным изменениям свойств сплавов, особенно нанокристаллических. Поскольку свойства наноструктурных материалов критически зависят от поведения и параметров внутренних границ раздела, объемная доля которых существенно выше, чем в крупнозеренных поликристаллах. Поэтому объектами наших исследований были выбраны сплавы Al–Mg с крупно- и ультрамелкозернистой структурой, полученной одним из методов интенсивной пластической деформации – кручением под высоким давлением (КВД).

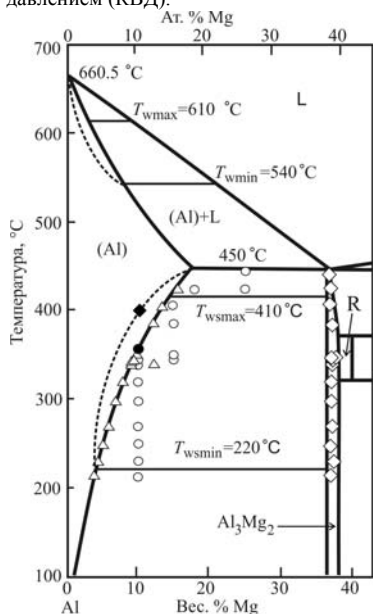


Рис. 1 (слева). Фазовая диаграмма Al–Mg с кодами фазовых переходов смачивания. Толстыми линиями показаны фазовые превращения в объеме. Тонкие и пунктирные линии обозначают зернограничные фазовые превращения. Пустые символы соответствуют экспериментальным точкам для литых сплавов, залитые – для деформированных сплавов, нагретых в ДСК.

происходит растворение частиц второй фазы Al_3Mg_2 , расположенных на границах зёрен. В объеме этот процесс уже завершился при 241 °C, согласно фазовой диаграмме. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии при 400 °C прослоек второй фазы на ГЗ в алюминии уже не наблюдается.

На первом этапе исследовались крупнозеренные недеформированные сплавы $Al_{100-x}Mg_x$ ($x = 10, 15, 18$ и 25 масс. %), которые отжигались в течение 4000 часов в двухфазной области фазовой диаграммы. Температура начала зернограничного фазового перехода соответствует $T_{wsmin} = 220 \pm 5$ °C (рис. 1). Выше этой температуры частицы фазы Al_3Mg_2 образуют цепочки вдоль границ зёрен Al/Al, и не все границы зёрен Al/Al полностью смочены слоем фазы Al_3Mg_2 . Контактный угол между частицами Al_3Mg_2 и границами зёрен Al/Al мал, но не равен нулю. Ниже T_{wsmin} ГЗ, смоченных второй фазой, не наблюдается. С ростом температуры количество границ Al/Al, полностью смоченных фазой Al_3Mg_2 увеличивается. Выше максимальной температуры зернограничного фазового перехода смачивания $T_{wsmax} = 410 \pm 5$ °C все границы Al/Al полностью смочены фазой Al_3Mg_2 и отделены друг от друга непрерывным слоем Al_3Mg_2 . Толщина смачивающего слоя Al_3Mg_2 зависит от количества фазы и возрастает с увеличением содержания магния в сплаве. Таким образом, между T_{wsmin} и T_{wsmax} доля смоченных границ зёрен постепенно увеличивается с ростом температуры от 0 до 100 %.

На втором этапе крупно- и ультрамелкозеренные сплавы $Al_{100-x}Mg_x$ ($x = 5$ и 10 масс. %) исследовались с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). В образцах сплава Al–5 масс.% Mg, нагретых после деформации в ДСК от 20 до 400 °C, на кривых ДСК при 275 °C наблюдается минимум (рис. 2). Температура 275 °C лежит на 25 °C выше линии объемного сольвуса фазовой диаграммы (рис. 1). Данный факт может свидетельствовать о том, что выше линии объемного сольвуса

В деформированных и недеформированных сплавах Al–10 масс.%Mg, по данным просвечивающей электронной микроскопии, выше объемного сольвуса при 400 °С на ГЗ также наблюдались прослойки второй фазы Al₃Mg₂.

Таким образом, на фазовой диаграмме Al–Mg были построены коноды фазового перехода смачивания твердой фазой, и с помощью ДСК впервые удалось определить положение линии зернограничного сольвуса.

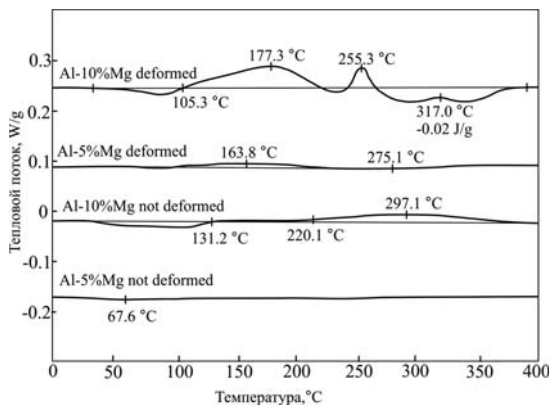


Рис. 2 (справа). ДСК-кривые для сплава Al–5 масс.% Mg и Al–10 масс.% Mg до и после деформации.

Список литературы:

1. Straumal, O. Kogtenkova, P. Zieba. Acta. Mater. 56 (2008) 925–933
2. B. Straumal, R. Valiev, O. Kogtenkova, P. Zieba, T. Czepe, E. Bielanska, M. Faryna. Acta Mater. 56 (2008) 6123–6131
3. B.B. Straumal, A.A. Mazilkin, O.A. Kogtenkova, S.G. Protasova, B. Baretzky. Phil. Mag. Lett. 87 (2007) 423–430
4. Страумал Б.Б. Фазовые переходы на границах зерен. – М.: Наука. (2003) 170, 181.
5. A. Basu, J.D. Majumdar, S.M. Shariff, G.Sundararajan, J, Chakraborty, I. Manna, Scripta Mater. 56 (2007) 887–890.

ТЕРМИЧЕСКОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА КРИСТАЛЛЫ GaAs

Кузнецов П.М., Бойцова М.В., Федоров В.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.П. Державина, feodorov@tsu.tmb.ru

THERMAL EFFECT ON THE GAAS CRYSTAL

Kuznetsov P.M., Boitsova M.V., Feodorov V.A.

This paper investigated the effect of annealing on GaAs crystals. It is shown that the thermal effect is accompanied by the formation of twins recrystallization to form a relief surface.

В экспериментах исследовались пластины GaAs толщиной $d = 0,95$ мм. Термическое воздействие на кристаллы осуществляли в электропечи SNOL 8,2/1100, при температуре 1000 °С, в течение 1–30 мин. Индентирование производилось на микротвердомере ПМТ–3 с нагрузкой 1 Н по плоскости {111}.

Микротвердость чистых образцов составляет ~ 6 ГПа. В результате отжига при ≈ 700 °С происходит уменьшение микротвердости до 4 ГПа (рис.1). А при температуре 1000 °С – микротвердость уменьшается до 2 ГПа. Было замечено, что после теплового воздействия (в течение 1-30мин) происходят морфологические изменения поверхности монокристаллического GaAs. Во всех образцах на поверхности образуются полоскопараллельные линии, длина и ширина которых увеличиваются в зависимости от времени выдержки в печи (рис.2 а, б).

Известно, что рекристаллизация многих материалов происходит при температуре $t_{кр} = 0,4 \cdot t_{пл}$, где $t_{пл}$ – температура плавления. Для арсенида галлия $t_{пл} = 1238$ °С, следовательно температура рекристаллизации $t_{кр} \approx 500$ °С. Наблюдаемые линии на поверхности *GaAs* после термического воздействия являются, двойниками рекристаллизации. В результате пересечения таких полос происходит растрескивание поверхности с образованием “ χ ”-образной трещины.

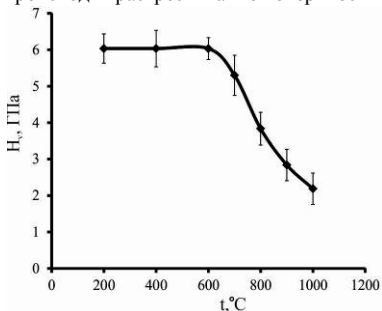


Рис. 1. Зависимость средней микротвердости (H_v) образцов *GaAs* от температуры (t) отжига (в течение 5 мин).

Ширина полос увеличивается при увеличении времени термического воздействия. Известно, что характерной особенностью двойников является наличие ступеньки с резким спадом и пологим подъемом. Таким образом, если исследовать профиль полос, то можно однозначно идентифицировать их проявление с двойниками рекристаллизации. С этой целью исследовался рельеф при помощи зондовой лаборатории *Ntegra Aura*. На рис. 2 б представлено трехмерное изображение пересечения полос, из него видно образование двойниковой ступеньки.

Показано, что в результате термического воздействия формирование двойников рекристаллизации сопровождается образованием рельефа на поверхности.

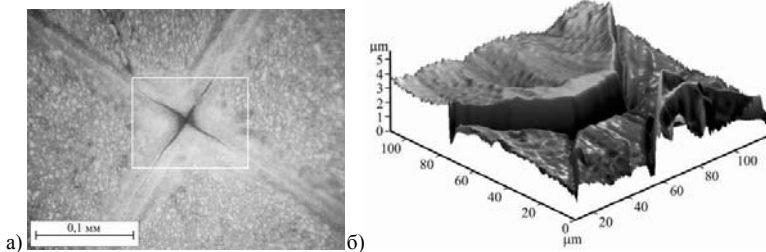


Рис.2. а) Пересечение двойников рекристаллизации; б) трехмерное изображение поверхности в месте пересечения двойников рекристаллизации.

ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Литвиненко Н.Г., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Громов В.Е.

Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru

THE INFLUENCE OF THE MAGNETIC FIELD EFFECT ON THE DEFORMATION BEHAVIOR OF POLYCRYSTALLINE COPPER

Litvinenko N.G., Zagulyaev D.V., Komissarova I.A., Konovalov S.V., Gromov V.E.

Experimental study of influence of weak constant magnetic field ($0 \leq B \leq 0.6$ T) creep and microhardness of polycrystalline copper. Copper dependences of microhardness of the induction of the magnetic field and the exposure time dependences of microhardness. Changes of copper from the passage of time since exposure in the magnetic field is shown that the time needed to stabilize the microhardness, depends only on time of magnetic field action and does not depend on the value of induction. Dependence

Изучению влияния магнитных полей на физико-механические свойства диамагнитных монокристаллических материалов посвящено большое число работ. Целью работы является исследование влияния магнитных полей ($0 \leq B \leq 0,6$ Тл) на микротвердость и скорость ползучести поликристаллической технической чистой меди. Перед испытаниями структура

образцов приводилась в одинаковое состояние, для этого проводилась их термическая обработка при 700 °С в течение 2 часов и последующее охлаждение в воде. Средний размер зерна исходной структуры составлял 21 мкм.

Измерение микротвердости проводили с помощью микротвердомера «HVS-1000». Измерения микротвердости проводились для трех вариантов: без воздействия магнитного поля, сразу после выдержки в магнитном поле и после определенных интервалов времени; при этом варьировалось значение индукции магнитного поля и время выдержки в нем.

Для испытаний на ползучесть использовалась модернизированная испытательная машина для исследования процессов пластической деформации металлов. Испытательная машина работает совместно с программным комплексом, предназначенным для записи данных удлинения образца от времени эксперимента, а также имеет возможность анализа стадий ползучести и аппроксимации кривых ползучести. Количественно эффект влияния магнитного поля характеризовался относительным изменением микротвердости и скорости ползучести.

В качестве источника магнитного поля использовался электромагнит, имеющий возможность регулирования индукции магнитного поля. Контроль значения индукции магнитного поля проводили с помощью миллитесламетра «ТПУ» с точность до $1 \cdot 10^{-3}$ Тл.

Изучение влияния магнитного поля на микротвердость меди показало, что воздействие магнитным полем приводит к увеличению значения относительного изменения микротвердости на величину, зависящую от времени выдержки и значения индукции магнитного поля. После прекращения действия магнитного поля, по истечению определенных промежутков времени, микротвердость возвращается к исходному значению.

Анализ полученных экспериментальных данных показывает, что относительное изменение микротвердости меди восстанавливается до исходного значения по сложному закону за время, зависящее от параметров магнитной обработки. Однако, начальный эффект влияния магнитного поля (наблюдающийся сразу после воздействия), в зависимости от индукции магнитного поля, напротив, для времен выдержки в магнитном поле 0,5 и 1 ч. Для времени выдержки в магнитном поле 2 ч данная зависимость имеет характер кривой с насыщением, которое наступает при значении индукции магнитного поля порядка 0,2 Тл.

Анализ представленных зависимостей показывает, что относительное изменение микротвердости меди восстанавливается до исходного значения по сложному закону за время, зависящее от параметров магнитной обработки. Однако, начальный эффект влияния магнитного поля (наблюдающийся сразу после воздействия), в зависимости от индукции магнитного поля, напротив, для времен выдержки в магнитном поле 0,5 и 1 час, подчиняется линейному закону. Для времени выдержки в магнитном поле 2 ч зависимость имеет характер кривой с насыщением, которое наступает при значении индукции магнитного поля порядка 0,2 Тл.

Следует отметить, что увеличение времени, прошедшего после экспозиции образцов в магнитном поле, приводит к уменьшению тангенса угла наклона прямой, как для значений времени выдержки в магнитном поле 0,5 ч, так и для значений 1 ч. Причем, зависимости тангенса угла наклона прямой от времени, прошедшего после обработки магнитным полем, имеют подобный характер для времени 0,5 и 1 ч. Отметим, что для времени выдержки 0,5 ч указанная зависимость располагается ниже, чем для времени 1 ч, что говорит о меньшей скорости нарастания эффекта влияния индукции магнитного поля. Дальнейшие исследования зависимостей относительного изменения микротвердости от индукции магнитного поля по прошествии 1, 2 и 3 ч после обработки, показывают, что скорость нарастания изменения значения микротвердости снижается и через 3 ч становится столь малой, что эффект магнитного воздействия как после 0,5 ч выдержки, так и после 1 ч становится неразличим в пределах погрешности измерения значения микротвердости.

На основе полученных экспериментальных данных можно сделать заключение об оптимальных режимах обработки меди магнитным полем. Такими параметрами обработки является 0,3 Тл и 2 ч.

Характерным при определении относительного значения микротвердости сразу после магнитной обработки является то, что увеличение индукции магнитного поля приводит к неизбежному росту значения микротвердости, также как и увеличение времени выдержки в нем.

Проведем анализ времени, необходимого для возвращения микротвердости к значению, соответствующему микротвердости меди без магнитной обработки. При времени обработки 0,5 ч стабилизация протекает за время $\sim 2,5$ ч, независимо от индукции магнитного поля, при 1 ч

обработке – значение микротвердости достигает исходного за 3 ч, при 2 часовой обработке – за 4 ч. Таким образом, можно констатировать, что время, необходимое для стабилизации значения микротвердости, зависит только от времени выдержки в магнитном поле и не зависит от значения индукции. Из зависимости времени, необходимого для стабилизации значения микротвердости, от времени магнитной обработки, видно, что она имеет линейный характер и подчиняется уравнению $\tau = t + 2$ на участке зависимости от 0,5 до 2 ч магнитной обработки.

Исследования влияния магнитного поля на время необходимое для достижения одной и той же степени деформации в условиях ползучести показали, что оно различно для разных параметров воздействия магнитным полем. Однако магнитное поле практически не влияет на величину деформации до разрушения.

Получена зависимость относительного изменения скорости ползучести от магнитной индукции, которую можно условно разбить на 4 области. Первая область от 0 до 0,1 Тл: в этой области происходит линейное нарастание эффекта влияния магнитного поля. Вторая область от 0,1 до 0,3 Тл характеризуется неизменным значением скорости ползучести определяемой на линейной стадии процесса, однако, меньшим ее значением по сравнению со скоростью ползучести без воздействия на 27 %. Область три (от 0,3 до 0,4 Тл) подобна области один и также характеризуется нарастанием эффекта влияния магнитного поля, а скорость ползучести снижается по сравнению с участком два. Область четыре подобна участку два, однако, в этом диапазоне значений индукции магнитного поля значение скорости ползучести снижается еще на 17,25% по сравнению с участком 2 и на 44,44 % по сравнению со скоростью ползучести без воздействия. Таким образом, анализ представленной зависимости показывает, что снижение скорости ползучести имеет пороговый характер. Можно утверждать о достоверности полученных данных, поскольку снижение скорости ползучести незамедлительно приводит к увеличению времени, необходимого до разрушения. Корреляционная зависимость имеет линейный характер, с коэффициентом корреляции 0,9, и подчиняется уравнению $\xi = -12,018t + 45,556$.

Значительная корреляция между относительным изменением скорости ползучести, определяемой на линейной стадии кривой ползучести, и временем до разрушения, при одних и тех же параметрах магнитного воздействия, является свидетельством существования некоторой статистической связи между ними.

Из полученных результатов следует, что магнитное поле приводит к повышению пластичности меди, увеличивая время до разрушения. Установленные эффекты влияния магнитного поля, по-видимому, усиливаются также тем, что его действие на медь осуществлялось в процессе ее испытаний на ползучесть. Подобный эффект уменьшения скорости ползучести наблюдался в наших работах при испытаниях поликристаллического технически чистого алюминия на ползучесть в присутствии магнитного поля 0,1 – 0,3 Тл. Однако установленные на образцах из меди результаты по изменению скорости ползучести во всем рассмотренном интервале магнитной индукции отличаются от подобных данных, полученных на алюминиевых образцах. По нашему мнению такое различие связано с тем, что медь является диамагнитным материалом, в то время как алюминий является парамагнетиком.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (Соглашение № 14.В37.21.1166).

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПОЛЯХ КРИСТОБАЛИТА, ТРИДИМИТА, МУЛЛИТА И ОБЛАСТИ РАССЛОЕНИЯ РАСПЛАВА СИСТЕМЫ $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

Луцык В.И., Зеленая А.Э., Насрулин Э.Р.

Россия, Институт физического материаловедения СО РАН, vluts@ipms.bscnet.ru

CHARACTERISTIC OF CRYSTALLIZATION IN THE FIELDS OF CRISTOBALITE, TRIDYMITE, MULLITE AND THE REGION OF MELT IMMISCIBILITY FOR SYSTEM $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

Lutsyk V.I., Zelenaya A.E., Nasrulin E.R.

The phases trajectories in the fields of primary crystallization of cristobalite (SiO_2^{cr}), tridymite (SiO_2^{tr}), mullite ($3\text{Al}_2\text{O}_3\cdot 2\text{SiO}_2$) and in a field of liquid immiscibility are analyzed on a basis of computer model for T-x-y diagram of $\text{SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ system. The concentration fields with unique set

of microconstituents and the fields without individual crystallization schemes and microconstituents are revealed.

Фазовая диаграмма системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ имеет широкое применение и может использоваться как в цементной промышленности при описании свойств поргладского и глиноземистого цемента [1-3], так и при изучении огнеупоров и бесщелочных стёкл [4]. Расширить возможности изучения системы и рассмотреть процессы кристаллизации позволяет ее компьютерная модель [5-6]. На основе анализа концентрационных полей выявляются поля с совпадающими наборами схем кристаллизации и микроструктурами и поля с индивидуальными характеристиками.

Рассмотрим фрагмент фазовой диаграммы, примыкающий к компоненту SiO_2 , и проведем анализ концентрационных полей, расположенных под полями первичной кристаллизации кристобалита ($\text{SiO}_2^{\text{cr}}=\text{S1}$), тридимита ($\text{SiO}_2^{\text{tr}}=\text{S1}$), муллита (A_3S_2) и поверхности расслоения расплава, которые в проекции разбиваются на 15 двух-, 28 одно- и 9 нульмерных концентрационных полей (рис. 1а). Из них 13 (2 двух-, 8 одно- и 3 нульмерных) полей по набору микроструктурных элементов совпадают с соседними полями.

Концентрационные поля, расположенные на границе фазовых областей с расслаиванием расплава (m-n-k, $\text{SiO}_2\text{-m-k}$, $\text{SiO}_2\text{-k}$, n-k, m-k, k) по составу микроструктуры совпадают с полем $\text{p}_3\text{-1-SiO}_2\text{-k-n}$. При этом поля m-n-k, $\text{SiO}_2\text{-m-k}$ и m-k отличаются от поля $\text{p}_3\text{-1-SiO}_2\text{-k-n}$ пересекаемыми поверхностями, фазовыми областями и схемами кристаллизации (табл. 1). В поле $\text{SiO}_2\text{-m-k}$ дважды пересекается фазовая область L+S1, а так же область расслоения расплава L+S1+S2. Поэтому поле характеризуется двумя реакциями первичной кристаллизации $\text{L}^1\rightarrow\text{S1}^1$ между которыми протекает моновариантная монотектическая реакция $\text{L}_1^{\text{m}}\rightarrow\text{L}_2^{\text{m}}+\text{S1}^{\text{m}}$. Поле m-n-k расположено под поверхностью расслаивания и пересекает фазовые области L_1+L_2 и $\text{L}_1+\text{L}_2+\text{S1}$, в которых протекают фазовые реакции $\text{L}_1^1\rightarrow\text{L}_2^1$ и $\text{L}_1^{\text{m}}\rightarrow\text{L}_2^{\text{m}}+\text{S1}^{\text{m}}$. В состав микроструктуры кристаллы S1, так как полностью расходуются в результате реакции $\text{L}^{\text{p}},\text{S1}\rightarrow\text{S2}^{\text{p}}$ и в последующих фазовых превращениях участвуют только S2. Реакция $\text{L}^{\text{p}},\text{S1}\rightarrow\text{S2}^{\text{p}}$ является вырожденной в результате вырождения фазовой области L+S1+S2 в горизонтальную линию, а четырехфазной плоскости в треугольник U- $\text{A}_3\text{S}_2(\text{U})\text{-S1}(\text{U}),\text{S2}(\text{U})$ [7].

Поля $\text{SiO}_2\text{-k}$, n-k и k совпадают полностью с $\text{p}_3\text{-1-SiO}_2\text{-k-n}$ как по перечню фазовых реакций, так и по набору микроструктурных элементов.

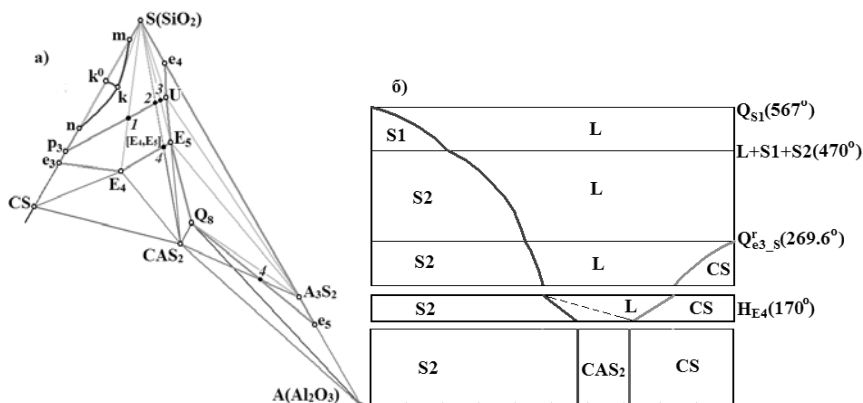


Рис. 1. XY проекция фрагмента диаграммы (а) и диаграмма материального баланса для концентрационного поля $\text{p}_3\text{-1-SiO}_2\text{-k-n}$ (б)

Рассмотрим диаграмму материального баланса для состава, заданного в поле $\text{p}_3\text{-1-SiO}_2\text{-k-n}$ (рис. 1б). После протекания реакции первичной кристаллизации $\text{L}^1\rightarrow\text{S1}^1$ в фазовой области L+S1, состав попадет в фазовую область L+S1+S2 (вырождена в плоскость), где в результате перитектической реакции $\text{L}^{\text{p}},\text{S1}\rightarrow\text{S2}^{\text{p}}$ кристаллы S1 полностью израсходуются. Далее состав попадет в двухфазную область L+S2, где протекает постперитектическая первичная

кристаллизация $L^{In} \rightarrow S2^{In}$ с нарастанием доли фазы S2. В фазовой области L+S2+CS происходит уменьшение доли фазы L и увеличение S2 и CS ($L^{en} \rightarrow S2^{en(CS)} + CS^{en(B2)}$). На плоскости при температуре точки тройной эвтектики E_4 в результате реакции $L^{E4} \rightarrow S2^{E4} + CS^{E4} + CAS_2^{E4}$, фаза L полностью исчезает, и ниже остаются кристаллы S2, CS и CAS₂.

Аналогичным образом могут быть рассмотрены любые участки фазовой диаграммы.

Таблица 1

Схемы кристаллизации и элементы микроструктуры для полей p_3 -1-SiO₂-k-n, SiO₂-m-k и m-n-k *

Поле	Пересекаемые поверхности	Пересекаемые фазовые области	Схема кристаллизации	Элементы микроструктуры
p_3 -1-SiO ₂ -k-n	Q _{S1} , Q ^r _{p3-S} , Q ^r _{e3-S} , H _{E4}	L+S1, L+S1+S2, L+S2, L+S2+CS, S2+CS+CAS ₂	$L^1 \rightarrow S1^1$, $L^p, S1 \rightarrow S2^p$, $L^{In} \rightarrow S2^{In}$, $L^{en} \rightarrow S2^{en(CS)} + CS_2^{en(B2)}$, $L^{E4} \rightarrow S2^{E4} + CS_4^{E4} + CAS_2^{E4}$	S2 ^p , S2 ^{In} , S2 ^{en(CS)} , CS ^{en(B2)} , S2 ^{E4} , CS ^{E4} , CAS ₂ ^{E4}
SiO ₂ -m-k	Q _{S1} , i ^r _m , i ^r _n , Q ^r _{p3-S} , Q ^r _{e3-S} , H _{E4}	L+S1, L ₁ +L ₂ +S1, L+S1, L+S1+S2, L+S2, L+S2+CS, S2+R ₄ +CAS ₂	$L^1 \rightarrow S1^1$, $L_1^m \rightarrow L_2^m + S1^m$, $L^1 \rightarrow S1^1$, $L^p, S1 \rightarrow S2^p$, $L^{In} \rightarrow S2^{In}$, $L^{en} \rightarrow S2^{en(CS)} + CS^{en(B2)}$, $L^{E4} \rightarrow S2^{E4} + CS^{E4} + CAS_2^{E4}$	S2 ^p , S2 ^{In} , S2 ^{en(CS)} , CS ^{en(B2)} , S2 ^{E4} , CS ^{E4} , CAS ₂ ^{E4}
m-n-k	i, i ^r , i ^r _n , Q ^r _{p3-S} , Q ^r _{e3-S} , H _{E4}	L ₁ +L ₂ , L ₁ +L ₂ +S1, L+S1, L+S1+S2, L+S2, L+S2+CS, S2+CS+CAS ₂	$L_1^1 \rightarrow L_2^1$, $L_1^m \rightarrow L_2^m + S1^m$, $L^1 \rightarrow S1^1$, $L^p, S1 \rightarrow S2^p$, $L^{In} \rightarrow S2^{In}$, $L^{en} \rightarrow S2^{en(CS)} + CS^{en(B2)}$, $L^{E4} \rightarrow S2^{E4} + CS^{E4} + CAS_2^{E4}$	S2 ^p , S2 ^{In} , S2 ^{en(CS)} , CS ^{en(B2)} , S2 ^{E4} , CS ^{E4} , CAS ₂ ^{E4}

* 1 - первичная кристаллизация $L^1 \rightarrow I^1$; ^p - моновариантная перитектическая реакция $L^p + A^p \rightarrow R^p$; ^m - моновариантная монотектическая реакция $L_1^m \rightarrow L_2^m + R^m$; ^E - инвариантная эвтектическая кристаллизация $L^E \rightarrow B^E + C^E + R^E$; ^{In} - постперитектическая первичная кристаллизация $L^{In} \rightarrow R^{In}$; ^{en} - постперитектическая моновариантная кристаллизация $L^{en} \rightarrow R^{en} + J^{en}$ (J=B, C).

Литература

1. Taylor H.F.W. Cement Chemistry. London: Thomas Telford, 1997. 459 p.
2. Lea F. Lea's Chemistry of Cement and Concrete. London: Elsevier Ltd, 1998. 1057 p.
3. De Noirfontaine M.-N., Tusseau-Nenez S., Girod-Labianca C., Pontikis V. // J. of Mat. Sci. Vol. 47, № 3. 2012. pp. 1471-1479.
4. Физическая химия силикатов / Под. ред. А.А. Пашенко. Киев: Вища школа, 1977. 384 с.
5. Lutsyk V.I., Zelenaya A.E., Savinov V.V. // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2011. V. 18. № 11.
6. Lutsyk V.I., Zelenaya A.E., Zyryanov A.M. // Crystallography Reports. 2009. V. 54. P. 1300.
7. Lukas H.L., Henig E.-T., Petzow G. // Z. Metallkde. 1986. V. 77. P. 360-367.

О ПРИРОДЕ ХРУПКОСТИ КРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Магомедов М.Н.

Россия, ФГБУН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, e-mail: mahmag4@mail.ru

ON THE NATURE OF BRITTLINESS OF THE SEMICONDUCTOR CRYSTALS

Magomedov M.N.

It is shown that brittleness of semiconductor crystals of the carbon-subgroup elements can explain by the dual meaning their pair energy of interatomic interactions. It is cause of the duality their

specific surface energy: if the surface made by the breakup (irreversible way) the specific surface energy more then two times as less, than when the surface made by the elastic deformation (reversible way).

Хрупкость – это свойство материала разрушаться без образования заметных остаточных деформаций. Для хрупких материалов удлинение при разрыве не превышает 2 – 5 %, а в ряде случаев измеряется долями процента. Элементарные полупроводники (алмаз, кремний, германий) характерны своей хрупкостью, что связано с ковалентным характером химической связи. Температура хрупко-вязкого перехода у них разная, но при всех условиях хрупкость сохраняется до температур, значительно больших относительно температуры плавления, чем у металлов. При этом температура хрупко-вязкого перехода тем выше, чем меньше доля металлической связи.

Природа хрупкости элементарных полупроводников до сих пор не ясна [1]. Более того, неясно – почему при изгибе этих кристаллов сразу образуются трещины без пластического течения?

В [2, 3], исходя из экспериментальных данных, были определены параметры парного потенциала межатомного взаимодействия Ми-Леннарда-Джонса для элементов подгруппы углерода:

$$\Phi(r) = \frac{D}{(b-a)} \left[a \left(\frac{r_0}{r} \right)^b - b \left(\frac{r_0}{r} \right)^a \right], \quad (1)$$

где D и r_0 – глубина и координата минимума потенциальной ямы, $b > a$.

Так как для элементов подгруппы углерода энергия нулевых колебаний на два-три порядка меньше, чем энергия межатомной связи, то для определения параметров r_0 , b и a можно с хорошей точностью использовать выражения следующего вида [2, 3]:

$$r_0 = (6 k_p V_{00} / \pi N_A)^{1/3}, \quad b = 6 \gamma_{00} - 2, \quad a = 3 [B'(P)_{00} - 2] - b. \quad (2)$$

Здесь V – молярный объем кристалла, N_A – число Авогадро, k_p – коэффициент упаковки структуры, $\gamma = - [\partial \ln(\Theta) / \partial \ln(V)]_T$ – параметр Грюнайзена, $B_T = -V (\partial P / \partial V)_T$ – модуль упругости, $B'(P) = \partial B_T / \partial P$ – производная модуля упругости по давлению. Индекс "00" означает, что данная величина определена при нулевых значениях температуры и давления: $T = 0$ К, $P = 0$.

Глубина потенциальной ямы была определена двумя способами: из B_{00} – модуля упругости, и из L_{00} – энергии атомизации (на атом) при $T = 0$ К и $P = 0$ [2, 3]:

$$D = 3\pi B_{00} r_0^3 / (k_n k_p a b) \quad \text{и} \quad D_s = (2 / k_n) L_{00}, \quad (3)$$

где k_n – первое координационное число: $k_n = 4$ – для структуры алмаза, $k_n = 12$ – для ГЦК свинца.

В **таблице 1** представлены: m – масса атома, γ_{00} , $B'(P)_{00}$, B_{00} , L_{00} – это экспериментальные данные из [2, 3], а остальные параметры межатомного потенциала (1) определены из (2) и (3).

Element	m a.u.m.	γ_{00}	$B'(P)_{00}$	B_{00} GPa	L_{00} eV	r_0 10^{-10} m	b	a	D eV	D_s eV	ΔD eV	d eV
C-diam	12.01	0.965	4.00	443.0	7.36	1.545	3.79	2.21	8.43	3.68	4.75	0.535
Si	28.09	1.00	4.16	97.7	4.64	2.351	4.00	2.48	5.54	2.32	3.22	0.450
Ge	72.59	1.05	4.35	74.9	3.88	2.450	4.30	2.75	4.03	1.94	2.09	0.075
α -Sn	118.7	1.072	4.44	42.6	3.12	2.798	4.43	2.79	3.15	1.56	1.59	0.015
Pb	207.2	2.7	7.52	45.0	2.03	3.500	14.2	2.38	0.378	0.338	0.04	-0.15

Оказалось, что глубина межатомного потенциала, восстановленная из модуля упругости (D), приблизительно в два раза больше той величины, что следует из энергии атомизации кристалла (D_s). Причем, разница: $\Delta D = D - D_s$, уменьшается с ростом m , и для свинца становится равной нулю: $\Delta D(\text{Pb}) \approx 0$. Так как $\Delta D \approx D/2$, то сделан вывод, что внутри ковалентного кристалла связь между парой атомов является двойной. Но две эти связи не равнозначны по величине: одна «слабая», а другая «сильная». Причем разница между энергиями «сильной» и «слабой» связи: $d = \Delta D - (D/2)$, растет с ростом величины D , либо при уменьшении m . Особенностью данной двойной связи является так же и то, что для ее разрушения достаточно оборвать самую слабую из двух связей.

Было показано, что при упругой (обратимой) деформации ковалентного кристалла работают одновременно сильное и слабое звенья ковалентной связи и глубина потенциала (1) равна D . Именно из значения D и необходимо рассчитывать такие параметры, при измерении

которых не происходит разрыва межатомных связей: скорость звука, температура Дебая, коэффициент теплового расширения. Но при пластической (необратимой) деформации ковалентного кристалла рвутся только слабые звенья связи, и глубина потенциала (1) определяется величиной D_s . Поэтому из величины D_s определяются такие (связанные с разрывом межатомных связей) параметры, как энергия сублимации, поверхностная энергия, энергия образования вакансий и самодиффузии атомов [3-6].

Удельную (на единицу площади) поверхностную энергию кристалла можно рассчитать как из величины D (эта поверхностная энергия σ определит упругий (обратимый) прирост поверхности), так и из величины D_s (здесь поверхностная энергия σ_s определит необратимый прирост поверхности). Если при бесконечно малом изгибе кристалла создается новая поверхность, то создать этот прирост площади поверхности δS можно как путем упругого сгиба (тогда значение σ определится из D), так и путем хрупкого разрыва поверхности кристалла (тогда значение σ_s определится из D_s).

Из полученных нами результатов (см. табл. 2) следует, что для алмаза, Si и Ge энергетически выгоден первый путь: при деформации кристаллу выгодно расколоться, ибо выигрыш в энергии (ΔE) будет больше, чем энергия, затраченная на создание поверхности раскола: $\Delta E/(\delta S \sigma_s) \cong (\sigma - \sigma_s)/\sigma_s > 1$. Этого выигрыша нет в случае металла (Pb), ибо для него $\sigma = \sigma_s$. Поэтому при деформации металла упругая ветвь деформации переходит при больших значениях δS в пластическую ветвь.

В **таблице 2** показаны значения удельной поверхностной энергии для грани (100) кристалла при температурах 300 К – первая строка и 3000 К – вторая строка, рассчитанные по методу из [3, 5, 6] из потенциала (1) как с величиной D , так и с D_s . Также представлены значения абсолютной и относительной (к величине σ_s) разницы рассчитанных величин поверхностной энергии.

Crystal	$\sigma(100)$ 10^{-3} J/m^2	$\sigma_s(100)$ 10^{-3} J/m^2	$\sigma - \sigma_s$ 10^{-3} J/m^2	$(\sigma - \sigma_s)/\sigma_s$
C-diam	14058.20	6114.75	7943.45	1.2991
Si	3995.87	1665.18	2330.69	1.3997
Ge	2674.82	1280.95	1393.87	1.0882

Вывод: хрупкость полупроводниковых кристаллов из элементов подгруппы углерода можно объяснить двойственным значением их парной энергии межатомного взаимодействия. Это приводит к двойственности их удельной поверхностной энергии: при создании поверхности путем разрыва удельная поверхностная энергия более чем в два раза меньше, чем при создании поверхности путем упругой деформации.

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН (проект № П-2.1) и РФФИ (грант № 12-08-96500-р-юг-а).

Список литературы

1. *Mattoni A., Ippolito M., Colombo L.* Atomistic modeling of brittleness in covalent materials // Physical Review B. 2007. V. 76, № 22. 224103(7).
2. *Магомедов М.Н.* О природе ковалентной связи в кристаллах подгруппы углерода // Журнал Неорганической Химии. 2004. Т. 49, № 12. С. 2057 – 2067.
3. *Магомедов М.Н.* Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: Физматлит, 2010. 544 с.
4. *Магомедов М.Н.* Параметры самодиффузии в кристаллах подгруппы углерода // Физика и Техника Полупроводников. 2010. Т. 44, № 3. С. 289 – 301.
5. *Магомедов М.Н.* О поверхностных свойствах наноалмаза // Физика Твёрдого Тела. 2010. Т. 52, № 6. С. 1206 – 1214.
6. *Магомедов М.Н.* О поверхностной энергии и давлении для нанокристаллов алмаза и кремния // Поверхность. Рентген., синхротр., и нейтрон. исслед. 2011, № 7. С. 104 – 110.

ИЗМЕНЕНИЕ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ ПЛАСТИЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Мацевитый В.М., Вакуленко К.В., Казак И.Б.

Украина, Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины, matsevlad@ipmach.kharkov.ua

CHANGE OF A COERCIVE FORCE OF PLASTIC STEELS IN ACTIVE TENSION

Matsevity V.M., Vakulenko K.V., Kazak I.B.

Legitimacies of change of a coercive force of constructional steels in a state of delivery are investigated at their fissile tension down to fracture. The linear relation of a gain of a coercive force from $\sqrt{\rho}$, where ρ - a medial dislocation density is confirmed.

В настоящее время в связи с острой проблемой ресурса дорогостоящего оборудования, большое внимание уделяется возможности определения остаточного ресурса металлоконструкций путем использования методов неразрушающего контроля состояния материалов. В частности, для стальных изделий, материал которых имеет достаточно большой запас пластичности, с успехом применяется метод измерения коэрцитивной силы.

В основе метода лежит предположение о том, что пластичные стали (это могут быть стали после нормализации, отжига, либо стали в состоянии поставки после горячей прокатки иликовки) в процессе статического нагружения, а также при циклическом нагружении в области малоциклового усталости, разрушаются после достижения определенного уровня коэрцитивной силы. Предполагается, что этот уровень соответствует максимальной нагрузке при активном растяжении стали, т.е. по существу – достижению σ_b . В основе влияния структуры сталей на их коэрцитивную силу лежат силовые и энергетические взаимодействия перемещающихся при перемещении ферромагнетика доменных границ с дефектами кристаллической решетки, а также участие «виновников» ферромагнетизма – электронов недостроенных d -оболочек атомов в формировании сил межатомной связи. По этой причине любое нагружение сил межатомной связи сразу же отражается на магнитных свойствах металла. Считают, что величина коэрцитивной силы является функцией расстояния между дислокациями в металле: чем меньше расстояние между дислокациями, тем больше коэрцитивная сила: $H_c \sim A/S$, где A – постоянная для конкретного материала, а S – расстояние между дислокациями. Нетрудно показать, что в этом случае

$H_c \sim K \sqrt{\rho}$, где ρ – средняя плотность дислокаций, K – постоянная для конкретного материала.

Цель настоящей работы состояла в изучении закономерностей изменения коэрцитивной силы конструкционных сталей – ст.3 и 60С2 в состоянии поставки при их активном растяжении вплоть до разрушения.

Образцы деформировались растяжением на разрывной машине УИМ-50М. Коэрцитивная сила определялась на структуроскопе-коэрцитиметре КРМ-Ц-К2М (прибор Харьковской фирмы «Специальные научные разработки») как среднее нескольких измерений. Измерения осуществлялись на образцах после заданной деформации или разрушения.

На кривых зависимости истинного напряжения течения $\sigma_{ист}$ от $\epsilon_{пл}$ четко просматривается упрочнение металла (рис. 1). К моменту начала развития шейки (этому моменту соответствует последняя точка на кривых $\sigma_{ист} = \sigma_{ист}(\epsilon_{пл})$) металл получает значительное упрочнение. Хотя на стадии развития шейки принципиально упрочнение может еще несколько увеличиться, в основном, развитие шейки сопровождается разупрочнением, что хорошо фиксирует коэрцитивная сила. При этом уменьшается и усилие растяжения, однако, в отличие от коэрцитивной силы уменьшение усилия связано, в основном, с быстрым уменьшением площади поперечного сечения образца в шейке, а не с разупрочнением металла. Причиной структурного разупрочнения металла, как известно, является уменьшение плотности дислокаций в нем в связи с динамическим отдыхом, кроме этого, разупрочнению может способствовать увеличение концентрации субмикроразрушений. Оба эти процесса обеспечивают снижение внутренних напряжений, что и приводит к уменьшению коэрцитивной силы. Весьма интересным представляется анализ зависимости приращения коэрцитивной силы при деформации от величины $(\sigma_{ист} - \sigma_{0,2})$ – рис. 2. Как видно из рисунка указанная зависимость имеет линейный характер для исследованных сталей, хотя углы

наклона прямых для разных сталей отличаются. Линейный характер этих зависимостей позволяет не только определить значения ΔH_c , соответствующие условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ сталей (это достигается экстраполяцией прямых до пересечения с осью ординат), но и получить косвенное подтверждение того, что коэрцитивная сила, действительно, пропорциональна $\sqrt{\rho}$, где ρ – средняя плотность дислокаций.

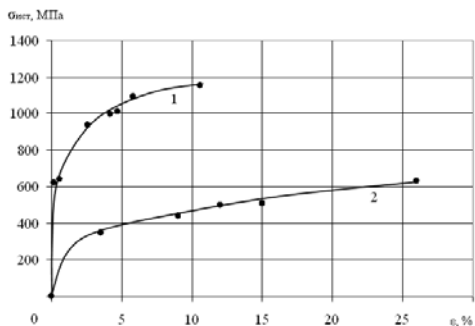


Рис. 1. Зависимость $\sigma_{ист}$ от пластической деформации растяжением образцов из стали 60С2 (кривая 1) и ст.3 (кривая 2)

Действительно, линейную зависимость ΔH_c от $(\sigma_{ист} - \sigma_{0,2})$ можно представить в виде $\Delta H_c = (\sigma_{ист} - \sigma_{0,2})\beta + (\Delta H_c)_{\sigma_{0,2}}$. Поскольку известно, что напряжение течения

$\sigma_T = \sigma_0 + \alpha Gb\sqrt{\rho}$, где σ_0 – предел текучести материала, G – модуль сдвига, b – вектор

Бюргерса, α – коэффициент, то можно утверждать, что $\Delta H_c = \alpha Gb\beta\sqrt{\rho} + (\Delta H_c)_{\sigma_{0,2}}$.

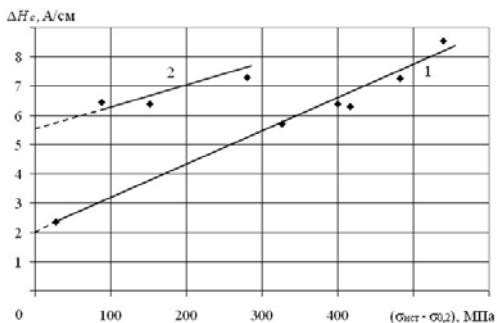


Рис. 2. Зависимости приращения коэрцитивной силы от величины $\sigma_{ист} - \sigma_{0,2}$ стали 60С2 (кривая 1) и ст.3 (кривая 2)

Таким образом, установлено, что положение, принятое в практике использования H_c для определения критических состояний незакаленных сталей перед разрушением, заключающееся в том, что критическому состоянию соответствует уровень H_c , достигаемый при максимальной растягивающей нагрузке, можно считать обоснованным.

Анализ поведения истинного растягивающего напряжения при растяжении показал, что эта характеристика нагляднее отражает динамику упрочнения и разрушения металла. При этом установлено, что для рассматриваемых сталей прирост коэрцитивной силы линейно зависит от $\sqrt{\rho}$, где ρ – средняя плотность дислокаций.

АНАЛИЗ УСТОЙЧИВОСТИ И АДАПТИВНОСТИ ПЕРЕХОДНЫХ ФАЗ ВЛИЗИ ТОЧКИ ПЛАВЛЕНИЯ ГЕРМАНИЯ

Машкина Е.С.

Россия, Воронежский государственный университет, e-mail: me22-1@phys.vsu.ru

ANALYSIS OF RIGIDITY AND ADAPTABILITY OF TRANSIENT PHASES NEAR GERMANIUM MELTING POINT

Mashkina E.S.

On basis of experimental data, which obtained during study of Ge transient states at the melting, calculation of clusters radii have been calculated. Measures of steadiness of transient cluster structures have been analysed. Weakening of correlations in system at the expense of heating rate decrease leads to decrease of clusters size and steadiness lowering.

С помощью проведенных нами исследований выявлено, что при плавлении кристаллических веществ в динамических и квазистатических режимах вблизи точки плавления возникают особые диссипативные состояния [1]. Особенности этих состояний следующие: система становится чувствительной к внешним воздействиям по мере приближения к точке фазового перехода (T_m); при достижении критической точки – температуре начала эффекта предплавления (T_{pre-m}) происходит скачкообразное флуктуационное выделение тепла, которое связано с изменением структуры вещества – возникновением кластеризованных фаз предплавления. Таким образом, переход системы в диссипативное состояние связан с нарушением устойчивости системы.

В настоящей работе проводится анализ устойчивости кластерных фаз предплавления германия к структурным перестройкам на основе универсального алгоритма самоорганизации структур в системах с управляемой обратной связью.

Тепловые флуктуации переходных фаз предплавления Ge в квазистатическом ($v=1$ К/мин) и динамическом ($v=5, 10$ К/мин) режимах исследовались методом вейвлет-анализа. Выявляя локальные особенности сигнала на разных масштабах, мы можем изучать локальные свойства процесса, выделяя характеристические частоты флуктуационного процесса [2]. С помощью спектра энергии коэффициентов вейвлет-преобразования $E_w(a,b)=W^2(a,b)$ – скейлограммы определяется коэффициент самоподобия β , который указывает на степень коррелированности разных частотных компонент. Анализ спектральных данных показал, что в случае предплавления Ge коэффициент самоподобия флуктуаций теплоты диссипации β при переходе от квазистатического режима ($\beta=2.1$) к динамическому ($\beta=1.8$) уменьшается.

При неравновесных фазовых переходах частота флуктуаций теплоты диссипации в конденсированных средах связана с характеристической длиной корреляции A_c , определяющей размеры кластеров переходных фаз при плавлении [3]:

$$f = \Delta t_{01}^{-1} \exp \left[-\frac{3A_c^3 z(T)}{2} \left(\frac{\delta T_{pre-m}}{T} \right)^2 \right], \quad \Delta t_{01} \approx \frac{A_c^2 a}{c_0}, \quad (1)$$

где t_{01} – время жизни тепловой флуктуации, A_c – характеристическая длина корреляции; a – межатомное расстояние, $z(T)$ – теплоемкость на одну степень свободы, δT_{pre-m} – температурный интервал предплавления. Через характеристическую длину корреляции A_c оценивался средний радиус кластеров r , формирующихся на этапе предплавления, который в различных кинетических режимах составил 14.2 \AA , 24.5 \AA и 20.1 \AA при скоростях нагревания $v=1, 5$ и 10 К/мин соответственно.

Для количественного описания устойчивости кластеризованных фаз предплавления германия к структурным перестройкам нами использован универсальный алгоритм самоорганизации структур в системах с управляемой обратной связью [4]. Согласно [4] устойчивость системы контролируют критические значения управляющих параметров.

Определим меру устойчивости кластеров, формирующихся на этапе предплавления Ge в различных кинетических режимах. Поскольку в нашем случае флуктуации теплоты диссипации предплавления f зависят от характеристической длины корреляции A_c , определяющей радиус кластеров в предплавлении (соотношение (1)), то интегральная частота тепловых флуктуаций выступает как индикатор динамической кластеризации фаз предплавления и рассматривается как

управляющий параметр. Следовательно, изменение $A_m(f)$ будет характеризовать изменение устойчивости кластеров фаз предплавления Ge в различных кинетических режимах. В этом случае мера устойчивости кластерной структуры фазы предплавления представляется в виде:

$$A_m(f) = f_i / f_{i+1} = \Delta_1^{1/m}, \quad (3)$$

где f_i и f_{i+1} – предыдущее и последующее критическое значение управляющего параметра; Δ_1 – мера устойчивости структуры (константа самоподобия структурных перестроек); m – показатель способности структуры к перестройке или показатель обратной связи. Характерные частоты определялись программно сечением вейвлет-диаграммы по экстремумам для каждого временного интервала.

Значения Δ_1 , характеризующие образование кластерной структуры предплавления Ge, отвечают спектру чисел обобщенной золотой пропорции и имеют колебательный характер. В условиях сильной корреляции при скорости нагревания $v=5$ К/мин мера устойчивости кластерной структуры фаз предплавления Ge выше ($\Delta_{1cp}=0.324$), чем в динамическом режиме нагревания при $v=10$ К/мин ($\Delta_{1cp}=0.285$) и сравнима со средней мерой устойчивости кластерной структуры предплавления, формируемой при квазистатистическом режиме нагревания ($\Delta_{1cp}=0.324$).

Рассмотрим соотношение адаптивности системы к структурным перестройкам A_m с показателем обратной связи. Для этого построим зависимости меры устойчивости Δ_1 от A_m , т.е. спектр мер устойчивости кластерной структуры фазы предплавления, отражающий тип обратной связи. На рис. 1(а-в) приведены теоретические спектры мер устойчивости $\Delta_1(A_m)$ (сплошные линии) при значениях $m=1, 2, 4, 8 \dots$ и определяемые экспериментально как $A_m=f_i/f_{i+1}$ (точки) значения мер устойчивости кластерной структуры фаз предплавления Ge, формирующейся в различных кинетических режимах.

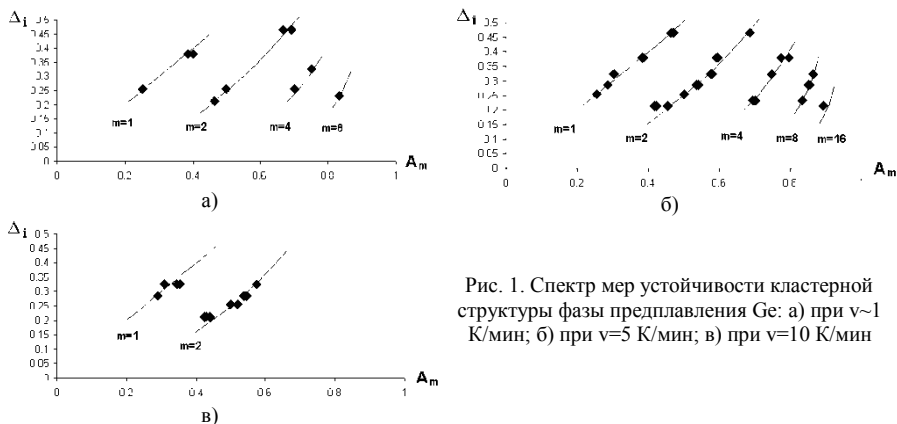


Рис. 1. Спектр мер устойчивости кластерной структуры фазы предплавления Ge: а) при $v \sim 1$ К/мин; б) при $v=5$ К/мин; в) при $v=10$ К/мин

Из приведенных спектров видно, что для Ge показатель обратной связи m в условиях сильной корреляции, изменяется в пределе от 1 до 16 при $v=5$ К/мин и от 1 до 2 при $v=10$ К/мин. Для Ge в условиях сильной корреляции характерно образование кластерных структур предплавления как по мультипликативному (геометрическое подобие системы), так и репликативному (качественное изменение структуры вещества) механизмам. Однако в квазистатистическом режиме, в условиях слабой корреляции влияние линейной обратной связи ослабевает.

[1] Машкина Е.С., Гречкина М.В. // Конд. среды и межфазн. границы. 2013. Т. 15. № 1. С.28-33.

[2] Астафьева Н.М. // УФН. 1996. Т. 166. № 11. С.1145-1170.

[3] Khaib Yu.L. // Phys. Stat. Sol. (b). 1985. V.131. P. K19-K22.

[4] Иванова В.С. Введение в междисциплинарное наноматериаловедение. М.: Сайнс-Пресс, 2005. 208с.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X18H10T, ЛЕГИРОВАННОЙ ВОДОРОДОМ

Мельников Е.В., Кретов Ю.Л.¹, Тукеева М.С., Майер Г.Г.,
Кошовкина В.С.¹, Астафурова Е.Г.

Россия, Федеральное государственное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, melnickov-jenya@yandex.ru

¹Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

THE STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS UNDER PLASTIC DEFORMATION OF Fe-18Cr-10Ni-Ti METASTABLE AUSTENITIC STEEL ALLOYED WITH HYDROGEN Melnikov E.V., Kretov Y.L., Tukeeva M.S., Mayer G.G., Koshovkina V.S., Astafurova E.G.

The effect of rolling combined with a reversible hydrogen doping on the structural and phase transformations in Fe-18Cr-10Ni-Ti austenitic stainless steel was investigated. Hydrogen alloying promotes the strain-induced $\gamma\text{-}\alpha'$ and $\gamma\text{-}\epsilon$ martensitic transformations under rolling. Electrolytic hydrogen saturation increases α' -phase volume fraction in steel Fe-18Cr-10Ni-Ti compared with the state after rolling without hydrogenation. This effect increases with increasing in time and current density under hydrogenation.

Проблема водорода в металлах и сплавах постоянно находится в центре внимания широкого круга исследователей - физиков, химиков, металлургов и др. Присутствие водорода в аустенитных нержавеющей сталях может привести к охрупчиванию или, наоборот, пластификации материала, способствовать $\gamma\text{-}\epsilon$ мартенситным превращениям за счет понижения энергии дефекта упаковки стали [1]. В связи с этим представляется интересным рассмотреть влияние наводороживания на механизмы структурно-фазовых превращений при пластической деформации промышленно используемых аустенитных сталей. В работе исследовали влияние плоской прокатки, комбинированной с обратимым легированием водородом, на структурно-фазовые превращения в метастабильной аустенитной стали X18H10T.

Термическую обработку исходных заготовок стали X18H10T проводили в среде гелия при температуре 1100°C в течение 1 часа с последующей закалкой в воду. Образцы для испытаний были вырезаны на электроискровом станке в форме прямоугольных пластин с размерами 15×11×1,5 мм. Поврежденный при резке поверхностный слой на образцах удаляли химическим травлением в растворе: 2 части HNO₃ + 3 части HCl. Затем образцы подвергали механической шлифовке и электролитической полировке в растворе 25 гр CrO₃ + 210 мл H₂PO₄.

Насыщение образцов водородом осуществляли в однонормальном растворе серной кислоты H₂SO₄ с добавлением тиомочевины CH₄N₂S при 300 К и плотностях тока 10, 100, 200 мА/см². Время наводороживания составляло 5, 10, 25, 50 часов. Пластическую деформацию проводили непосредственно после наводороживания методом плоской прокатки до степеней обжатия (ϵ) 25, 50, 75 и 90%.

Механические свойства (микротвердость) изучали на микротвердомере Duramin 5 с нагрузкой 200 г. Исследования фазового состава и структурных параметров стали X18H10T проводили на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 (с монохроматором) с использованием CuK α излучения. Фазовый состав стали определяли по данным рентгеноструктурного анализа с учетом текстуры, перед съемкой поверхностный слой образцов удаляли механической шлифовкой и электролитической полировкой. Особенности зеренной структуры и фазовый состав изучали методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-анализ) с использованием сканирующих электронных микроскопов со сфокусированными ионным и электронным пучками Quanta 200 3D и Quanta 600 FEG при ускоряющем напряжении 30 кВ с гексагональной постановкой точек и шагом 0,05-0,15 мкм.

Анализ рентгенограмм и EBSD-карт, полученных для исходного состояния (после закалки) образцов стали X18H10T, показал, что структура в основном состоит из аустенита (ψ - фаза) с параметром решетки $a=3,5999\text{\AA}$, и феррита менее 5% ($a=2,880\text{\AA}$). Структура является крупнозернистой, средний размер зерна аустенита составляет 10,6 мкм.

В образцах прокатанных без введения водорода зерно изменяется по сравнению с исходным состоянием, а также реализуется наведенное деформацией $\gamma\text{-}\alpha'$ -фазовое превращение.

По данным рентгенофазового анализа объемная доля α' -фазы нелинейно возрастает при пластической деформации (рис. 1, кривая —■—). Полученные данные согласуются с результатами работы [2], где объемное содержание α' -фазы определяли методами рентгенофазового и магнитофазового анализа.

Анализ рентгенограмм стали X18H10T после электролитического насыщения водородом в течение 5 часов и последующей пластической деформации показал, что с повышением плотности тока и степени деформации увеличивается объем α' -фазы по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания. (рис. 1, кривые —●—, —▲—, —▼—). После прокатки до $\epsilon=90\%$ независимо от режима обработки структура состоит преимущественно из феррита (рис. 1). В структуре образцов методом дифракции обратнорассеянных электронов обнаружен ϵ -мартенсит, которого не было в исходном состоянии и в образцах, которые подвергали прокатке без наводороживания. Появление наведенного деформацией γ - ϵ -мартенситного превращения ранее также было установлено и в работах [1,3] при одноосном растяжении наводороженных образцов стали 12X18H10T и AISI 321.

Увеличение времени электролитического насыщения водородом также приводит к росту объемной доли феррита после пластической деформации до 75% (рис. 2). Интенсивное увеличение содержания α' -фазы в структуре прокатанных образцов наблюдается при предварительном наводороживании до 10 часов, далее объемная доля феррита снижается с увеличением времени наводороживания (рис. 2).

Микротвердость стали X18H10T в исходном состоянии составляла 1,8 ГПа, а после прокатки увеличилась до 4,0 ГПа ($\epsilon=50\%$), 4,3 ГПа ($\epsilon=75\%$) и 4,8 ГПа ($\epsilon=90\%$). Дополнительное легирование образцов водородом перед прокаткой не изменяет микротвердость образцов принципиальным образом и слабо зависит от режима наводороживания, 4,1 ГПа ($\epsilon=50\%$), 4,4 ГПа ($\epsilon=75\%$), 4,8 ГПа ($\epsilon=90\%$).

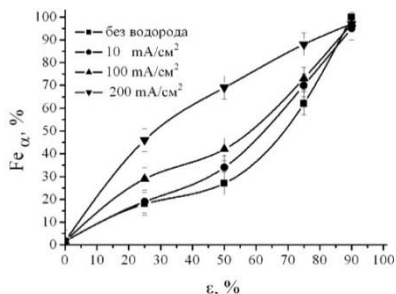


Рис. 1. Содержание α' -фазы в стали X18H10T в зависимости от степени прокатки для образцов без водорода (—■—) и после насыщения водородом по разным режимам: —●— $j=10$ мА/см², —▲— $j=100$ мА/см², —▼— $j=200$ мА/см². Время насыщения водородом 5 часов

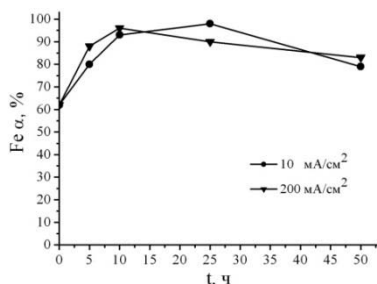


Рис. 2. Содержание α' -фазы в стали X18H10T после наводороживания и прокатки до 75% в зависимости от времени наводороживания и плотности тока: —●— $j=10$ мА/см², —▼— $j=200$ мА/см²

Таким образом, проведенные исследования показали, что введение водорода перед прокаткой аустенитной нержавеющей стали X18H10T способствует наведенным деформацией γ - α' и γ - ϵ мартенситным превращениям. Объемная доля феррита при электролитическом насыщении водородом перед прокаткой увеличивается по сравнению с состоянием после прокатки без наводороживания. Эффект усиливается с увеличением времени и с повышением плотности тока при наводороживании.

Литература

1. Е.И. Купрекова, К.В. Климова, И.П. Чернов, Ю.В. Черданцев. Влияние водорода и рентгеновских квантов на механические свойства стали 12X18H10T // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, 2008. № 3. С. 82–86

2. Э.С. Горкунов, С.М. Задворкин, Е.А. Коковихин, Е.А. Туева, Ю.В. Субачев, Л.С. Горулева, А.В. Подкорытова. Закономерности деформации прокаткой и одноосным растяжением на структуру, магнитные и механические свойства армо-железа, стали 12Х18Н10Т и составного материала «сталь 12Х18Н10Т – армо-железо – сталь 12Х18Н10Т» // Дефектоскопия. – 2011. - № 6 – С. 16-30.

3. P. Rozenak, L. Levin, D. Eliezer. Hydrogen effects on phase transformations in austenitic stainless steels // Journal of Materials Science, 1984. V.19. P.567–573.

ЗАРОЖДЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ КРИВИЗНЫ В ПОЛЕ МОМЕНТОВ СИЛ НА МЕЖЗЁРЕННЫХ ГРАНИЦАХ ПОЛИКРИСТАЛЛА

Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Панин В.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, mdd@ispms.tsc.ru

GENERATION OF LOCAL CURVATURE IN FIELD OF COUPLE FORCES AT GRAIN BOUNDARIES OF POLYCRYSTAL

D.D. Moiseenko, P.V. Maksimov, V.E. Panin

Experimental and theoretical base of account of curvature in multiscale approach to computer simulation is observed. According to this base behaviour of interfaces as self-consistent planar subsystems in loaded polycrystal is simulated. Hybrid discrete-continual method of excitable cellular automata uses synergetic principles of discrete switches and continuum mechanics laws. With the help of this method complex investigation of dynamics of matter and energy flows along grain boundaries is realized. It is shown that these flows obtain rotational-wave nature and depend on conditions of loading of grain boundary.

Традиционно, проблемы, связанные с теоретическим описанием пластического течения материала и прогнозированием его прочности, рассматривались вне закона самосогласования процессов на различных структурно-масштабных уровнях. В то же время, в течение последних двадцати лет интенсивно развивается новая парадигма – физическая мезомеханика материалов, где деформируемое твёрдое тело рассматривается как многоуровневая иерархически организованная система. В многоуровневом подходе учитывается самосогласованное развитие процессов пластического течения на нано-, микро-, мезо- и макромасштабном уровнях. Очень важным аспектом новой парадигмы является рассмотрение поверхностных слоёв и всех интерфейсов в деформируемом твёрдом теле как самостоятельных двумерных подсистем, в которых пластическое течение распространяется по механизму нелинейных волн локальных структурных трансформаций. В рамках многоуровневого подхода к моделированию деформации и разрушения твёрдого тела с внутренними границами раздела наименее разработанным является вопрос об атомных механизмах распространения нелинейных волновых потоков в планарной подсистеме, описываемых теорией [1]. В последние годы была разработана неевклидова модель сплошной среды, для которой в качестве существенного параметра, характеризующего структуру дефектов в материале, выбрана скалярная кривизна [2].

В настоящей работе проведено моделирование процессов формирования кривизны в поле действия потоков энергии на межзёрнных границах с учётом моментных напряжений на базе дискретно-континуального метода возбудимых клеточных автоматов [3-4]. В рамках данного метода каждый элемент объёма пространства моделируется в виде активного элемента, состояние которого характеризует локальный отклик среды, а также реализуется явный учёт межзёрнных границ в поликристалле. Существенной частью метода являются алгоритмы расчёта локальных векторов моментов сил. Также одним из крайне важных параметров является завихрённость потока массопереноса вдоль интерфейса, возникающая вследствие наличия кривизны.

Для исследования формирования кривизны вдоль межзёрнных границ проведён численный эксперимент по изгибу алюминиевого образца с тройным стыком зёрен. Схема нагружения и общий вид образца представлены на рис. 1. Образец промоделирован посредством клеточного автомата размером 10Х60Х60 мкм с ГЦК упаковкой элементов размером 1 мкм. Начальные деформации и напряжения элементов заданы равными нулю, скорость деформации постоянна и равна $0,01 \text{ с}^{-1}$.

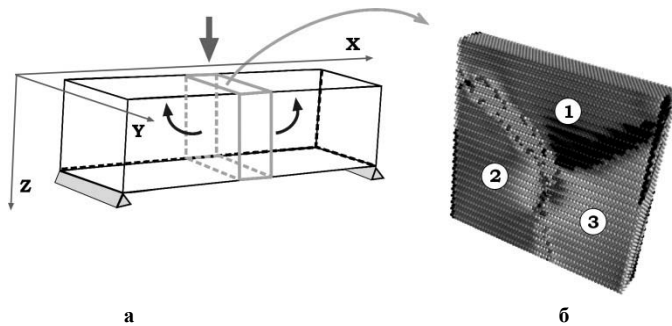


Рис. 1. Схема нагружения (а) и результат моделирования (б) алюминиевого образца с тройным стыком зёрен при поперечном изгибе. Различные зёрна обозначены цифрами в кружках.

Для более детального анализа поведения материала в области интерфейсов построено распределение десятичных логарифмов компонент Z локальных моментов сил. Из рис. 2 видно, что компоненты моментов сил формируют волну кручения, распространяющуюся вдоль границы между зёрнами 2 и 3 в области тройного стыка. Наряду с этим, полуволна внутри эллипса на рис. 2, а, формирует специфическую «островковую структуру» в теле зерна 3 в зоне тройного стыка.

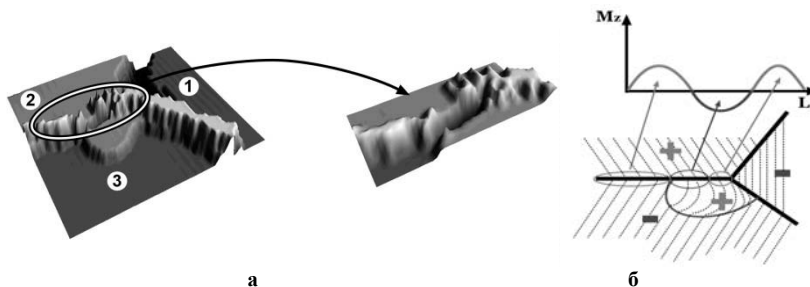


Рис. 2. Формирование кривизны вдоль межзёрненной границы в поле моментов сил: а) распределение десятичных логарифмов компонент Z моментов сил; б) схема распределения знаков компонент Z моментов сил в данной структуре. Различные зёрна обозначены цифрами в кружках

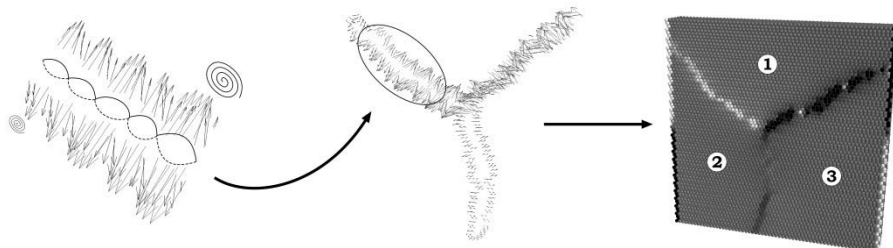


Рис. 3. Формирование ротационной волны в векторном поле моментов сил вдоль границы зёрен.

Островковая зона в поле компонент Z моментов сил растёт с увеличением нагрузки, причём знак этих компонент внутри зоны противоположен знаку компонент в теле зерна. Этот процесс говорит о начале фрагментации зёрен вследствие локальной кривизны интерфейса вблизи тройного стыка. Схематически это представлено на рис. 2,б. По данным этого же

численного эксперимента были построены векторные поля моментов сил, формирующихся вдоль исследуемых интерфейсов. Обнаружено, что векторы моментов сил вдоль интерфейса между зёрнами 1 и 2 образуют периодическую структуру в виде затухающей ротационной волны (см. рис. 3).

Наличие областей положительных и отрицательных компонент Z моментов сил на границах зёрен порождает локальное изменение кривизны материала, что должно привести к зарождению ротационно-волновых потоков дефектов вдоль межзёрненной границы. Эти ротационно-волновые потоки в условиях высокой локальной кривизны являются причиной локального структурно-фазового распада материала, вызывающего его разрушение по схеме волны переключения.

Все проведённые теоретические исследования находятся в хорошем согласии с экспериментом.

Литература

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Деформируемое твёрдое тело как нелинейная иерархически организованная система // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т.14. – №3. – С. 7–26.
2. Гузев М.А. Структура поля напряжений и перемещений в неевклидовой модели сплошной среды // Механика деформируемого твёрдого тела: Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2011. – № 4. – С. 1461-1462.
3. Моисеенко Д.Д., Почивалов Ю.И., Максимов П.В., Панин В.Е. Возникновение поворотных мод деформации в приграничных зонах зёрненной структуры в нагруженном поликристалле // Физическая мезомеханика. - 2013. – Т. 16. - № 1. – С. 39-49.
4. Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. Роль локальной кривизны в механизме зернограничного скольжения при деформации поликристалла // Физическая мезомеханика. - 2013. – Т. 16. - № 3. – в печати.

ВЛИЯНИЕ ЛОВУШЕК НА ДИФФУЗИОННУЮ КИНЕТИКУ В КРИСТАЛЛАХ

Наими Е.К., Супрун И.Т.

Россия, НИТУ МИСЦuС, e.naimi@mail.ru, suprunit@mail.ru

INFLUENCE OF TRAPS ON DIFFUSIV KINETICS IN CRYSTALS

Naimi E.K., Suprun I.T.

Diffusion of impurity atoms in a crystal containing traps is considered. Time dependence of a stream of impurity on border can have a peak form under certain conditions. The formulas connecting time coordinate of peak with frequencies of jumps of diffusive atom, and also asymptotic expressions for initial and final times sites of a stream are received. Similar expressions are received for quantity of being allocated defects. The received formulas can be used for determination of parameters of diffusive kinetics on time dependence of gas emission.

Дефекты структуры в реальных кристаллах могут служить ловушками для диффундирующих атомов и изменять характер диффузионных процессов в кристалле. Исследуя временную зависимость потока выделяющихся примесей (скорости газовой выделенной), можно определить основные параметры диффузионной кинетики и концентрацию ловушек.

Рассмотрим простейшую модель диффузионной кинетики в кристалле, содержащем ловушки. Система уравнений диффузионной кинетики в такой среде имеет вид

$$\begin{cases} \frac{\partial n}{\partial t} = D \frac{\partial^2 n}{\partial x^2} + w_{01}m - \beta w_{10}n \\ \frac{\partial m}{\partial t} = -w_{01}m + \beta w_{10}n \end{cases}$$

Здесь $n(x,t)$ и $m(x,t)$ – плотность примесей в объеме и в ловушках, D – коэффициент диффузии примеси в объеме; w_{10} – частота скачков при диффузии в объеме; w_{01} – частота скачков из ловушки в объем; β – коэффициент, учитывающий плотность ловушек.

Начальные условия примем в виде

$$\begin{cases} n(x, 0) = 0 \\ m(x, 0) = m_0, \end{cases}$$

т.е. предполагаем, что в начальный момент времени все примеси находятся в ловушках. Такая ситуация имеет место, например, при большой пластической деформации в среде жидкого гелия, когда дислокации, являющиеся ловушками для диффундирующих примесей, переносят атомы гелия из поверхности в объем кристалла. При повышении температуры атомы гелия переходят из ядра дислокации в объем кристалла и участвуют в объемной диффузии.

Для функции $n(x, t)$ примем нулевое граничное условие

$$n(0, t) = 0.$$

Используя принцип локального равновесия, когда в качестве первого приближения рассматривается обмен примесными атомами между объемом кристалла и ловушками, а во втором приближении учитывается объемная диффузия, получим выражение для временной зависимости потока примесей на границе

$$J(t) = w_{01} m_0 \sqrt{\frac{D}{\pi}} \int_0^t \frac{e^{-w_0 \tau} d\tau}{\sqrt{t - \tau}},$$

где $w_0 = w_{01} + \beta w_{10}$.

Асимптотика временной зависимости потока при малых и больших t имеет вид

$$J(t) = 2w_{01} m_0 \sqrt{\frac{Dt}{\pi}},$$

$$J(t) = m_0 \sqrt{\frac{Dw_{01}}{\pi w_0 t}}.$$

Из этих формул видно, что при малых t поток возрастает, а при больших – убывает. Следовательно, должен существовать временной пик для функции $J(t)$.

Можно показать, что функция $J(t)$ имеет одну точку экстремума, координата t_m этой точки определяется выражением

$$w_0 t_m = 0,854.$$

Для удобства численного анализа полученных решений введем безразмерные координаты

$$\xi = \frac{x}{a}, \quad \tau = w_{10} t, \quad n_1 = \frac{n}{m_0}, \quad k_1 = \frac{w_{01}}{w_{10}}, \quad k_2 = \frac{w_0}{w_{10}}.$$

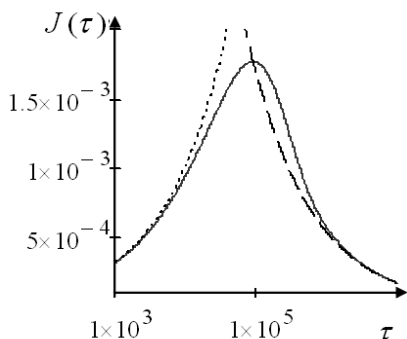
Коэффициент диффузии записан в виде $D = a^2 w_{10}$, где a – постоянная кристаллической решетки. Геометрические факторы, связанные со структурой кристаллической решетки, направлениями скачков и пр., можно учесть в коэффициентах w_{10} и w_{01} . Нормированный поток можно записать в виде

$$J_n(\tau) = \frac{J(\tau)}{a w_{10} m_0} = \frac{k_1}{\sqrt{\pi}} \int_0^\tau \frac{e^{-k_2 \theta} d\theta}{\sqrt{\tau - \theta}}.$$

Примем типичные значения параметров диффузии: энергия активации диффузии $U_1 = 2$ эВ; энергия связи примесного атома с ловушкой $U_0 = 1$ эВ; плотность дислокаций, являющихся ловушками для примесных атомов, $\rho = 10^7$ 1/см²; температура $T = 1000$ К. В этом случае для используемых параметров диффузионной кинетики получим значения:

$w_{10} = 0,86 \text{ 1/c}$; $w_{01} = 8 \cdot 10^{-6} \text{ 1/c}$; $\beta = 2,8 \cdot 10^{-7}$; $w_0 = 8,2 \cdot 10^{-6} \text{ 1/c}$. Для нормированных параметров получим $k_1 = 9,3 \cdot 10^{-6}$, $k_2 = 9,6 \cdot 10^{-6}$.

Результаты вычислений временной зависимости потока показаны на рисунке. Здесь же показаны асимптотические кривые, полученные для малых и больших t .



Появление временного пика $J(t)$ связано с наличием двух механизмов диффузионной кинетики примесей. Если в начальный момент все примеси закреплены в ловушках, то при малых t преобладает процесс перехода примесей из ловушек в объем. На этом этапе поток примесей возрастает. При больших t определяющим является процесс объемной диффузии в среде с ловушками, которому соответствует убывающий поток на границе.

Использование временной зависимости скорости газовой выделения и его асимптотики при малых и больших t позволяет определить частоты скачков и концентрацию ловушек.

Измерения при различных температурах позволят определить энергию активации диффузии примесей и энергию связи примеси с ловушкой.

В более общем случае, когда в начальный момент времени примеси распределены между ловушками и объемом кристалла, появление пика зависит от начального распределения примесей и значений параметров, входящих в уравнения диффузионной кинетики.

О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ФЕРРОМАГНИТНОМ КРИСТАЛЛЕ

Нечаев В.Н., Дежин В.В.

Россия, Воронежский государственный технический университет, viktor.dezhin@mail.ru

ABOUT FUNCTION OF A LINEAR RESPONSE OF A EDGE DISLOCATION IN A FERROMAGNETIC CRYSTAL

Nechaev V.N., Dezhin V.V.

The system of the equations describing small vibrations of a edge dislocation in a ferromagnetic crystal is written down. Function of a linear response of a considered dislocation on external force is found. The analysis of influence of a magnetic subsystem on dynamic characteristics of a edge dislocation is carried out.

В настоящем докладе на основе результатов работы [1] рассмотрены колебания краевой дислокации, лежащей вдоль оси Oz с вектором касательной к линии дислокации $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$, вектором Бюргера $\vec{b} = (b, 0, 0)$ и вектором нормали к плоскости скольжения дислокации $\vec{n} = (0, 1, 0)$. Ограничимся случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия.

Тогда в линейном по смещению дислокации $u = u(z, t)$ приближении получим $\vec{\tau} = (-\partial u / \partial z, 0, -1)$ и $\delta(\vec{\xi}) = \delta(x)\delta(y) - \delta(y)\delta'(x)u(z)$, где $\vec{\xi}$ – двумерный радиус-вектор, отсчитываемый от оси дислокации в плоскости, перпендикулярной вектору $\vec{\tau}$. Система уравнений, описывающих колебания ферромагнитного кристалла с краевой дислокацией, запишется в виде

$$\frac{1}{c_t^2} \frac{\partial^2 f_{\perp}}{\partial t^2} - \Delta f_{\perp} + \frac{3b}{1+\nu} \frac{\partial^2 p}{\partial x \partial y} + \mu a_2 b \left[\frac{1}{c_t^2} \left(M_{0x} \frac{\partial^2 m_y}{\partial t^2} + M_{0y} \frac{\partial^2 m_x}{\partial t^2} \right) - M_{0x} \left(2 \frac{\partial^2 m_y}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 m_y}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 m_z}{\partial y \partial z} \right) - \right]$$

$$\begin{aligned}
& -M_{0y} \left(2 \frac{\partial^2 m_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 m_x}{\partial z^2} + \frac{\partial^2 m_z}{\partial x \partial z} \right) + M_{0z} \left(\frac{\partial^2 m_y}{\partial x \partial z} + \frac{\partial^2 m_x}{\partial y \partial z} \right) = -\mu b^2 \left(\frac{1}{c_t^2} \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} - \frac{\partial^2 u}{\partial z^2} \right) \delta(x) \delta(y) \quad (1) \\
& \frac{1}{c_t^2} \frac{\partial^2 p}{\partial t^2} - \Delta p - \frac{2}{3} \mu a_2 \frac{1+v}{1-\nu} \left[M_{0x} \left(\frac{\partial^2 m_x}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 m_y}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 m_z}{\partial x \partial z} \right) + M_{0y} \left(\frac{\partial^2 m_x}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 m_y}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 m_z}{\partial y \partial z} \right) + \right. \\
& \left. + M_{0z} \left(\frac{\partial^2 m_x}{\partial x \partial z} + \frac{\partial^2 m_y}{\partial y \partial z} + \frac{\partial^2 m_z}{\partial z^2} \right) \right] = -\frac{2}{3} \mu b \frac{1+v}{1-\nu} [\delta(x) \delta'(y) - u \delta'(x) \delta'(y)] \quad (2)
\end{aligned}$$

Здесь C_t и C_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн, $f_{\perp}(\vec{r}, t)$ – проекция силы Пича-Келера на плоскость скольжения дислокации, ν – коэффициент Пуассона, $p(\vec{r}, t)$ – гидростатическое давление, μ – модуль сдвига, a_2 – магнитострикционный коэффициент, \vec{M} – вектор намагниченности ($\vec{M} = \vec{M}_0 + \vec{m}$), \vec{M}_0 – вектор спонтанной намагниченности, \vec{m} – малый вклад от неоднородных деформаций, созданных дислокацией в кристалле. К этим уравнениям необходимо добавить уравнения динамики и магнитостатики, приведенные в работе [1].

Дальнейшее исследование проведено аналогично случаям, рассмотренным в работах [2] и [3]. Решая систему уравнений (1)–(2) в представлении Фурье с граничным условием (равенство нулю силы Пича-Келера на линии дислокации) с точностью до слагаемых, линейных по смещению дислокации, находим $\tilde{f}_{\perp}(q_z, \omega) = \alpha_D^{-1}(q_z, \omega) \tilde{u}(q_z, \omega)$. В этом соотношении $\alpha_D(q_z, \omega)$ – функция линейного отклика краевой дислокации в ферромагнитном кристалле на внешнюю силу, пространственная зависимость которой характеризуется составляющей волнового вектора q_z , а временная – частотой ω . В случае собственных колебаний дислокации необходимо полагать $\alpha_D^{-1}(q_z, \omega) = 0$. Из этого уравнения определены частоты собственных колебаний дислокации в различных пределах, изменение эффективной массы и эффективной жесткости дислокации, вызванное взаимодействием упругого поля с магнитной подсистемой, изменение скорости изгибных волн вдоль дислокации.

Литература

1. Нечаев В.Н., Дежин В.В. Динамика дислокации в ферромагнитном кристалле // Вестник Воронежского государственного технического университета. 2007. Т. 3, № 8. С. 60-61.
2. Дежин В.В., Нечаев В.Н., Рошупкин А.М. Обобщенная восприимчивость дислокации в кристалле с мягкой модой // ФТТ. 1990. Т. 32, № 3. С. 810-817.
3. Дежин В.В., Нечаев В.Н., Рошупкин А.М. Изгибные колебания дислокации в сегнетоэлектрике // ФТТ. 1990. Т. 32, № 4. С. 1148-1155.

ГЕНЕРАЦИЯ СОЛИТОННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР

Никифороенко В.Н.

Украина, Институт измерительной техники «Циклон», e-mail: iitcyclone@ukr.net

Presented are the experimental results concerning the aspects of excitation in some metals and alloys of soliton energy that exceeds thermal energy by many ten-folds. A note is made of the conditions, under which nuclear synthesis can be controlled in solids.

В связи с обнаружением во ФТИНТ НАН Украины явления излучения метастабильными структурными формированиями в виде дислокационных скоплений [1, 2] СВЧ солитонных волн зарядовой плотности (ВЗП), представляет очевидный интерес использовать его при решении технологических задач.

Принципиально новые характеристики дислокаций, обнаруженные при этом, сводятся к следующим положениям:

1. Свойства дислокаций при низких температурах определяются нелинейным взаимодействием атомов в дислокационных ядрах, лишаящим их возможности находиться в состоянии покоя при $T \rightarrow 0$.

2. Наличие СВЧ колебаний с \min частотой до $\nu_a = 2 \cdot 10^{11}$ Гц в области дислокационных ядер является неотъемлемым свойством дислокаций.

3. Дислокации, закрепленные в гексагональные сетки можно представить метастабильными СВЧ источниками монохроматических волн внутренних напряжений, несущих заряд.

Практическое значение обнаруженного явления заключается в появившейся возможности управления электрическим полем, локализованным на искажениях кристаллической решетки, способном ускорять электроны и ионы. Эти ускоренные электроны обуславливают тормозное и характеристическое излучение. Следовательно, дислокации в скоплении представляют своеобразные «микроскопические ускорители», которые, располагаясь друг от друга на расстоянии в несколько мкм., могут обеспечить ускорение ионов до энергий, обуславливающих электрон-нуклонное взаимодействие.

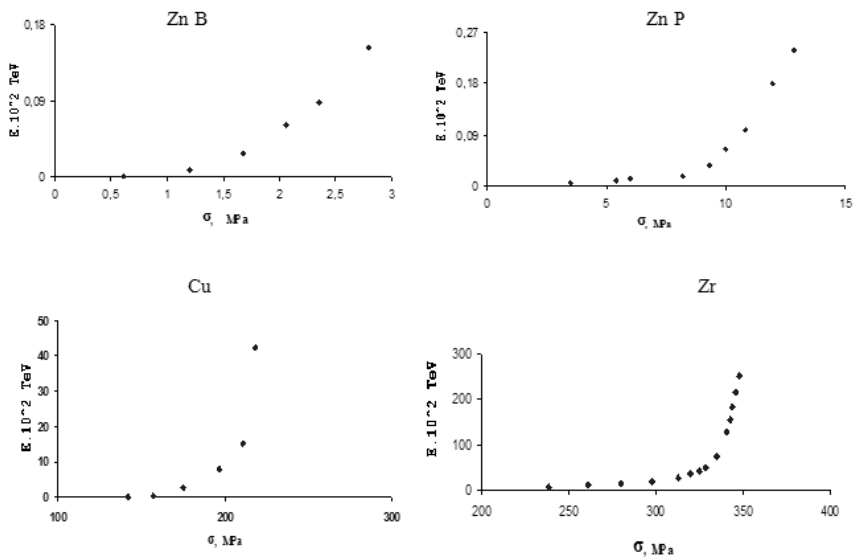


Рис.1 Изменение энергии при деформации монокристаллов цинка Zn (Zn B – базисное скольжение, Zn P – пирамидальное скольжение), поликристаллов циркония Zr и меди Cu.

При создании быстроменяющегося НЧ импульсного электрического поля, возможно ускорение протонов до умеренно высоких энергий в 10 ТэВ, соответствующего максимальной энергии электронов. Однако процессы, происходящие в локальных местах в условиях низких температур, активируют появление частиц сверхгигантских энергий $\sim 10^{10}$ ТэВ [3]. В таком случае дислокационные ядра, находящиеся в состоянии гигантского возбуждения, следует рассматривать как своеобразные «черные дыры» в твердом теле, испускающие очень мощное излучение, которое при соответствующих условиях способно активировать протоны внутри дислокационных ядер. Взаимодействие этого излучения с протонами позволяет ускорять протоны до энергий в 10^{10} ТэВ. При таких энергиях возможно управление ядерным синтезом. На ускорителях элементарных частиц достичь подобного уровня энергий пока не представляется возможным. Вместе с тем, активируемые в образцах сплава АБМ-1 в среде жидкого азота НЧ электрические импульсы [3], делают возможным достижение уровня энергий в локальной зоне в $2,3 \cdot 10^{10}$ ТэВ, что более чем достаточно для ускорения протонов. В этих условиях на вольт-амперной характеристике сплава появляется нелинейность. Поскольку в эволюционных

системах солитоны являются основным типом нелинейных возбуждений [4], следует предположить, что регистрируемое отклонение от закона Ома связано с вероятным электрон-нуклонным взаимодействием, обусловленным распространением солитонных волн ВЗП.

Необходимо отметить, что с помощью электрического поля, локализованного на структурных несовершенствах, формирующихся в ходе низкотемпературной деформации, можно генерировать СВЧ колебания ВЗП в пределах локальных частот до $\omega_d = 10^{16}$ Гц [5], отвечающей плазменной частоте колебаний, которой вполне достаточно, чтобы возбудить в локальной зоне ядерную компоненту.

Естественно, что рассматриваемые процессы в твердом теле сопровождаются тепловыделением. К настоящему времени именно тепловой механизм диссипации энергии представляется наиболее разработанным и согласующимся с экспериментом [6, 7].

Однако имеется достаточно оснований [5] полагать, что основные факторы, определяющие характеристики в локальной зоне деформации связаны преимущественно с изменением внутренних напряжений, дислокационного потенциала U_d и величиной локальных колебаний v_d . Так, в опытах, проведенных при деформации вблизи предела текучести на Zn, Zr, Ti, Cu, Al, ряде сплавов титана и алюминия при 4,2 К замечено выделение энергии в $6,2 \cdot 10^3$ ТэВ $\div 6,2 \cdot 10^7$ ТэВ, что существенно превышает тепловую: $6,2 \cdot 10^2$ эВ. Причиной тому, вероятно, являются особенности преимущественного взаимодействия структурных несовершенств как источников солитонов с электронами, стимулируемых электрон-нуклонным процессом. На рис. 1 представлены некоторые энергетические зависимости для образцов различных материалов, деформированных вблизи предела текучести при 4,2К.

Таким образом, можно предположить, что именно солитонные механизмы, являются основными в энергетическом балансе деформированного твердого тела и служат доминирующим источником энергии, выделяемой в материале при низких температурах.

Литература

1. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев. // Докл. РАН, 323, 178 (2000).
2. В.Н. Никифоренко. // Материалы международной конференции. «Актуальные проблемы прочности», ч.2, с.168. Витебск. (2012).
3. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев. И.С. Брауде, О.П. Салита. // Проблемы прочности. №4, 115 (1996).
4. А.М. Косевич, А.С. Ковалев. Введение в нелинейную физическую механику. Киев: Наукова думка (1989).
5. В.Н. Никифоренко, М.Е. Босин. // ИФЖ, т.82, №6, 1194 (2009).
6. Г.А. Малыгин. // ФТТ. т.40, №10, 1778 (1998).
7. В.В. Пустовалов. // ФНТ. т.26, №6, 515 (2000).

ДЕФОРМАЦИЯ МЕЖСЛОЕВОЙ ВАН-ДЕР-ВААЛЬСОВОЙ ПОВЕРХНОСТИ СЛОИСТЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ

Пашаев А. М., Таггиев Б. Г., Ибрагимов Р. А., Сафарзаде А. А.

*Азербайджан. Национальная Академия Авиации, НИИТАКП
Safarzade@yandex.ru*

DEFORMATION OF THE INTERLAYER VAN DER WAALS SURFACES OF THE LAYERED SEMICONDUCTOR CRYSTALS

Pashayev AM, Taghiyev BG, Ibragimov RA, Safarzade AA.

*National Aviation Academy, Research Institute (Azerbaijan, Baku)
Safarzade@yandex.ru*

Abstract

Using atomic force microscopy (AFM) investigated cleaved interlayer Van der Waals surfaces of the layered semiconductor crystals such as GaSe and Bi₂Te₃ with various impurities. Obtained as a result of scanning by AFM the surfaces of layered crystals were corrugated structures. Corrugated structures are presented as lines or sliding fields within relatively non-deformed dislocation free regions.

Аннотация

Методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) исследованы сколотые межслоевые Ван-дер-Ваальсовы поверхности слоистых полупроводниковых кристаллов типа GaSe и Bi_2Te_3 с различными примесями. Полученные в результате сканирования АСМ методом поверхности слоистых кристаллов имели гофрированные структуры. Гофрированные структуры в свою очередь имеют формы линий или полос скольжения внутри этих слоев относительно пластически недеформированных, свободных от дислокаций областей.

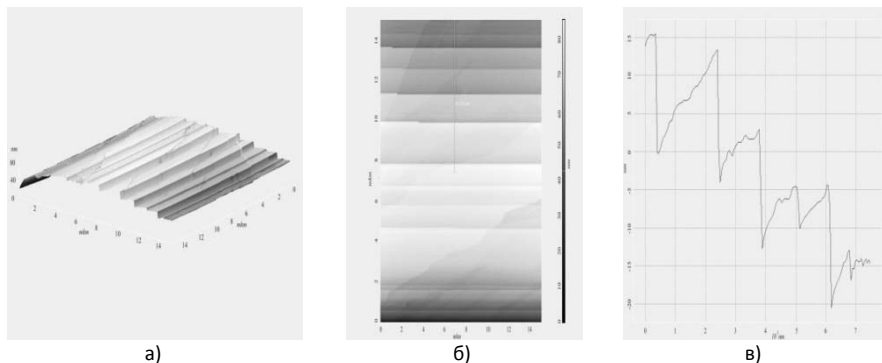


Рис. 1: а) 3D-АСМ образ поверхности слоистого полупроводникового кристалла Bi_2Te_3 (Ni); б) 2D-АСМ образ того же участка поверхности; в) профилограмма поверхности вдоль линии в середине верхней части рис. 1 (б)

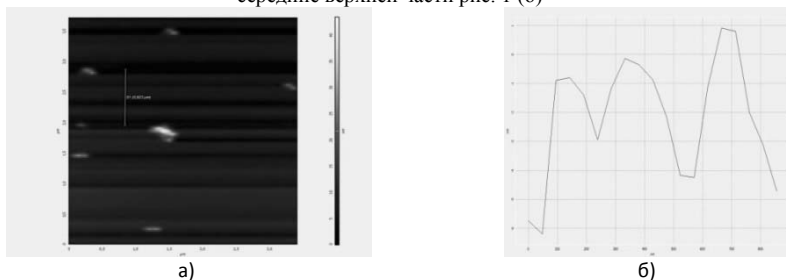


Рис.2: а) -2D- АСМ образ сколотой поверхности слоистого полупроводникового кристалла GaSe; б) профилограмма поверхности вдоль линии на рис. 2 (а)

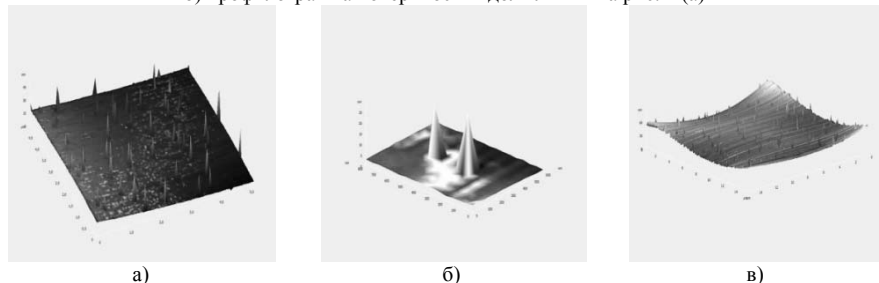


Рис.3. Винтовые дислокации на сколотой Ван-дер-Ваальсовой поверхности слоистых кристаллов: а) АСМ образ поверхности Bi_2Te_3 (Se); б) фрагмент с винтовыми дислокациями на поверхности из рис. 3 (а); в) АСМ образ поверхности GaSe.

Как известно, слоистые полупроводниковые кристаллы привлекают внимание исследователей анизотропией физико-химических свойств, связанной с различием атомарных связей как внутри, так и между слоями.

Важным преимуществом АСМ является возможность проведения измерений в режиме *in situ*, то есть изучение процессов в реальном масштабе времени. Это особенно актуально для исследования кинетики различных физико-химических явлений на поверхности.

Для исследования свойств поверхности методами АСМ важным фактором является метод подготовки поверхности. Большинство слоистых кристаллов может быть подготовлено для АСМ исследований расколом вдоль Ван-дер-Ваальсовой поверхности, в процессе которого видимо и происходит ее пластическая деформация. Действие сил пластической деформации в зависимости от направленности приводит к гофрированным образованиям, выявленным при сканировании сколотой поверхности на АСМ. На рис.1 и 2 показаны АСМ изображения сколотой поверхности слоистых кристаллов Bi_2Te_3 и GaSe .

Из профилограмм на рис. 1 (в) и 2 (б) видно, что гофра имеет различные размеры, в зависимости от направлений кристалла. В межслоевом направлении размер гофры (деформации) превышает размеры гофры (деформации) внутри слоя. Это подтверждает вывод о том, что в слоистых полупроводниковых кристаллах зависимость межслоевых упругих постоянных от давления более резкая, чем внутрислоевых. Наличие бездефектных полос указывает на то, что эффекты локализации и делокализации деформации связаны с мобильностью винтовых дислокаций в поперечном к плоскости скольжения дислокаций направлении (рис3).

Кинетика процесса пластической деформации является результатом влияния структурных факторов (анизотропии) и условий деформирования на образование в кристаллах различных дислокационных и деформированных (гофрированных) структур.

Таким образом, результаты настоящей работы показывают, что образование гофрированных полос и особенности их формирования в неоднородно упорядоченных слоистых кристаллах связаны с процессом самоорганизации дислокаций, развивающихся в дислокационном ансамбле пластически деформируемого кристалла.

Анизотропия свойств приводит к возникновению пластически деформированных гофрированных структур, являющихся причиной разности сил атомарной связи внутри и в межслоевом пространстве и наличием винтовых дислокаций в поперечном к плоскости скольжения дислокаций направлении.

РОЛЬ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ИЗМЕНЕНИИ ДИФфуЗИОННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В Ni Поletaev Г.М.¹, Дябденков В.В.², Микрюков В.Р.², Старостенков М.Д.¹, Мясникова В.И.², Громов В.Е.²

¹*Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
gmpoletaev@mail.ru*

²*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, Gromov@physics.sibsiu.ru*

ROLE OF POINT DEFECTS IN THE DIFFUSION PERMEABILITY CHANGE OF TRIPLE JUNCTIONS IN THE Ni GRAIN BOUNDARIES

**Poletaev G.M., Dyabdenkov V.V., Mikryukov V.R., Starostenkov M.D.,
Myasnikova V.I., Gromov V.E.**

The effect of point defects on diffusion permeability of triple junctions of high-angle tilt boundaries $\langle 111 \rangle$ and $\langle 100 \rangle$ and mixed-type grain boundaries in nickel were studied by the method of molecular dynamics. It was shown that intensity of self-diffusion and bond energy of point defects with the triple junction practically independent of the number of defects introduced in the junction area. This is explained, in particular, that the part of the introduced defects migrates to grain boundaries which form the junction.

Тройной стык зерен представляет собой линейный дефект, вдоль которого сопрягаются три различно ориентированных зерна или три зернограничных поверхности. Взаимные углы, под которыми располагаются границы зерен, определяются энергией границ и их относительным натяжением. В большинстве случаев углы между границами в стыках близки к 120° . Доклад посвящен исследованию с помощью метода молекулярной динамики влияния точечных дефектов на интенсивность самодиффузии вдоль тройных стыков большеугловых границ наклона и границ смешанного типа на примере никеля.

Тройной стык границ наклона создавался в центре расчетного блока путем сопряжения трех зерен, разориентированных относительно друг друга с помощью поворота вокруг оси параллельной линии тройного стыка. Рассматривались две оси разориентации: $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$. При построении расчетного блока сначала отдельно создавались три кристалла в форме параллелепипеда. Затем они поворачивались на заданный для каждого зерна угол вокруг оси $\langle 111 \rangle$ или $\langle 100 \rangle$. Следующим этапом являлось вырезание сегмента каждого зерна в соответствии с заданными углами между границами зерен в стыке. Изначально углы между границами в стыке задавались 120° . После вырезания сегментов проводилось сопряжение зерен, при котором удалялись атомы, находящиеся от соседнего атома на расстоянии менее 0.5 \AA . Заключительным этапом являлось вырезание конечного расчетного блока в форме цилиндра. Количество атомов в расчетном блоке составляло около 40000. Диаметр цилиндрического расчетного блока 87 \AA , длина вдоль оси Z – 75 \AA . На торцы цилиндрического расчетного блока, то есть вдоль линии тройного стыка, налагались периодические граничные условия. На боковую поверхность цилиндра были наложены жесткие условия, - атомы вблизи боковой поверхности в процессе компьютерного эксперимента оставались неподвижными. В работе рассматривались два тройных стыка границ наклона: с разориентацией зерен на углы $15^\circ, 15^\circ, 30^\circ$ относительно оси $\langle 111 \rangle$ и на углы $18^\circ, 18^\circ, 36^\circ$ относительно оси $\langle 100 \rangle$.

При построении тройного стыка границ смешанного типа создавались три различно ориентированных кристалла таким образом, что плоскости XY соответствовала плоскость (111) первого кристалла, (100) второго и (110) третьего. Затем они дополнительно поворачивались на углы $5^\circ, 15^\circ, 35^\circ$ соответственно вокруг оси Z , после чего из них, как и при создании стыков границ наклона, вырезались сегменты по 120° каждый, и производилось их сопряжение. В этом случае граничные условия на всех поверхностях полученного цилиндра задавались жесткими.

Для приведения структуры расчетного блока в равновесное состояние проводилась динамическая релаксация структуры в два этапа. На первом этапе начальная температура была равна 0 K – производилось первичное сопряжение структуры зерен, в результате которого температура расчетного блока повышалась. На втором этапе расчетный блок выдерживался в течение 100 ps при постоянной температуре 1500 K . В заключении расчетный блок охлаждался до 0 K .

Точечные дефекты вводились в область тройного стыка путем удаления атомов или их добавления. Количество вводимых дефектов варьировалось от 1 до 10. Вводимое количество дефектов соответствовало концентрации в расчете на общее число атомов в блоке от $2,5 \cdot 10^{-3}\%$ до $2,5 \cdot 10^{-2}\%$. В расчете на объем тройного стыка, если принять его радиус, равным 5 \AA , концентрация варьировалась примерно от $0,2\%$ до 2% . После введения точечных дефектов также проводилась релаксация структуры с последующим охлаждением. Полученные таким образом расчетные блоки являлись стартовыми при моделировании самодиффузии. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики варьировался от 5 до 10 fs .

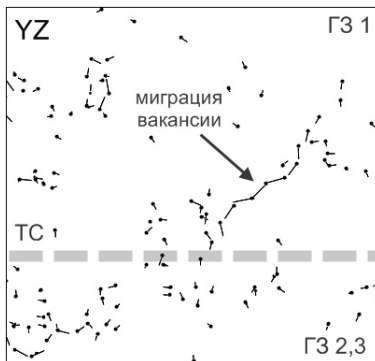


Рис.1. Пример атомных смещений, возникающих при миграции вакансии с тройного стыка в границу зерен. На рисунке изображены атомные смещения в проекции на плоскость YZ , образовавшиеся в процессе компьютерного эксперимента в течение $1,5 \text{ ps}$ при температуре 1500

К вблизи стыка границ смешанного типа. Смещения менее 0.7 Å не показаны. Серой жирной прерывистой линией отмечено положение тройного стыка.

Для исследования влияния точечных дефектов на интенсивность самодиффузии в области тройного стыка моделировался процесс продолжительностью 300 пс при температуре 1500 К. По окончании эксперимента расчетные блоки охладились до 0 К во избежание влияния тепловых колебаний атомов на расчет коэффициента диффузии.

Получены типичные картины атомных смещений вблизи тройного стыка границ наклона <111> и границ смешанного типа, образующиеся в процессе компьютерного эксперимента в течение 300 пс при температуре 1500 К. Для тройного стыка границ наклона <100> картина атомных смещений качественно аналогична картине, полученной для границ <111>. Несмотря на относительно высокую температуру, диффузионные смещения атомов происходили в сравнительно узких каналах вдоль границ зерен, имеющих ширину диффузионного канала около 5 Å. При сравнении интенсивности атомных смещений вдоль границ зерен и тройных стыков преобладания диффузии вдоль стыков не наблюдалось. Известно, что диффузионный радиус тройных стыков, то есть эффективный радиус диффузионного канала, колеблется в пределах 3–5 Å.

Показано, что энергия связи, приходящаяся на один точечный дефект, практически не изменяется при введении различного числа дефектов. Это свидетельствует о высокой сорбционной способности тройного стыка и границ зерен по отношению к вакансиям и междоузельным атомам. Кроме того, энергия связи, согласно полученным данным, не зависит от типа образующих стык границ зерен. Энергия связи для обоих типов дефектов относительно высока, порядка 1-1.2 эВ для вакансии и 4 эВ для междоузельного атома, что говорит о значительном взаимодействии дефектов с границами зерен и стыком.

Заметного влияния на интенсивность самодиффузии вдоль тройного стыка обнаружено не было: коэффициент диффузии при различном числе введенных дефектов оставался тем же в пределах погрешности вычислений ($1-3 \cdot 10^{-11}$ м²/с). В первую очередь это было связано с тем, что часть введенных в область тройного стыка дефектов в процессе моделирования мигрировали в границы зерен. Это наблюдалось для обоих типов дефектов. На рис.1 изображен пример образования цепочки атомных смещений при миграции вакансии со стыка в границу смешанного типа. При миграции со стыка в границу зерен междоузельного атома смещения атомов в подобных цепочках имели противоположное направление.

Диффузионная проницаемость стыков для всех трех типов образующих стык границ зерен (большеугловых наклона <111> и <100> и смешанного типа) была примерно одинаковой. Стыки, образованные малоугловыми или специальными границами, ввиду их относительно более упорядоченной структуры, по всей видимости, должны иметь относительно меньшую проницаемость.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов №13-02-00301_а, №12-08-98046-р_сибирь_а, №12-02-98000-р_сибирь_а.

О ВЛИЯНИИ ВАКАНСИЙ НА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПЛАВЛЕНИЕ-КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Сдобняков Н.Ю., Ванюшева Т.А., Колосов А.Ю., Соколов Д.Н.
Россия, Тверской государственный университет, nsdobnyakov@mail.ru

EFFECT OF VACANCIES ON THE THERMODYNAMIC AND STRUCTURAL PROPERTIES OF METAL NANOPARTICLES AT THE SOLID-LIQUID PHASE TRANSITION

Sdobnyakov N.Yu., Vanyшева T.A., Kolosov A.Yu. Sokolov D.N.

The Monte Carlo method has been used to study the effect of vacancies on the thermodynamic and structural properties in aluminum nanoclusters. The interactions between the atoms described by Gupta's many-body potential. It is established that in the simulation of metals in the nanoparticles surface and bulk defects (vacancies), deviations in the recorded values of the melting temperature and the specific total surface energy with respect to the defectless nanoparticles.

Большое практическое значение систем нанометрового размера обусловило в последнее десятилетие существенный прогресс в их изучении. Современный уровень эксперимента позволил получать отдельные наночастицы заданного размера и исследовать их свойства. Успехи в синтезе и изучении наночастиц дают возможность подтвердить теоретические модели, которые были созданы несколькими десятилетиями раньше, но не могли быть проверены, поскольку разрабатывались для идеальных систем. Достигнутый прогресс, однако, породил и новые проблемы. Стало более очевидной определяющая роль поверхности в формировании свойств наночастиц. При этом важно отметить, что в настоящее время степень влияния объемных (поверхностных) дефектов (вакансий) на термодинамические и структурные характеристики наночастиц, остается малоизученной. Так, например, известно, что можно оценить такой критический размер нанобъема в кристалле, при котором вероятность существования в нем наведенного дефекта резко падает, т.е. существует некий критический размер, выше которого кристаллы обязательно содержат дефекты. Кроме того, в работе [1] показано, что нанокристаллы одного и того же размера в разных системах могут быть как бездефектными, так и содержать значительное количество дефектов; следовательно, размерный фактор не является универсальной величиной. Должны существовать другие причины, определяющие дефектность структуры. Возможно, важную роль в этом играет состав нанокристаллов. С одной стороны, изменение состава приводит к уменьшению энергии дефектов упаковки и облегчает их образование. С другой стороны, определенное влияние может оказывать и неравномерное распределение легирующего компонента внутри нанокристалла. Такое неравномерное распределение может приводить к локальному изменению упругих характеристик и облегчению зарождения дефектов в таких местах.

В рамках настоящей работы нами произведено исследование влияния вакансий на термодинамические характеристики в нанокластерах алюминия. В целях реализации компьютерного эксперимента нами была разработана компьютерная программа, в основу работы которой был положен метод Монте-Карло (схема Метрополиса) [2]. Для описания взаимодействия между атомами в кластере использовался многочастичный потенциал Гупта [3], который хорошо зарекомендовал себя для описания металлических систем:

$$U = \sum_{i=1}^N \left\{ \sum_{j \neq i}^N A \exp \left(-p \left(\frac{r_{ij}}{r_0} - 1 \right) \right) - \left[\sum_{j \neq i}^N \zeta^2 \exp \left(-2q \left(\frac{r_{ij}}{r_0} - 1 \right) \right) \right]^{1/2} \right\} \quad (1)$$

Здесь r_{ij} - расстояние между атомами i и j в кластере, параметр A - экспериментальное значение энергии когезии, r_0 - параметр кристаллической решётки, p и q - значения упругих постоянных кристаллической структуры при $T = 0$ К.

В процессе проведения компьютерного моделирования был проведён анализ термодинамических и структурных характеристик нанокластеров алюминия различных размеров, содержащих от 43 до $N > 1000$ атомов с содержанием поверхностных и объемных дефектов (вакансий) от 5 до 15 %. На рис. 1 представлены калорические зависимости потенциальной части удельной внутренней энергии нанокластеров алюминия с различной долей вакансий в кластере соответствующего размера. Сплошные кривые – аппроксимация расчетных значений, пунктиром обозначена макроскопическая температура плавления алюминия. Анализируя рис. 1, видно, что температуры плавления всех нанокластеров, содержащих поверхностные и объемные дефекты (вакансии) лежат ниже температуры плавления как макроскопического образца (соответствующие температуры взяты из [4]), так для наночастицы соответствующего размера в отсутствие вакансий [5]. Отметим что, вместо скачка (излома) потенциальной части удельной внутренней энергии для идентификации фазового перехода можно исследовать пик на температурной зависимости удельной теплоемкости $C_v = (\partial U / \partial T)_v$ [6]. При этом важно отметить, что в силу особенностей нахождения температур плавления и кристаллизации для нанокластеров, описанными выше способами можно говорить, что для наночастиц характерно существование области плавления и области кристаллизации [7], позволяющий ввести понятие температуры начала и конца плавления, а также начала и конца кристаллизации. На рис. 2 соответственно представлены размерные зависимости температуры

плавления нанокластеров алюминия с различной долей вакансий в кластере соответствующего размера.

На основе вычисленных значений потенциальной части внутренней энергии кластеров и оценок для энергии эквивалентного количества атомов находящихся в массивной фазе может быть рассчитана избыточная энергия Ψ изучаемых систем. Согласно [8], для кластера, состоящего из N атомов, избыточная энергия Ψ может быть рассчитана по формуле $\Psi = U_c(N) - U_{tot}$, где $U_c(N)$ - полная энергия кластера (1), состоящего из N атомов, U_{tot} - энергия того же числа атомов в фазе сравнения, в качестве которой в данном случае может рассматриваться массивная металлическая фаза ($U_{tot} = NU_1$, U_1 - энергия в расчете на один атом массивной фазы). Для расчетов по формуле (1) в качестве $U_c(N)$ была использована средняя энергия равновесного состояния системы. Чтобы определить значение U_{tot} мы использовали среднюю энергию атомов кластера находящихся в центре моделированной частицы.

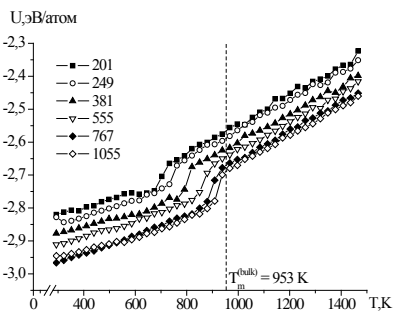


Рис. 1. Калорические зависимости потенциальной части удельной внутренней энергии нанокластеров алюминия содержащих 201, 249, 381, 555, 767, 1055 атомов, при доле объемных дефектов 15 %.

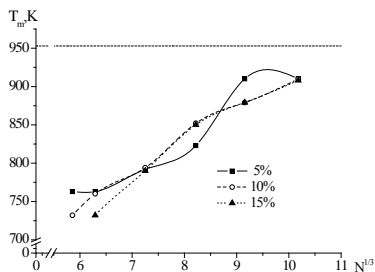


Рис. 2. Размерные зависимости температуры плавления для нанокластеров алюминия при доле объемных дефектов от 5 до 15 %.

Конкретизация радиуса малого объекта позволяет ввести в рассмотрение удельную полную поверхностную энергию $\varepsilon(R) = \Psi/4\pi R^2$, которая при $0K$ для эквимолекулярной разделяющей поверхности будет совпадать с энергетическим поверхностным натяжением $\gamma(R)$, определяемым как работа образования малого объекта в расчете на единицу площади выбранной поверхности.

Работа выполнена в рамках грантов РФФИ (№ 12-03-31593-мол-а и № 13-03-00119-а).

1. Абросимова Г.Е., Аронин А.С. // ФТТ. 2008. Т. 50, Вып. 1. С. 154-158.
2. Metropolis N. et al // Journal of Chemical Physics. 1953. V. 21. № 16. P. 1087-1092.
3. Gupta R.P. // Physical Review B. 1981. V. 23. №. 12. P. 6265-6270.
4. Физические величины. Справочник. М.: Энергия, 1991. С. 289.
5. Соколов Д.Н., Сдобняков Н.Ю., Комаров П.В. // Нанотехника. 2012. №2(30). С. 11-16.
6. Yu X., Duxbury P.M. // Physical Review B. V. 52. №3. P. 2102-2106.
7. Kofman R. et al // The European Physical Journal D. 1999. V. 9. P. 441-444.
8. Samsonov V.M., Bazulev A.N., Sdobnyakov N.Yu. // Journal of Physical Chemistry. 2003. V. 77. Suppl. 1. P. 158-161.

МАССОПЕРЕНОС В РАЗЛИЧНЫХ БИМЕТАЛЛАХ ПРИ НАЛИЧИИ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЙ В ПОЛЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ

Старостенков М.Д.¹, Сосков А.А.², Микрюков В.Р.², Мясникова В.И.², Громов В.Е.²

¹Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
genphys@mail.ru

²Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru

MASSTRANSFER IN THE PRESENCE OF VARIOUS BIMETALS COMPLEXES OF VACANCIES IN THE FIELD OF MISFIT DISLOCATIONS

Starostenkov M.D., Soskov A.A., Mikryukov V.R., Myasnikova V.I., Gromov V.E.

By molecular dynamics were investigated the cooperative atomic displacements near boundary of bimetal caused by the presence of vacancy complexes. It was studied the character of such displacements in these bimetals: Ni-Fe, Au-Cu, Pt-Cu, Ni-Al, Pt-Al. It was shown that the character of mass transfer in bimetals depends on the ratio of the elastic modules and the ratio of the effective size of the atoms of the alloy components.

В работе делается попытка выявления особенностей массопереноса от характеристик компонент биметаллического сплава, а так же расстояния между дефектами. В качестве дефектов рассматриваются комплексы вакансий и дислокации несоответствия на границе биметаллов: Ni-Fe, Au-Cu, Pt-Cu, Ni-Al, Pt-Al. Кристаллическая решетка моделировалась методом молекулярной динамики, атомы которой взаимодействовали посредством потенциала Морзе. Способ создания начальной конфигурации расчетной ячейки включал три стадии: построение, первичная релаксация и охлаждение. Граница между компонентами биметаллического сплава проходила через середину ячейки содержащей 3200 частиц (40×80 частиц). Ячейка представляла собой плоскость {111} ГЦК кристалла. Выбор данной плоскости для исследования обусловлен тем, что диффузионные процессы, как правило, развиваются в плотноупакованных направлениях, которым соответствуют плоскости {111} в ГЦК кристалле. Граничные условия для расчетной ячейки задавались следующим образом: по оси x – периодические, по оси y – свободные. Начальная температура ячеек задавалась равной нулю Кельвин. Искусственно созданная граница раздела металлов, подвергалась процедуре релаксации, в течение которой граничные атомы занимали равновесное положение. В результате релаксации наблюдалось повышение температуры ячейки до нескольких десятков Кельвин. Время релаксации ячейки составило 100 пс, на этап охлаждения было отведено 10 пс. В итоге формировалась граница с характерными дислокациями несоответствия.

Следующий этап эксперимента состоял из внедрения от 3 до 10 вакансий на различном расстоянии от границы биметалла. Пример внедрения представлен на рис. 1а. При дальнейшей релаксации ячейки происходили направленные смещения атомов вдоль плотноупакованных направлений, обусловленные взаимодействием упругих полей комплекса вакансий и дислокаций.

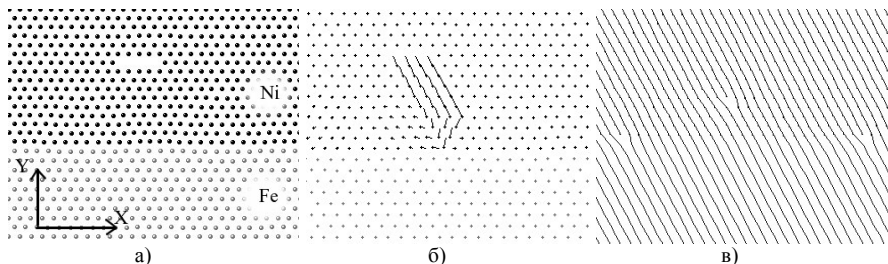


Рис.1. Движение дислокации несоответствия при внедрении четырех вакансий в 10 ряд от границы биметалла Ni-Fe. Продолжительность эксперимента 6 пс. На рисунке а) показана начальная конфигурация вакансий в расчетном блоке, б) атомные смещения в результате движения вакансий и дислокации несоответствия, в) положение дислокации несоответствия через 6 пс

Серия компьютерных экспериментов показала, что внедрение комплекса вакансий приводит к смещению атомов вдоль направления плотной упаковки от границы биметалла к месту внедрения вакансий. При этом среди рассмотренных биметаллических соединений наблюдались существенные различия в данном процессе.

Можно выделить группу биметаллов, в составе Ni-Fe, Au-Cu, Pt-Cu, у которых наблюдался схожий механизм массопереноса при взаимодействии комплекса вакансий и дислокаций несоответствия. Рассмотрим более подробно данный процесс на примере Ni – Fe.

Начальная конфигурация ячейки показана на рис. 1а, где внедрены 4 вакансии в десятый ряд от границы металлов. В процессе релаксации представленной структуры происходили кооперативные атомные смещения от границы металлов в сторону внедрения вакансий (рис.1б), тем самым обеспечивая перемещения вакансионного комплекса к границы биметалла. В свою очередь, после того, как вакансии достигали четвертого ряда от границы, начиналось движение ближайшей дислокации несоответствия в сторону вакансий. Таким образом, происходит своеобразная перестройка дефектов к более выгодному энергетическому состоянию системы. В результате подобного рода атомных смещений происходит перемещение дислокации несоответствия вглубь решетки Ni на число межатомных расстояний, равного числу вакансий (рис.1в).

Внедрение различного количества вакансий на разном расстоянии от границы биметаллов показало, что с увеличением их числа увеличивается максимальное расстояние, на котором возможны кооперативные атомные смещения. Для Ni-Fe характерной являются следующая зависимость: три вакансии вызывают кооперативные атомные смещения на расстоянии до десяти межатомных расстояний от границы биметалла, четыре – до 15, пять – до 19, шесть – до 22. Дальнейшее увеличение числа вакансий не приводит к увеличению данного расстояния, а только влияет на время, за которое происходит массоперенос. Рассматривается внедрение вакансионных объединений содержащих от трех до десяти вакансий в десятый ряд от границы биметалла Ni-Fe. Время, отложенное вдоль оси ординат в пикосекундах, включает в себя непосредственно массоперенос и время релаксации структуры после внедрения дефектов. Первоначально увеличение числа вакансий ведет к уменьшению времени, достигая минимума при 6-7 вакансиях.

Аналогичные эффекты проявляют себя в биметаллических сплавах Au – Cu, Pt – Cu. В качестве примера рассмотрим зависимость времени кооперативных атомных смещений от типа биметаллического сплава. Можно проследить прямую зависимость полученных результатов от отношения эффективных размеров атомов, т.е. с увеличением данного отношения увеличивается и время, необходимое для процесса массопереноса. С другой стороны уменьшение отношения упругих модулей компонент сплава также приводит к увеличению времени массопереноса.

Эксперименты, проведенные с биметаллическим сплавом Ni-Al, показали, что наличие комплекса вакансий в Ni вызывает кооперативные атомные смещения от границы биметалла, при этом происходило перемещение вакансий к границе биметалла. Однако движения дислокаций не наблюдается, как в случае Ni-Fe (рис.1б,в). Вакансии после релаксации расчетного блока располагались на границе биметалла Ni-Al. Обращаясь к характеристикам биметалла Ni-Al, заметим, что отношение упругих модулей компонент сплава превосходит соответствующие значения для Ni – Fe более чем в 2,89 раза, для Cu – Pt в 4,04 раза, а для Au – Cu в 4,56 раза. Таким образом, отличие в отношении упругих модулей играет определяющую роль в структурно энергетических трансформациях границы биметаллов при наличии вблизи комплексов вакансий.

Обособленно можно выделить биметаллический сплав Pt-Al, в котором сочетаются эффекты аналогичные эффектам, проявляемым как в Ni-Fe, так и в Ni-Al, при наличии комплексов вакансий вблизи границы биметалла. Установлено, что внедрение числа вакансий, равного номеру атомного ряда от границы биметалла, приводит к кооперативным атомным смещениям, сопровождаемым движением дислокации, как в Ni-Fe, Cu-Pt, Au-Cu. Такой эффект наблюдался вплоть до девятого ряда внедрения от границы. Если внедрялось число вакансий меньше, чем номер ряда внедрения, то наблюдались кооперативные атомные смещения, приводящие к диссипативному движению дислокации от границы биметалла вплоть до ее выхода на поверхность. Данные атомные смещения имели места не далее седьмого ряда внедрения вакансий. Размещение вакансий далее девятого ряда приводило к формированию двух

дислокаций в кристалле Pt, расположенных в разных рядах на расстоянии, равном числу внедренных вакансий.

Таким образом, методом молекулярной динамики показано, что процесс массопереноса в биметаллических системах зависит от отношения упругих модулей и отношения эффективных размеров атомов компонент сплава. При этом в сплаве Pt-Al существенное влияние на характер кооперативных атомных смещений оказывает число и положение вакансий. В свою очередь, в биметалле Ni-Al массоперенос не сопровождался диссипативным движением дислокации, не зависимо от числа и положения дислокационного комплекса. В Ni-Fe, Au-Cu и Pt-Cu кооперативные атомные смещения всегда сопровождалась переползанием дислокации несоответствия.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПОРООБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ФОСФИДА ИНДИЯ

Сычкова Я.А.

Украина, Бердянский государственный педагогический университет
yanasuchikova@mail.ru

In this work the method of observation of InP crystals growth bands is presented. This method deals with electrochemical etching of samples. As a results the surface of concentric dark circles of 100 mkm width was appear on the surface of investigated crystals. Pores appeared in the fields with the highest concentration of sulfur. It proves the suitability of chosen method for observation of segregation in crystals.

Интерес к изучению дефектов кристаллов и их влияния на формирование пористого слоя полупроводников возрос из-за требований, предъявляемых к чистоте и совершенству кристаллов. Любое отклонение от идеальной структуры кристалла ведет к появлению дефектности пластин. Внешние условия являются определяющим фактором, благодаря которым поверхность кристалла во время травления изменяет свою форму, морфологию, что выражается на гранях в виде штриховки, фигур травления и т.д [1]. Таким образом, дефект – это информация о событиях, происшедших с данным кристаллом и о факторах, определяющих поведение кристалла во время анодного травления.

Для эксперимента были выбраны образцы монокристаллического p-InP, выращенные по методу Чохральского в лаборатории компании «Molecular Technology GmbH» (Берлин). Ориентация поверхности выбранных пластин (100). Образцы легировались Zn до концентрации носителей заряда $2,3 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$.

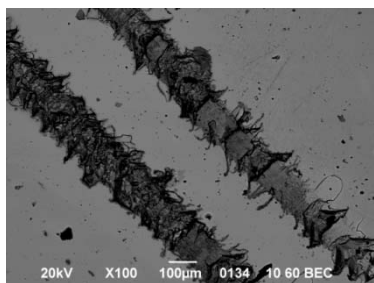


Рис.1. Морфология пористого p-InP, с предварительно нанесенными царапинами

В качестве электролита был выбран раствор соляной кислоты.

Образцы освещались вольфрамовой лампой мощность 200 Вт, освещенность пластин была равномерной со всех сторон.

Для изучения влияния дефектов на формирование пористой поверхности на образцы воздействовали механически – вручную наносили царапины с неровными «рваными» краями. Толщина царапин 100 мкм. Такие обширные дефектные области использовались для наблюдения процессов порообразования внутри царапин. Таким образом, использовались две группы образцов: контрольные – с неповрежденной поверхностью и образцы с нанесенными царапинами.

На рис. 1 представлена микрофотография поцарапанных образцов после процесса фотоэлектротравления. Толщина каждой царапины составляет порядка 150мкм, также отчетливо видны неровные края царапин с характерными пиками. Расстояние между царапинами 200мкм.

На рис.2 представлен фрагмент морфологии поцарапанного образца p -InP после электрохимической обработки в электролите, содержащем 5% HCl. Видны поры, проросшие внутри царапины, которая является областью, наиболее «богатой» дефектами. Видно, что поры очень плотно упакованы, размер их составляет от единиц до сотен нанометров. Такой разбег пор по диаметру может свидетельствовать подтверждением факта первостепенного влияния дефектов на процесс порообразования во время селективного травления кристалла. Ядрами пор могут служить точечные дефекты, дислокации, ростовые дефекты, микротрещины и неровности поверхности полупроводника.

Это приводит к образованию пор различного диаметра (в зависимости от типа дефекта, ответственного за образование данного ядра поры). Конфигурация пористого слоя демонстрирует некоторую регулярность и направленность ямок травления. Известно, что для кристаллов группы АЗВ5 характерным является анизотропное прорастание пор на поверхности кристалла вдоль направлений $\langle 111 \rangle_A$ и $\langle 111 \rangle_B$. По-видимому, дефекты (ростовые или созданные механическим путем) организуются на поверхности кристалла по этим же направлениям, что и определяет направление роста пор.

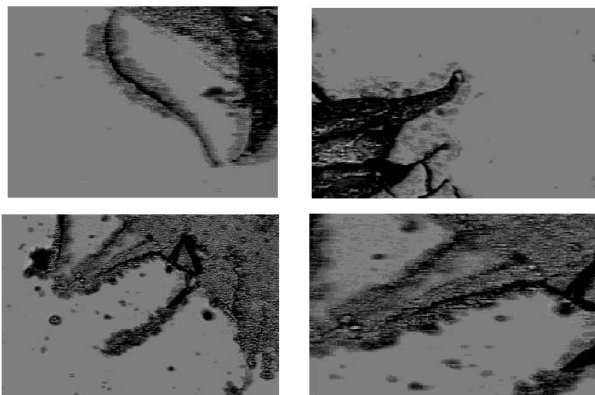


Рис. 2. Фрагменты морфологии поцарапанного образца p -InP после электрохимической обработки в электролите, содержащем 5% HCl.

Таким образом, затравками для пор служат дислокации, которые являются источниками упругих механических напряжений, порождая вокруг себя упругие деформации. Упругие взаимодействия исходных дислокаций с точечными дефектами приводят к повышению концентрации остаточных дефектов вблизи оси дислокации и образованию облака Коттрелла [2]. Известно, что дислокации существенно влияют на механические свойства кристаллов благодаря нарушению регулярности кристаллической решетки в ядре дислокации. Такая ситуация приводит к уменьшению внутренней энергии кристалла, а следовательно, и ослаблению химической стойкости вещества в ядре дислокации и вблизи его, при этом, некоторые реагенты создают ямки травления (в нашем случае удачным реагентом является раствор соляной кислоты).

Место выхода дислокации на поверхность кристалла служит центром реакции растворения. Выделяющееся тепло (теплота растворения) благоприятствует существенному ускорению растворения поверхности именно в этой области. Автокаталитическое развитие процесса растворения усиливает преимущественный характер травления в области выхода дислокаций. Все это приводит к образованию на поверхности кристалла так называемых «ямок травления».

Если говорить о зарождении начальных пор, то необходимо отметить следующий момент. Самыми первыми образуются поры на «пике» царапины. Это естественно, поскольку максимум концентрации напряжений при образовании микротрещины наблюдается именно в её вершине. Эта концентрация достаточно велика для зарождения и распространения дефектов структуры непосредственно от распространяющейся микротрещины. При травлении данные дефекты становятся зародышами пор. Характерным для этого процесса является также то, что

остальная область кристалла остается свободной от пор, что можно объяснить фактом стекания дислокаций к местам механического деформирования, в следствие чего остальная поверхность обедняется дислокациями.

[1] Сычикова Я.А. Влияние дислокаций на процесс порообразования в монокристаллах n-InP (111) / Я.А. Сычикова, В.В.Кидалов, Г.А. Сукач // Физика и техника полупроводников. – 2011. – т. 45, № 1. - С. 123 – 126.

[2] Сичикова Я.О. Дослідження дефектної структури фосфіду індію за ямками травлення / Я.О. Сичикова // Фізична інженерія поверхні. – 2011. – т. 10, № 1. – С. 4 – 8.

О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИЧИНЕ СТАБИЛЬНОСТИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ОЦК СПЛАВОВ СИСТЕМ Fe-Cr-(Mo, W)

Удовский А.Л.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

Москва, 119991, Ленинский проспект д.49 корп.1

udovsky@imet.ac.ru, kmv@imet.ac.ru

ON PHYSICAL REASON OF STABILITY FERROMAGNETIC OF BCC ALLOYS OF THE Fe-Cr-(Mo,W) SYSTEMS Udovsky A.L.

A three sub-lattice model was constructed for ternary bcc FM Fe-Cr-M (where M=Mo, W) alloys. In framework three sub-lattice model an iron atom was shown to result that Mo or W atoms that substitution of a chromium and Mo, W atoms, whose size is larger than the iron atom size, lead to considerable static displacements of iron atoms in 1–4 coordination spheres around an impurity Mo or W –atom of Fe-atoms from site of ideal crystal structure. Post irradiation vacancies can stabilize local structure by relaxation static displacements of Fe-atoms in different coordination spheres relatively central impurity Mo or W – atoms.

Сплавы системы Fe-Cr с ОЦК - структурой являются базовыми для разработки ферритных сталей, которые перспективны как для создания оболочек ТВЭЛов реакторов нового поколения, так и создания материалов для первой стенки термоядерных реакторов. Ферритные стали обладают лучшими диффузионными свойствами и повышенной устойчивостью к набуханию при работе при повышенных температурах до 650С в условиях облучения, используемые в качестве конструкционных материалов в активной зоне реакторов на быстрых нейтронах в сравнении со сталями аустенитного класса [1-2]. Стали ферритного класса показывают более высокую радиационную стабильность в реакторных условиях при температурах 600-900К в сравнении с аустенитными сталями.

В работе [3] разработана трех - подрешеточная модель, которая позволила: 1) вскрыть физическую причину возникновения ближнего порядка посредством включения в рассмотрение анизотропию спиновой плотности в ОЦК- решетке чистого железа, 2) Показано, что замещение атома Fe атомом Cr (V или Mo, W) с большим размером, чем атом Fe приводит к статическим смещениям атомов Fe в 1÷4 КС вокруг атома примеси, что порождает локальные поля упругих напряжений, что приводит к подавлению парциальных магнитных моментов (ММ) и среднего ММ атомов Fe, и как следствие ведет к дестабилизации ОЦК-сплавов, согласно формуле

$$\langle m(V(P)) \rangle = \langle m(V(0)) \rangle \{1 - \langle \Gamma_m \rangle k_T P\} = \langle m(V(0)) \rangle \{1 - \langle \Gamma_m \rangle P/B_T(T)\}, \quad (1)$$

где $\langle m(V(P)) \rangle$ - средний магнитный момент (СММ), который зависит от объема, т.е. от межатомных расстояний, в свою очередь зависящий от давления, $m(V(0))$ - СММ при нулевой температуре, $\langle \Gamma_m \rangle$ - среднее значение магнитной составляющей параметра Грюнайзена, для которого парциальные магнитные параметр Грюнайзена для атомов железа были вычислены в работе [3], ξ_V – объемные статические смещения атомов из узлов идеальной (средней) кристаллической решетки раствора, $B_T(T)$ – изотермический объемный модуль упругости. Давление может быть рассчитано как сумма статического давления (P_{stat}) и давления газа фононов в приближении модели Дебая для высоких температур $T > \Theta_D$ по формуле

$$P(x, T) = P_{stat}(\langle \xi(x) \rangle) + P_{Ph}(T) = P_{stat}(\langle \xi(x) \rangle) + 3RT\gamma_G(x)/V(x), \quad (2)$$

где x – мольная доля 2-го компонента в сплаве, γ_G - параметр Грюнайзена, V – мольный объем, R – газовая постоянная, T -температура, $\langle \xi(x) \rangle$ - равновесное среднее статическое смещение атомов из узлов кристаллической решетки сплава, которое рассчитывается из системы уравнений состояния [3].

В работе [3] показано, что в виду наличия размерного фактора при легировании железа хромом или молибденом возникают локальные давления, которые приводят к подавлению парциальных ММ атомов железа и, следовательно, к подавлению СММ атомов Fe, что ведет к дестабилизации ОЦК – раствора.

$$\langle m(V(P)) \rangle = \langle m(V(0)) \rangle \{ 1 - \langle \Gamma_m \rangle [(P_{stat} + 3RT\gamma_G/V)]/B_T(T) \}, \quad (3)$$

Наибольшие статические смещения атомов железа возникают в бинарных системах Fe-Cr(Mo) при легировании молибденом, поскольку его размерный фактор при нулевой температуре примерно в 3,5 раза превышает размерный фактор в сравнении с размерным фактором для сплавов системы Fe-Cr.

При высоких температурах $T \cong 1000$ К показано [4], что размерный фактор для сплавов системы Fe-Cr становится равным нулю, ввиду разных величин коэффициентом термического расширения железа и хрома и сравнительно малой величины размерного фактора в этой системе. Тогда как размерный фактор в системе Fe- Mo является большим и равным 10% для линейных размеров и 31% для объемных величин, что приводит к большим статическим смещениям атомов Fe, как в 1-ой и особенно во 2-ой и 3-ей координационным сферам (КС). Оказывается, этот отрицательный эффект, приводящий к подавлению локальных магнитных моментов атомов Fe из-за больших статических смещений, и находящихся в 1КС и 2КС относительно примесного Mo атома как центра, при высоких температурах может сыграть положительную роль.

А именно, статические смещения атомов железа, окружающие атом молибдена (или вольфрама) могут стабилизировать структурные вакансии, которые возникают под действием нейтронного облучения. Поскольку в объем этих вакансий могут релаксировать атомы Fe, расположенные вокруг атомов молибдена (или вольфрама) и тем самым “гасить” свои статические смещения. Таким образом, структурные вакансии являются блокированными атомами железа и выбывают из процесса высокотемпературной диффузии, что препятствует свеллингу (ползучести при высокой температуре) при работе материала в условиях нейтронного облучения.

Настоящие исследования выполнены при поддержке грантами РФФИ № 09-03-00983_a, РФФИ № 13-03-00462_a и ОХНМ-02 (2012 год), НШ-3050.2012.3.

1. F.W. Wiffen et all. Proceedings of Topical Conference of Ferritic alloys for use in Nuclear Energy Technology (Eds. J.W.Davis and D.J.Michel), The Metallurgical Soc. of AIME, 1983, p.195-200.
2. Hishima at all. Phys. Stat. Sol. (a) 189 N1 (2002) 69-78.
3. Удовский А.Л. Трехподрешеточная модель, учитывающая анизотропию спиновой плотности, ближний порядок и размерный фактор для двойных систем Fe-Cr(V, Mo)// Металлы №5, 2011. с. 121-143.
4. А.Л.Удовский(1),(2), Д.А.Васильев. Применение физических моделей для компьютерного моделирования термодинамических свойств и фазовых равновесий ОЦК растворов системы Fe-Cr
5. Третья Межд. Научная конф. «Химическая термодинамика и кинетика». Г. Великий Новгород 27-31 мая 2013г. Сборник докладов, г. Великий Новгород 2013, с.182-185.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСА НА КАРТИНУ СДВИГА И ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НИКЕЛЬ-КОБАЛЬТОВОМ СПЛАВЕ

Федосеев С.Н.¹, Лычагин Д.В.^{1,2}, Алферова Е.А.¹, Герштейн Г.³.

¹Россия, Юргинский технологический институт Томского политехнического университета,

²Томский государственный университет, steel13war@mail.ru, katerina525@mail.ru, dvl-tomsk@mail.ru

³Германия, Институт Материаловедения Ганновского университета им. Лейбница

INFLUENCE OF ELECTRICAL IMPULSE ON THE PICTURE OF SHIFT AND REDISTRIBUTION OF CHEMICAL ELEMENTS IN NICKEL-COBALT ALLOYS Fedoseev S.N.¹, Lychagin D.V.^{1,2}, Alferova E.A.¹, Gershteyn G.³

Deformation relief and structure of single crystal nickel-cobalt alloy with electrical impulse, and without by transmission electron microscopy were investigated. The redistributions of elements in the phases after an electrical pulse were identified. They are connected with the differences of morphology and values of shear.

Для создания авиационных газотурбинных двигателей сегодня используются монокристаллические жаропрочные сплавы. Для улучшения их свойств применяются различные методы. Значительный интерес представляет собой выявление влияния электроимпульсной обработки на протекание пластической деформации в жаропрочных никель-кобальтовых сплавах. На микроуровне это влияние обуславливается характером дислокационной системы и перераспределением химических элементов в фазах. На макроуровне оно отражается в развитии сдвига в образце целиком и организации сдвига на мезомасштабном уровне.

В настоящей работе проведено исследование структуры монокристаллов никель-кобальтового сплава методом просвечивающей электронной микроскопии и деформационного рельефа методом сканирующей электронной микроскопии после электроимпульсной обработки в сравнении с данными, полученными на образцах без обработки, а также на чистом никеле близкой кристаллографической ориентации.

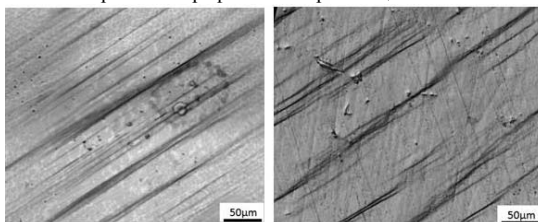


Рис. 1. Картина деформационного рельефа образцов в исходном состоянии (а), после обработки электроимпульсом (б)

независимо от ее строения. На грани можно выделить как одиночные следы скольжения, так и наблюдать тенденцию к их группированию в пачки. Аналогичную склонность к формированию пачек авторы ранее наблюдали в монокристаллах никеля с ориентацией оси сжатия [110] (рис. 2) [1].

Картина сдвига в этом случае представляет собой сочетание мезополос и следов сдвига между ними. Детальный анализ структурных элементов деформационного рельефа с помощью интерференционной микроскопии показал, что мезополосы состоят из отдельных ступенек сдвига. Для мезополосы величина сдвига составляет 1900...3760 нм, для следов сдвига образующих мезополосу – 80...300 нм (приведены данные полученные на образце, деформированном на $\epsilon=16\%$). При этом можно отметить области, где ступеньки хорошо выражены и образованы одной ступенькой сдвига, а можно выделить области, где рельеф образован несколькими ступеньками. Одновременно с этим можно обнаружить искривление поверхности без формирования четко выраженных ступенек.

Картина деформационного рельефа, формирующаяся на боковых гранях монокристаллов Ni-Co при деформации $\epsilon=1\%$, представлена на рис.1. На картине рельефа (рис.1, а) отчетливо проявляется микроструктура - фазы. Видно, что дендритная структура неоднородна по размеру, что связано с закономерностями роста дендритов. Следы сдвига, формирующиеся в образце в исходном состоянии, пронизывают всю дендритную структуру

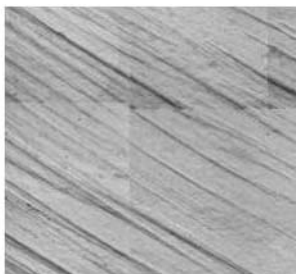


Рис. 2. Картина деформационного рельефа на боковой грани [110]-монокристалла никеля

Рассмотрение рельефа поверхности образца подвергнутого электроимпульсной обработки (рис. 1, б) позволяет заметить качественное отличие в морфологии формирующихся структурных элементов рельефа. Следы сдвига в этом случае являются прерывистыми и образуются «строчками» различного размера. Видно, что следы сдвига значительно короче по сравнению с образцом в исходном состоянии. Следовательно, можно говорить о том, что электроимпульсная обработка способствует зарождению сдвига в большем количестве параллельных плоскостей. С помощью конфокальной микроскопии была определена величина сдвига в отдельных следах, при $\epsilon=0,5\%$. Величина сдвига в отдельном следе сдвига составляет 30...70 нм, при этом также можно увидеть, что след образован несколькими ступеньками. Величина сдвига в отдельной ступеньке – 5...20 нм.

Таким образом, можно говорить как об общности, так и о различиях в организации сдвига для образцов в исходном состоянии и образцов подвергнутых

электроимпульсной обработки.

Как известно, картина деформационного рельефа, формирующаяся на поверхности, пластически деформированного металла обусловлена внутренними процессами и структурой материала. Следовательно, изменения в картине деформационного рельефа, описанные выше, могут свидетельствовать об изменении внутренней структуры материала, связанной с электроимпульсной обработкой. В данной работе рассмотрим особенности связанные с распределением легирующих элементов в фазах до и после обработки импульсом.

Рассмотрение связи между характером легирования современных жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС) и особенностями распределения легирующих элементов в основных упрочняющих фазах данных сплавов играет существенную роль при анализе термодинамических и структурных параметров этого класса материалов.

На микроскопическом уровне структура монокристаллических ЖНС представлена только двумя фазами: частицами δ -фазы, рассеянными в матрице γ -твердого раствора легирующих элементов в никеле. В свою очередь частицы интерметаллидной δ -фазы различаются размерами и состоят из кубоидных микрочастиц со средним размером – 500 нм которые разделены нанопрослойками γ -фазы с поперечным размером 50...90 нм; в γ -прослойках присутствуют квазикубиды нанокристаллов размером 30...50 нм.

Оптимальное легирование осуществляется путем одновременного улучшения физико-химических и структурно-фазовых характеристик сплава путем добавок все большего количества легирующих элементов, как основы твердорастворного упрочнителя γ -фазы, а также сбалансированного увеличения суммарного содержания тугоплавких и γ -образующих металлов.

Основным параметром фазового состава ЖНС является коэффициент распределения легирующих элементов между γ' - и γ -фазами:

$$K_i = C_i^{\gamma'} / C_i^{\gamma}, \quad (1)$$

где $C_i^{\gamma'}$ и C_i^{γ} – концентрации (% атомные) i -го элемента в γ' - и γ -фазах, соответственно.

Легирующие элементы Al, Ta, Ti, Nb, образующие в двойных системах на основе никеля интерметаллическое соединение типа Ni_3Al , преимущественно растворяются в γ' -фазе и имеют $K_i > 1$. Элементы V, Co, Cr, Mo, Re, Ru, образующие широкие области δ -твердых растворов на основе никеля растворяются главным образом в δ -фазе, имея $K_i < 1$. Анализируя известные экспериментальные данные по коэффициентам распределения легирующих элементов между γ' - и γ -фазами ЖНС, содержащих рений и рутений, в порядке увеличения значений K_i для γ -стабилизирующих элементов, их можно расположить в следующий ряд: $K_{Re} < K_{Cl} < K_{Mn} < K_{Ru} < K_{Co} < K_W$ [2].

Проведенные исследования на жаропрочном сплаве PWA 1480 в исходном состоянии и после электроимпульсной обработки, показали следующие изменения в картине

перераспределения химических элементов. Распределение никеля в объеме становится более равномерным. Алюминий переходит из γ - в γ' -фазу, в то время как для хрома наблюдается обратная картина. Подобно хрому ведет себя кобальт. Тантал и титан уходят в β -фазу (повышается его концентрация в этой фазе). Распределение вольфрама становится более равномерным в обоих фазах.

Следовательно, электроимпульсная обработка приводит к перераспределению легирующих элементов и выравниванию их распределения в фазах. При этом наблюдается изменение характера торможения дислокаций, что и влияет на картину деформационного рельефа.

Литература

1. Лычагин Д.В., Алферова Е.А., Шаехов Р.В., Лычагин А.Д., Старенченко В.А. Неоднородность деформации в монокристаллах никеля с разной иерархией структурных элементов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. – Т. 4. – № 2. – С. 26–35.
2. Каблов Н.В., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД // Технология легких сплавов. – 2007. – № 2. – С. 6–16.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ЛОКАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УПОРЯДОЧЕННЫХ МАССИВОВ НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ В ПОРАХ АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Шильяева Ю.И., Бардушкин В.В., Яковлев В.Б.

Россия, Национальный исследовательский университет «МИЭТ», e-mail: shylyaeva@gmail.com

INFLUENCE OF STRUCTURE ON LOCAL ELASTIC CHARACTERISTICS OF THE HIGHLY ORDERED METAL-FILLED ANODIC ALUMINA

Shilyaeva Yu.I., Bardushkin V.V., Yakovlev V.B.

Numerical modeling of the stresses and strains concentrations operators (tensors) in the Sn- and Zn-filled anodic alumina was carried out. Dependencies of the tensors components of the composites of structure parameter were investigated.

Металлические нитевидные нанокристаллы могут успешно применяться в оптоэлектронике, в качестве функциональных компонентов электронных устройств, в термоэлектрических системах охлаждения, а также в сенсорах различного назначения. Наиболее эффективным методом формирования металлических нитевидных нанокристаллов является электрохимическое осаждение с использованием пористых матриц в качестве шаблонов. В этой связи, благодаря своей химической инертности и структурированности, широкое применение получил пористый анодный оксид алюминия (ПАОА). Использование ПАОА в качестве матрицы позволяет получать упорядоченные массивы нитевидных нанокристаллов с заданными геометрическими параметрами [1, 2].



Рис. 1. Элементарный объем в поперечном сечении материала

В работе рассматриваются аналогичные реальным «сотовые» структуры, представляющие собой металлические нитевидные нанокристаллы из олова и цинка в тугоплавкой матрице анодного оксида алюминия. Предложена модель, в которой элементарный объем представляет собой правильную шестиугольную призму, в центре которой находится один цилиндрический нитевидный нанокристалл радиуса r (рис. 1). Тогда площадь основания элементарной ячейки будет $S = 2\sqrt{3}(r + h)^2$, а

площадь поперечного сечения волокна $S_B = \pi r^2$. Для среднего расстояния h/r между нитями получается выражение $\frac{h}{r} = \sqrt{\frac{\pi}{2\sqrt{3} \cdot v_B}} - 1$, где $v_B = \frac{S_B}{S}$, $v_M = 1 - v_B$ – концентрации включений и матрицы (индекс «в» относится к волокну, а «м» – к матрице).

В работе решается задача вычисления локальных упругих характеристик матричных антифрикционных композитов, армированных тканью. Указанные характеристики определяются безразмерными операторами (тензорами) концентраций напряжений $K^\sigma(\mathbf{r})$ и деформаций $K^\varepsilon(\mathbf{r})$, связывающих локальные значения тензора напряжений $\sigma_{ij}(\mathbf{r})$ (деформаций $\varepsilon_{ij}(\mathbf{r})$) с внешними (средними) по материалу напряжениями $\langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$ (деформациями $\langle \varepsilon_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$) [3]:

$$\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = K_{ijkl}^\sigma(\mathbf{r}) \langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle, \quad \varepsilon_{ij}(\mathbf{r}) = K_{ijkl}^\varepsilon(\mathbf{r}) \langle \varepsilon_{kl}(\mathbf{r}) \rangle, \quad i, j, k, l = 1, 2, 3.$$

Для определения $K_{ijkl}^\sigma(\mathbf{r})$ и $K_{ijkl}^\varepsilon(\mathbf{r})$ необходимо решать уравнения равновесия упругой неоднородной среды. Наиболее простым приближением, учитывающим взаимодействия включений, является обобщенное сингулярное приближение теории случайных полей [4]. В этом случае выражения для $K_{ijkl}^\sigma(\mathbf{r})$ и $K_{ijkl}^\varepsilon(\mathbf{r})$ имеют следующий вид (индексы опущены) [3]:

$$K^\sigma(\mathbf{r}) = c(\mathbf{r})(I - g c^*(\mathbf{r}))^{-1} \langle c(\mathbf{r})(I - g c^*(\mathbf{r}))^{-1} \rangle^{-1}, \\ K^\varepsilon(\mathbf{r}) = (I - g c^*(\mathbf{r}))^{-1} \langle (I - g c^*(\mathbf{r}))^{-1} \rangle^{-1}.$$

Здесь c – тензор модулей упругости; I – единичный тензор четвертого ранга; двумя штрихами обозначена разность между соответствующими параметрами неоднородной среды и однородного тела сравнения; тензор g – интеграл от сингулярной составляющей второй производной тензора Грина уравнений равновесия [4]: $g_{ijkl} = a_{i(kl)(j)}$, где

$$a_{iklj} = -\frac{1}{4\pi} \int n_k n_j t_{il}^{-1} d\Omega, \quad d\Omega = \sin \theta d\theta d\varphi, \quad t_{il}^{-1} - \text{элементы матрицы, обратной матрице } T \text{ с}$$

элементами $t_{il} = c_{iklj}^c n_k n_j$, а n_k и n_j ($k, j = 1, 2, 3$) – компоненты вектора внешней нормали к поверхности включения. Для эллипсоидальных включений с главными полуосями l_1, l_2 и l_3 компоненты вектора нормали определяются соотношениями $n_1 = l_1^{-1} \sin \theta \cos \varphi$, $n_2 = l_2^{-1} \sin \theta \sin \varphi$, $n_3 = l_3^{-1} \cos \theta$. По парам индексов i и j, k и l , заключенным в выражении для компонент g_{ijkl} тензора g в круглые скобки, осуществляется операция симметризации. Верхний индекс «с» в записи компонент c_{iklj}^c тензора модулей упругости обозначает, что рассматриваются упругие характеристики однородного тела сравнения (в работе в качестве параметров тела сравнения брались упругие характеристики матрицы ПАОА).

Для композита с изотропными компонентами процедура усреднения для некоторой случайной величины $a(\mathbf{r})$ сводится к суммированию: $\langle a(\mathbf{r}) \rangle = v_B a_B + v_M a_M$, где $v_B + v_M = 1$. Кроме того, при рассмотрении включений в форме нитевидных нанокристаллов с главными полуосями $l_1 = l_2 = r$, $l_3 \rightarrow \infty$ для компонент вектора нормали будут выполняться соотношения:

$n_1 = r^{-1} \sin \theta \cos \varphi$, $n_2 = r^{-1} \sin \theta \sin \varphi$, $n_3 \rightarrow 0$. Отсюда выражения для K^σ и K^ε в волокне принимают следующий вид:

$$K_B^\sigma = c_B (I - g(c_B - c_M))^{-1} (v_B c_B (I - g(c_B - c_M))^{-1} + v_M c_M)^{-1}, \\ K_B^\varepsilon = (I - g(c_B - c_M))^{-1} (v_B (I - g(c_B - c_M))^{-1} + v_M I)^{-1}.$$

Аналогичные выражения для операторов концентраций в матрице принимают следующий вид:

$$K_M^\sigma = c_m (v_b c_b (I - g(c_b - c_m))^{-1} + v_m c_m)^{-1}, \quad K_M^\varepsilon = (v_b (I - g(c_b - c_m))^{-1} + v_m I)^{-1}.$$

В работе для однонаправленных композитов с изотропными компонентами типа металлические нитевидные нанокристаллы из олова (модуль Юнга 48 ГПа, коэффициент Пуассона 0,33) и цинка (модуль Юнга 115 ГПа, коэффициент Пуассона 0,325) в матрице ПАОА (модуль Юнга 140 ГПа, коэффициент Пуассона 0,32) были проведены модельные вычисления операторов K^σ и K^ε .

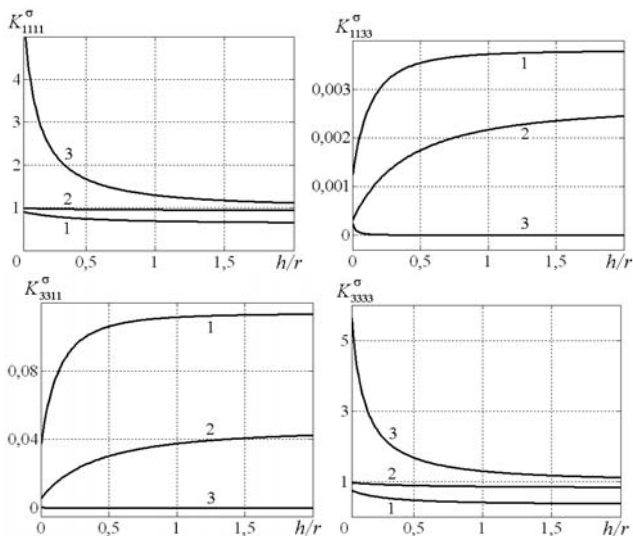


Рис. 2. Зависимости компонент оператора K^σ от h/r в нитевидных волокнах олова (кривая 1), цинка (кривая 2) в матрице анодного оксида алюминия с волокнами олова и цинка (кривая 3)

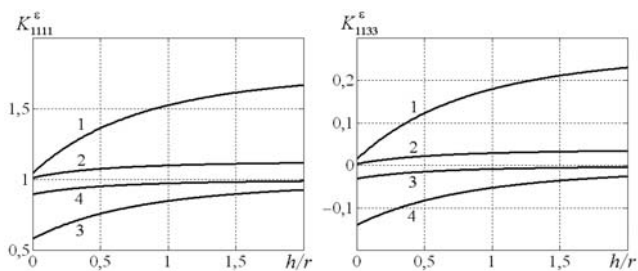


Рис. 3. Зависимости компонент оператора K^ε от h/r в нитевидных волокнах олова (кривая 1), цинка (кривая 2) в матрице анодного оксида алюминия с волокнами олова (кривая 3) и цинка (кривая 4)

Основным фактором возникновения механических напряжений и деформаций в металлических нитевидных нанокристаллах и тугоплавкой матрице ПАОА, является термодинамический, обусловленный различием их термических коэффициентов линейного

расширения. Поэтому в работе при проведении численных расчетов особое внимание было уделено анализу только компонент 1111, 1133, 3311 и 3333 тензоров концентраций. Численное моделирование показало, что: 1) при $h/r > 2$ значения компонент K^σ и K^ϵ стабилизируются; 2) значения компонент тензора K^σ в матрице анодного оксида алюминия одинаковы для композитов как с волокнами из олова, так и с волокнами из цинка (рис. 2); 3) значения компонент 3311 тензора K^ϵ равны нулю, а компонент 3333 равны единице во всех элементах неоднородности композитов (поэтому на рис. 3 приведены расчетные зависимости только для компонент 1111 и 1133 оператора K^ϵ).

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России 2009-2013».

Литература

1. *Phok S., Rajaputra S., Singh V.P.* Copper indium diselenide nanowire arrays by electrodeposition in porous alumina templates // *Nanotechnology*. – 2007. – V. 18. – 475601.
2. *Jaya Sarkar, Gobinda Gopal Khan, Basumallick A.* Nanowires: properties, applications and synthesis via porous anodic aluminium oxide template // *Bulletin Mater. Sci.* – 2007. – V. 30. – № 3. – P. 271–290.
3. *Бардушкин В., Яковлев В.* Механика микроструктур. – Саарбрюккен: LAP, 2011. – 164 с.
4. *Шермергор Т.Д.* Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 399 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ А85 В РАЗЛИЧНОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ

Шляхова Г.В.^{1,3}, Зариковская Н.В.^{1,2}

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия, shpko@ispms.tsc.ru*

²*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск, Россия*

³*Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск, Россия*

RESEARCH OF BORDERS OF GRAINS OF POLYCRYSTALLINE A85 ALUMINIUM IN THE VARIOUS STRUCTURAL CONDITION

Shlyakhova G.V., Zarikovskaya N.V.

Pilot researches of structure of the polycrystalline aluminum, differing by the main parameter of a material - the grain size are conducted. Borders of grains by methods optical, electronic and atomno – power microscopy are investigated.

В последние годы практически все новые подходы и оригинальные идеи в области физики прочности и механики пластичности, в той или иной мере связаны с анализом причин и особенностей локализации пластического течения, наблюдаемого в процессе деформирования твердых тел. Совершенствование технологий требует ясного понимания механизмов действующих в твердом теле на всем протяжении процесса деформирования. Именно знание и предсказание поведения материала на макроскопическом уровне дает необходимый прогресс прикладных наук. Однако по мере развития физики пластичности стало очевидным, что выход на макроуровень простым усреднением невозможен. Следовательно, необходимо выяснить особенности деформирования целого объекта, что позволит прогнозировать его свойства и поведение. Особое значение имеет исследование причин возникновения трещин и микротрещин, ведущие к полному разрушению материала. Для понимания этих механизмов немаловажное значение принимает исследование структуры материала на всем протяжении деформационной кривой, что даст возможность более точно прогнозировать свойства материалов и ресурс работы изделий из них [1].

В работе представлены исследования структуры поликристаллического материала, отличающихся основным параметром - размером зерна. В качестве материала для исследований был выбран алюминий марки А85.

Размер зерна варьировался в диапазоне $0 \leq d \leq 4,5$ мм. Поверхность образцов полировалась механическим и ручным способом. Структура вытравливалась стандартным

травителем № 21 [2]. Размер зерна образца определяли методом секущих. Структурные исследования проводили с использованием: оптической микроскопии (Neophot 21), электронного растрового микроскопа (Hitachi ТМ-1000) и атомно-силового микроскопа (Solver PRO-47Н). Для поликристаллического алюминия с размерами зерен $d = 1,8$ мкм и $d = 0,12$ мкм ширина границы составила 0,0001 мкм и 0,0014 мкм соответственно.

Ранее в работах [3] был выявлен минимальный размер зерна $d = 0,1$ мкм, при достижении которого существенно изменяется характер автоволнового процесса локализации пластического течения, а также существует различие в форме соотношения Холла–Петча.

Многочисленные литературные данные показывают на необходимость контроля в поликристаллическом алюминии границ зёрен. В данной работе получены данные о границах зерен недеформированных образцов поликристаллического алюминия с разным структурным состоянием. Полученные результаты будут использованы в дальнейшей работе по изучению свойств деформированных образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (Соглашение № 14.В37.21.1270

Литература:

1. *Кайбышев О.А., Валиев Р.З.* Границы зерен и свойства металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 212 с.
2. *М. Беккер, Х. Клемм.* Способы металлографического травления. Справочник. М.: Металлургия. – 1988. – 400 с.
3. *Л.Б. Зув, Н.В. Зариковская, М.А. Федосова.* Макролокализация пластического течения в алюминии и соотношение Холла–Петча// Журнал технической физики. – 2010. – Т. 3; №. 9 – С. 68-74.

СЕКЦИЯ 3

***ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С НАНО- И
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ
МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ
ДЕФОРМАЦИИ***

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НАНОСТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ ПРИ ИПД В АМОРФНЫХ И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА АЛЮМИНИЕВОЙ ОСНОВЕ

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В.

РФ, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, nbach@imet.ac.ru

THE COMPARATIVE ANALYSIS OF THE NANOSTRUCTURES CREATED AT IPD IN AMORPHOUS AND POLYCRYSTALLINE ALUMINIUM ALLOYS

Bakhteeva N.D., Todorova E.V.

Russia, A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Material Science of RAS, nbach@imet.ac.ru

The structure and phase composition of aluminum-based polycrystalline alloys (85 at. % Al) containing transition (Fe, Ni) and rare-earth (La) metals are studied by X-ray diffraction, electron-microscopic analysis, differential scanning calorimetry and metallography after melt quenching and subsequent intensive plastic deformation (IPD) by shift under pressure. The melt-quenched alloys are shown to have a four-phase structure consisting intermetallics Al_3Ni and $Al_{11}La_3$, and iron intermetallics in an aluminum-based solid solution. IPD results in the dissolution of the iron intermetallics and in the fragmentation and spheroidization of all phase constituents of the alloys. A multiphase nanostructured state forms in the alloys. The nanocrystallite sizes after IPD at various deformation parameters are determined. The microhardness is maximal after deformation in the result of six anvil revolutions at a pressure of 8 or 10 GPa. The structural parameters and the microhardnesses were compared after IPD by shear under pressure of the alloys having the same compositions and different structural states (namely, amorphous and polycrystalline) before deformation. In the alloys having an initial amorphous structure and subjected to IPD forms an amorphous-nanocrystalline structure with the minimum nanograin sizes and the maximum microhardnesses.

Методами металлографии, дифференциальной калориметрии, рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов аттестованы структура и фазовый состав сплавов $A_{85}Ni_9Fe_2La_4$ и $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ после закалки с различными скоростями охлаждения из жидкого состояния и интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением 8 ГПа (ИПД). Угол поворота подвижной наковальни ($\varphi=360^\circ \times n$) изменяли от одного до десяти полных оборотов.

После высокоскоростной закалки ($V_{охл.} = 10^6$ К/мин) получены ленты с однофазной аморфной структурой, которая использована как промежуточная для получения аморфно-нанокристаллических композитов при деформационной обработке. В условиях охлаждения на воздухе в сплавах тех же составов формируется крупнозернистая (средний размер зерен 3-5 мкм) многофазная структура, в составе которой наряду с твердым раствором алюминия присутствуют массивные первичные интерметаллиды Al_3Ni , $Al_{11}La_3$ и алюминиды железа. Четырехфазному состоянию поликристаллических сплавов соответствуют четыре эндотермических пика теплопоглощения на ДСК-кривых, которые обусловлены последовательным растворением фаз при непрерывном нагреве. Методом рентгеноструктурного анализа для поликристаллических сплавов определены параметры кубической элементарной ячейки твердых растворов на основе алюминия в исходном (после закалки) состоянии. Полученные значения ($a = 4,0516$ Å $a = 4,0516$ Å в зависимости от легирования) не сколько превышают известный параметр чистого алюминия ($a = 4,049$ Å), что обусловлено совместным влиянием легирующих элементов с большим ($r_{La} = 1,88$ Å) меньшими ($r_{Fe} = 1,26$ Å $r_{Ni} = 1,24$ Å) атомными радиусами при образовании твердого раствора на основе алюминия.

Методом энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа на микроанализаторе EDAX построены карты распределения алюминия и легирующих элементов никеля, железа, лантана в сплавах, что позволило идентифицировать отдельные фазовые составляющие. Большая часть Al содержится в матрице, которая представляет собой твердый раствор Al, слаболегированный Ni, Fe, La. La и Ni распределены неоднородно и в основном сосредоточены в интерметаллидах сложной морфологии. Причем в одних наблюдается большее количество La, в других - большее количество Ni. Неоднородность распределения Fe выражена слабее. Его повышенная концентрация также наблюдается в интерметаллидных частицах и в большей степени в частицах алюминидов никеля.

Показано, что ИПД поликристаллических сплавов приводит к диспергированию и сфероидизации всех фазовых составляющих, при этом алюминиды железа растворяются. Формируется нанокристаллическая многофазная структура с одномодальным распределением зерен по размерам. Средний размер полиэдрических зерен, включая всю совокупность фазовых составляющих, в сплаве $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$ после ИПД при $P=8$ ГПа, $n = 1$ оборот составил 13,4 нм при максимальном размере отдельных зерен 45,2 нм. По мере увеличения степени деформации до десяти полных оборотов размер зерен как средний, так и максимальный заметно уменьшился. Минимальный размер зерен 8,4 нм в сплаве $A_{85}Ni_9Fe_2La_4$ получен после ИПД при 8 ГПа, $n=10$ оборотов. Границы зерен четко не определяются. Внутри зерен дифракционный контраст неоднородный, что указывает на высокий уровень внутренних напряжений. Так как высокой плотности дислокаций в объеме нанозерен не наблюдали, повышенный уровень напряжений, вероятно, обусловлен неравновесными большеугловыми границами зерен. Показано, что после ИПД микротвердость сплавов значительно выше ее значений в исходном до деформации состоянии. Проведен сравнительный анализ структурных параметров и значений микротвердости после ИПД сдвигом под давлением сплавов одинакового состава, различающихся структурным состоянием до деформации – аморфное или поликристаллическое. Аморфная структура сплавов, характеризующаяся отсутствием дальнего порядка, атомно-структурной и фазовой однородностью, обеспечивает повышенные значения микротвердости до деформации по сравнению с твердостью поликристаллических сплавов. Ее значения составили 406...422 HV_{0,10/10}, что практически вдвое превышает микротвердость 216 и 239 HV_{0,25/10} поликристаллических сплавов $Al_{85}Ni_7Fe_2La_4$ и $A_{85}Ni_9Fe_2La_4$ соответственно. ИПД аморфных сплавов вызывает частичную нанокристаллизацию. Нанокристаллизация в аморфных сплавах не завершается во всем диапазоне исследованных параметров деформирования. Формирование аморфно-нанокристаллической многофазной структуры при ИПД и увеличение объемной доли нанокристаллической составляющей с размером нанозерен 3-6 нм при росте степени деформации обеспечивает более высокие значения микротвердости сплавов по сравнению с твердостью исходно поликристаллических сплавов после ИПД под давлением 8 ГПа.

Максимальные значения твердости аморфнонанокристаллических композитов, полученных в результате оптимального режима ИПД при давлении 8 ГПа, достигают величины 617 HV_{0,25/10} при $\varphi=360^\circ \times 3$ и 706 HV_{0,25/10} при $\varphi=360^\circ \times 6$ в сплавах $A_{85}Ni_9Fe_2La_4$ и $Al_{85}Ni_7Fe_2La_4$ соответственно, что существенно превышает твердость многофазных нанокристаллических сплавов тех же составов, полученных в результате ИПД при одинаковых режимах деформации. Различие в значениях твердости обусловлено повышенными легированностью аморфной и дисперсностью кристаллической составляющих аморфнонанокристаллических композитов.

Работа поддержана грантом РФФИ (№ 13-02-12190 офу_м)

УПРАВЛЯЕМАЯ АНИЗОТРОПИЯ СВОЙСТВ И УСТОЙЧИВОСТЬ К ТЕРМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ ПОЛИОЛЕФИНОВЫХ КОМПОЗИТОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белошенко В.А.¹, Возняк Ю.В.¹, Новокшопова Л.А.², Гринов В.Г.²

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ,

Украина, Донецк, woznyak@mail.ru

²Институт химической физики им. Н.Н.Семенова РАН,

Россия, Москва, vgg2003@hotmail.ru

CONTROLLED ANISOTROPY PROPERTIES AND RESISTANCE TO THERMALLY AFFECTED POLYOLEFIN COMPOSITES SUBJECTED TO SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Beloshenko V.A., Voznyak Yu.V., Novokshonova L.A., Grinyov V.G.

The possibility of forming a biaxially oriented polyolefin composites structures in the implementation of one of the schemes of severe plastic deformation - equal channel multi-angle extrusion is studied. With the use of dilatometry, microhardness measurements and X-ray analysis shows the possibility of controlling the level of anisotropy of properties in a given direction, and resistance to thermal stress of composites.

Исследования в области интенсивной пластической деформации (ИПД) полимерных материалов показали перспективность использования этих методов для улучшения комплекса физико-механических и формирования ранее неизвестных функциональных свойств [1,2]. В случае полимерных композитов, при реализации одной их схем ИПД – равноканальной угловой экструзии (РКУЭ), вызываемые ею структурные перестройки матрицы и наполнителя приводят к увеличению жесткости и прочности вдоль направления максимального сдвига и, наоборот, соответственно уменьшению в перпендикулярном направлении. С ростом накопленной деформации эти различия возрастают.

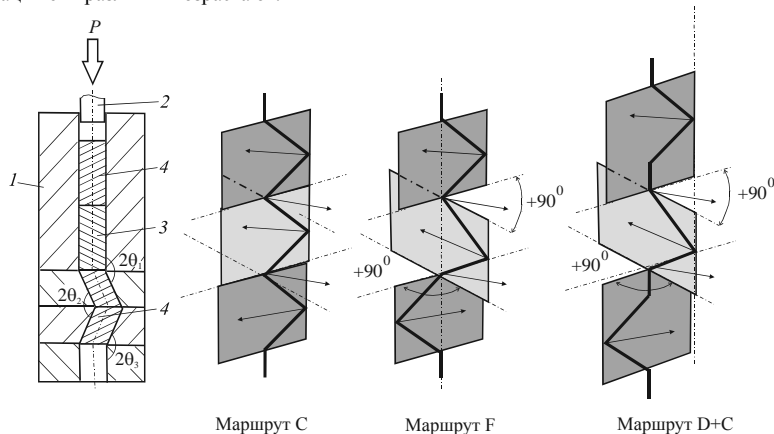


Рис.1 Схемы процесса и маршрута РКУЭ: 1- матрица, 2 – плунжер, 3 – полимерная заготовка, 4 – фальш-заготовка.

Наличие анизотропии свойств у ориентированных полимерных композитов ограничивает область их применения. Уменьшение анизотропии достигается обычно благодаря биаксиальной ориентации. Такой подход используется в случае пленок и листовых материалов [3]. Для объемных, в частности, прутковых изделий эта задача не решена. В качестве метода получения прутковых изделий из ориентированных полимерных композитов с регулируемой анизотропией может быть рекомендован модифицированный вариант РКУЭ – равноканальная многоугловая экструзия (РКУЭ). В работах [2,4] для ряда кристаллизующихся полимеров показано, что используя РКУЭ, за счет формирования биаксиально ориентированной структуры можно управлять величиной анизотропии, измеренной в поперечном и продольном сечениях экструдата, и одновременно существенно повышать ряд физико-механических характеристик. Варьирование силовых параметров и маршрутов деформирования при РКУЭ позволяет уменьшать величину анизотропии. В настоящей работе этот вопрос исследован с целью выяснения условий реализации данного метода, обеспечивающих необходимый уровень анизотропии свойств в заданных направлениях в случае полиолефиновых композитов. В качестве полимерной матрицы использовались сверхвысокомолекулярный полиэтилен, полиэтилен высокой плотности, полипропилен. Наполнителями служили каолин и графит xGnP(5).

Структурное состояние композитов варьировали изменением маршрута РКУЭ (рис. 1). Разнообразные маршруты деформации осуществляли поворотом деформирующих каналов относительно вертикальной оси. С учетом обозначений, принятых для РКУЭ [1], нами введены [2,4] и использованы в данной работе следующие маршруты РКУЭ: маршрут С (наклонные деформирующие каналы находятся в одной плоскости), маршрут F (наклонные деформирующие каналы попарно находятся в плоскостях, разворачивающихся с шагом +90° вокруг продольной оси экструдата), маршрут D+C (наклонные деформирующие каналы попарно находятся в плоскостях, разворачивающихся с шагом +90° по часовой стрелке и разделенные вертикальными деформирующими каналами). Регулирование положений каналов в пространстве обеспечивает создание различных положений плоскостей и направления простого сдвига. В частности,

маршруты С, D+C обеспечивают простой сдвиг в плоскостях, перпендикулярных оси экструзии и в плоскостях, расположенных под углами $\pm 67,5^{\circ}$ к оси экструзии; маршрут F содержит дополнительные плоскости сдвига, расположенные под углами $\pm 45^{\circ}$ к оси экструзии и нормали к ней. Вектор сдвига поворачивается на угол 180° (маршрут С), а также в зависимости от зоны деформации на 90° (маршруты F, D+C).

Особенности преимущественной ориентации полимерных цепей и устойчивость полученной структуры к различным термическим воздействиям исследовали с использованием методов дилатометрии, измерения микротвердости и рентгеноструктурного анализа.

Показано, что функция пространственной ориентации фибрилл экструдированных РКМУЭ композитов характеризуется двумя пиками. Положение и высота пиков, определяющие соответственно направления преимущественной ориентации и долю ориентированных цепей, составляющих кристаллическую фазу (КФ), для различных маршрутов не одинаковы. В случае маршрутов F и D+C вытянутые полимерные цепи равномерно распределены по двум преимущественным направлениям молекулярной ориентации, в то время как в случае маршрута С ориентация молекул вдоль одного из углов является преобладающей. Суммарный угол между двумя преимущественными ориентациями во всех случаях составляет 90° . С использованием дилатометрических испытаний выявлено, что равномерная под углом 90° биаксиальная ориентация КФ обуславливает одинаковую степень вытяжки полимерных цепей аморфной фазы (АФ), которые преимущественно ориентированы под углом 45° к соответствующим основным направлениям ориентации цепей КФ. Преобладание одного из направлений ориентации полимерных цепей, входящих в КФ, как это происходит в случае маршрута С, приводит к вытягиванию цепей АФ в этом направлении и их сжатию в перпендикулярном.

Установлено, что формирование ориентированной структуры в полимерных композитах, когда направления биаксиальной ориентации АФ и КФ не совпадают между собой, обуславливает характерные особенности поведения анизотропии микротвердости и термического расширения. В частности, для образцов, вырезанных вдоль преимущественных направлений ориентации КФ, отмечаются минимальные значения относительного удлинения $\Delta l/l_0$ и слабое их изменение при повышении температуры, что обусловлено компенсацией термических напряжений, возникающих при расширении полимера, напряжениями усадки вытянутых полимерных цепей кристаллической фазы. При отклонении от направлений преимущественных ориентации цепей КФ происходит превалирование процессов термической усадки вытянутых полимерных цепей АФ, что приводит к непрерывному уменьшению значений $\Delta l/l_0$ вплоть до температур плавления композитов. В случае маршрута С для образцов, вырезанных перпендикулярно направлению экструзии, наблюдается увеличение $\Delta l/l_0$, обусловленное доминированием процесса релаксации сжатой аморфной фазы (поскольку оно ближе к направлению максимального сжатия цепей АФ), а уменьшение $\Delta l/l_0$ у образцов, вырезанных вдоль направления экструзии, – преобладанием процессов сжатия вытянутых цепей аморфной фазы (оно ближе к направлению максимального вытягивания цепей АФ). Результаты измерения анизотропии микротвердости и термостабильности по измерению микротвердости коррелируют с данными дилатометрических исследований. Минимальные значения анизотропии микротвердости и максимальная термостабильность достигаются в случае, когда формируется биаксиальная ориентация при равных объемных долях пересекающихся фибрилл, образующих сетку, и наоборот, значительная анизотропия микротвердости и меньшая термостабильность – при несоблюдении этих условий.

1. Белошенко В.А., Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н. Твердофазная экструзия полимеров. – К.: Наук. думка, 2008. – 208 с.
2. Beloshenko V.A., Voznyak A.V., Voznyak Yu.V., Dudarenko G.V. J. Appl. Polym. Sci., 127, (2013), 1377-1386.
3. Ward I.M., Taraiya A.K., Coates P.D.: Solid state extrusion and die drawing. (eds. Ward I.M., Coates P.D., Dumoulin M.M.) Hanser publishers, Munich, 328-367 (2000).
4. Beloshenko V.A., Voznyak A.V., Voznyak Yu.V. Polym. Eng. Sci. 2013. (DOI 10.1002/pen.23583)

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Бродова И.Г.¹, Ширинкина И.Г.¹, Потапова А.А.², Столяров В.В.², Яблонских Т.И.¹, Астафьев В.В.¹, Мухгалин В.В.³, Бельтюков А.Л.³, Ладьянов В.И.³

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, ibrodova@mail.ru

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, vlstol@mail.ru

³Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск

INFLUENCE OF ELECTROPLASTIC ROLLING ON STRUCTURE-PHASE TRANSFORMATIONS IN AL ALLOYS.

Brodova I.G.¹, Shirinkina I.G.¹, Potapova A.A.², Stolyarov V.V.², Yablonskikh T.I.¹, Astafjev V.V.¹, Mughalin V.V.³, Bel'tyukov A.L.³, Lad'yanov V.I.³

¹Institute of Metal Physics, Ural Branch of RAS, Yekateriburg, ibrodova@mail.ru

²Mechanical Engineering Research Institute of RAS, Moscow, vlstol@mail.ru

³Physical- Technical Institute, Ural Branch of RAS, Izhevsk

Changes in the structure and phase composition in Al-Cu and Al-Mg-Si alloys for electroplastic rolling were examined. The influence of pulse current density on the deformation ability and the character of structure formation have been established. Reduced deformation ability of alloys at electroplastic rolling caused by melting of the eutectic in the grain boundaries. It was found that the structure of the deformed Al-Cu alloy is formed by dynamic recrystallization at a pulse current density more than 100 A/mm².

В последние годы большое внимание уделяется технологиям, использующих при пластической деформации или при термической обработке электрический ток для регулирования структуры и улучшения свойств металлов и сплавов. В частности, на примере титановых сплавов показано, что при электропластической прокатке в 3-5 раз повышается деформационная способность материалов и возрастает деформационное упрочнение.

Целью данной работы является изучение особенностей формирования структуры и фазовых превращений в Al сплавах при электропластической деформации с применением импульсного тока различной плотности.

В качестве материалов исследования были выбраны два структурно-неоднородных сплава систем Al-Cu (Al-4% Cu) и Al-Mg-Si (АД33) с присутствием эвтектики по границам зерен. Наличие последней является основной причиной повышенной хрупкости при деформировании этих материалов. Образцы в форме полосы с размерами 2x5x150 мм³ были подвергнуты электропластической прокатке – совместному влиянию деформации и импульсного электрического тока. Прокатка проводилась на двухвалковом стане, оборудованном генератором импульсного тока. Деформация осуществлялась при комнатной температуре со скоростью 5 см/с в пошаговом режиме при регулируемом разовом обжатии по толщине не более чем 50 мкм. Для подведения и съема тока использовали скользящий контакт (отрицательный полюс) до зоны деформации и один из валков (положительный полюс), соответственно. После каждого шага прокатки образцы охлаждали в воде, чтобы избежать влияния возможного нагрева. Перед повторным проходом во избежание неравномерности распределения деформации образцы поворачивали на 180°С вокруг продольной оси и меняли направление прокатки на противоположное. Прокатка велась до разрушения образцов. Истинную деформацию ϵ при прокатке вычисляли по изменению площади поперечного сечения полосы: $\epsilon = \ln S_0/S_k$, где S_0 , S_k – площадь поперечного сечения полосы до и после прокатки. В экспериментах варьировали плотность тока от 30 до 400 А/мм² с частотой и длительностью импульса, соответственно, 1000 Гц и 120 мкс. В пределах каждого опыта плотность тока сохраняли постоянной величиной.

Металлографические исследования макроструктуры образцов до и после деформации были проведены с помощью оптических микроскопов МБС-9 и “Neophot-32”. Размер структурных компонентов сплава определяли с использованием стандартных методик. Микротвердость H_v измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,2 Н (погрешность не превышала 10%). Электронно-микроскопические исследования проводили на электронном просвечивающем микроскопе JEM-200СХ. Для определения химического состава и морфологии структурных составляющих использовали сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) «Quanta-200» с

приставкой EDAX. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре D8 Avance в Cu K_α излучении в геометрии параллельного пучка.

В процессе эксперимента было установлено, что в сплаве АД33 при малой плотности тока ($j=30 \text{ А/мм}^2$) деформационная способность незначительно повышается, однако, увеличение плотности тока до $100\text{--}400 \text{ А/мм}^2$ приводит к её снижению. Возможной причиной снижения деформационной способности материала при увеличении плотности тока является оплавление легкоплавкой эвтектики и появление микротрещин по границам зерен, обусловленные тепловым эффектом импульсного тока.

Влияние высокой плотности тока ($j=400 \text{ А/мм}^2$) на образцах с малыми деформациями ($\epsilon=0,3\text{--}0,5$) проявляется в образовании смешанной неравномерной структуры, в которой области с деформированной ячеистой субструктурой чередуются с микронными полосами, заполненными ультрамелкими зёрнами, сформировавшимися в результате динамической рекристаллизации. Появление таких «каналов деформации» сопровождается снижением общей микротвердости ленты по сравнению с образцами, полученными при $j=100 \text{ А/мм}^2$.

ЭПП сплава Al-4%Cu инициирует несколько иной сценарий изменения структурно-фазовых превращений. В частности, сплав проявляет достаточно высокую деформационную способность ($\epsilon=3,8\text{--}3,4$) с ростом плотности тока до $j=320 \text{ А/мм}^2$. В процессе эксперимента проведено сравнение деформационного поведения и структуры материала при одной и той же степени деформации ($\epsilon=3,4\text{--}3,8$) до и после наложения импульсного тока. В результате исследований установлено, что при прокатке без тока формируется типичная для деформированного состояния полосовая структура с ячеистой субструктурой внутри полос и выделением эвтектики (Al-Al₂Cu) по границам зёрен.

В режиме ЭПП наиболее существенные изменения претерпевает алюминиевая матрица. Фазовый состав сплава не меняется, внутри зёрна -твердого раствора сохраняются дисперсные (200-400 нм) алюминиды упрочняющей фазы Al₂Cu, а по границам – ликвационные эвтектические прослойки (Al-Al₂Cu). Согласно результатам РСА, параметр решетки -твердого раствора при ЭПП с плотностями тока $j=100$ и 400 А/мм^2 в пределах ошибки измерений не изменяется, т.е. процессы растворения -фазы можно исключить. Уровень микронскажений решетки с повышением плотности тока растёт, а размеры ОКР уменьшаются.

Данные по оценке тонкой структуры коррелируют с результатами металлографического анализа, согласно которому с ростом ϵ от 2,4 до 3,8 при плотности тока $j=100 \text{ А/мм}^2$ происходит замена деформированной структуры на рекристаллизованную структуру (размер зерна 20 мкм), а повышение плотности тока до $j=320 \text{ А/мм}^2$ приводит к дальнейшему измельчению зерна до 6 мкм. Микротвердость рекристаллизованной структуры в два раза ниже, чем при прокатке без тока ($H_v=650 \text{ МПа}$). Было установлено, что ЭПП с плотностью тока $j=320 \text{ А/мм}^2$ во всем исследованном интервале степеней деформации ($1,8<\epsilon<3,4$) активизирует развитие процесса динамической рекристаллизации. Масштаб рекристаллизованной структуры определяется степенью деформации и уменьшается от 35 до 6 мкм. Таким образом, наложение импульсного тока высокой плотности при прокатке сплава Al-4%Cu приводит к формированию мелкой рекристаллизованной структуры, обладающей достаточно высокой деформационной способностью.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке фонда РФФИ (проект № 12-02-00101) и Программы Интеграционных проектов фундаментальных исследований УрО РАН № 12-И-2-2031

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА РАЗВИТИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Губенко С.И.

Украина, Национальная металлургическая академия Украины, sgubenko@email.dp.ua

INFLUENCE OF NON-METALLIC INCLUSIONS ON DEVELOPMENT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF LOW-CARBON STEELS

Gubenko S.I.

Resume. Peculiarities of development of severe plastic deformation near non-metallic inclusions in steels were investigated. It was shown the role of non-metallic inclusions in processes of grinding of grains structure, local cold recrystallization and cold sliding along inclusion-matrix boundaries and also concentration redistribution in steel matrix and martensite formation by severe plastic deformation.

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из перспективных методов получения ультрадисперсной структуры металлических материалов, что позволяет получать высокопрочное состояние, а также уникальные функциональные свойства этих материалов без изменения химического состава. Целью настоящих исследований было изучение локальных процессов пластического структурообразования, происходящих в стальной матрице вблизи неметаллических включений при ИПД. Образцы сталей 08Ю, 08Х18Н10Т, 09Г2С подвергали деформации методом РКУП за четыре прохода, что соответствовало истинной деформации 3,2.

В процессе ИПД в изучаемых сталях происходили изменения, связанные с образованием ориентированных структурных элементов, которые имеют размеры 80 – 260 нм и разделены большеугловыми границами, о чем свидетельствует наличие отдельных точечных рефлексов на кольцевой электронограмме. Для таких элементов структуры характерно наличие дисперсных искривленных мезополос деформации, двойников, вытянутых субзерен. С увеличением числа проходов происходила фрагментация мезополос деформации, что привело к существенному дроблению зерен. Кроме того, появились отдельные равноосные зерна, обусловленные ростом разориентировок субграниц в развитой ячеистой структуре, что связано с развитием холодной динамической рекристаллизации. Для полученных структур характерно увеличение плотности дислокаций до $(3,2-5,6) \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$, что на три порядка выше по сравнению с исходным состоянием, а также увеличение нанотвердости с ростом числа проходов от 2,5 до 4,2 кН/мм² для разных исследованных сталей.

Частицы включений в условиях РКУП нарушают однородность деформации и способствуют ее локализации; приращение деформации определяется углом поворота включения при его движении в пластической области. Вблизи включения реализуются разнообразные варианты пространственного развития деформации путем изменения положения плоскостей сдвига, характер которых очевидно зависит от степени пластичности включения. Присутствие неметаллических включений должно оказывать существенное влияние на развитие многократного сдвигового деформирования, используемого при режиме дробной деформации по фиксированным плоскостям со сдвигом во взаимно противоположных направлениях в сочетании с однородностью напряженного и деформированного состояний, а также на предельную пластичность сталей. В процессе ИПД вследствие градиентов пластической деформации в стальной матрице происходит пластическое вращение включений, служащих барьерами на пути движения дислокаций. Вблизи включений образуются зоны локализованной деформации, содержащие заторможенные искривленные фрагментированные полосы сдвига, оборванные субграницы, микродвойники, вихревые образования, обусловленные ротационной локализацией и образованием дискретных разориентировок. Размеры ячеек субструктуры примерно в 2 – 3 раза мельче, чем вдали от включений, кроме того вблизи одного локализованной деформации, несколько очагов ротационной локализации. Вблизи включений возникает дефектный слой, представляющий сложную систему дислокационно-дисклинационного типа, где происходит аккомодационное коллективное движение дислокаций и оборванных дислокационных границ. Поскольку вблизи включений всегда повышена плотность точечных дефектов именно в этих зонах локализованной деформации наиболее вероятно диффузионная аккомодация в системе дислокаций и стыковых дисклинаций, что является фактором, регулирующим предел

деформационного измельчения зерен стальной матрицы вблизи включений. В среднем, вблизи включений размеры нанозерен в 2 – 3 раза меньше, чем вдали от них.

Значения нанотвердости стальной матрицы вблизи включений зависели от типа стали, однако во всех случаях они на 20 – 35% превышали аналогичные значения вдали от включений (табл. 1). Вблизи пластичных включений сульфидов и силикатов значения нанотвердости выше, чем вблизи недеформируемых оксидов и карбонитридов титана, что связано с определенной деформационной релаксацией напряжений в системе пластичное включение-матрица [1]. В случаях локализации динамической холодной рекристаллизации вблизи включений нанотвердость стальной матрицы снижалась примерно на 10%. При развитых деформациях большая часть энергии деформации вследствие диссипации механической энергии превращается в теплоту, что может привести к разогреву металла до температуры начала рекристаллизации. Холодная рекристаллизация вблизи включений проходит в условиях высокой концентрации дефектов кристаллического строения, которые не успевают перестроиться до такого уровня, что обеспечить значительное разупрочнение этих участков. Возврат и рекристаллизация вблизи включений могут быть подавлены в значительной степени ограничением подвижности дислокаций примесями, находящимися в этих зонах матрицы в повышенном количестве [1].

В стали 08X18H10T вблизи включений наблюдали ободки из мартенситной фазы, что связано с перераспределением потоков неравновесных дефектов при ИПД, приводящее к концентрационному расщелению аустенита. Электронно-микроскопические исследования позволили определить базовые рефлексы ГЦК- и ОЦК-решеток с наличием текстур деформации. Мартенситные зерна имеют размеры порядка 10 – 30 нм. Очевидно в локальных областях аустенитной матрицы вблизи включений реализуется механизм концентрационных перераспределений, способствующий локальной потере концентрации никеля, что приводит к образованию мартенсита деформации. Вдали от включений размеры мартенситных зерен достигают 50 – 80 нм.

Таблица 1

Нанотвердость стальной матрицы вблизи неметаллических включений и вдали от них (в скобках) после ИПД за четыре прохода

Марка стали, включение	Нанотвердость, кН/мм ²
08X18H10T, TiCN	4,97 (3,8)
08Ю, MnO Al ₂ O ₃	4.49 (3,4)
08Ю, (Fe,Mn)S	3,92 (3,4)
09Г2С, MnO SiO ₂	4,93 (4.2)

Наличие зерен мартенсита вблизи включений свидетельствует об участии последних в транспорте потоков неравновесных вакансий при ИПД, что может привести к концентрационному перераспределению в локальных участках базовых компонентов стали, имеющих различную подвижность. Действие обратного эффекта Киркендала в стали с включениями приводит к пространственному масштабу порядка нескольких размеров зерен. Такой механизм связан с активацией вблизи включений ротационных мод деформации, что наблюдали во всех исследованных сталях, а также активацией проскальзывания вдоль границ включение-матрица. В процессе ИПД в границах включение-матрица также повышается плотность избыточных межфазных дефектов, что приводит к увеличению свободного объема этих границ и возрастанию их диффузионной проницаемости [1]. В таких межфазных границах локализуется энергия деформации, в результате происходит холодное проскальзывание, причиной которого является также аккомодация ротационных смещений вблизи включений. Представляется очевидным, что после ИПД межфазные границы включение-матрица обладают повышенной граничной энергией, что обеспечивает высокие скорости диффузии в этих границах.

Выводы. В процессе ИПД сталей, подвергнутых РКУП неметаллические включения вызывают ряд эффектов: измельчение нанозеренной структуры, локальные холодные рекристаллизацию и проскальзывание вдоль границ включение-матрица, а также концентрационные перераспределения в матрице и образование мартенсита. Включения влияют на механические свойства сталей, подвергнутых РКУП.

Литература

1. Губенко С.И., Парусов В.В., Дервянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

Дельгадо Рейна С.Ю.¹, Табатчикова Т.И.¹, Яковлева И.Л.¹, Плохих А.И.²

Россия, ¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, tabat@imp.uran.ru

²МГТУ им. Баумана, Москва, plokhikh@bmsu.ru

The possibility to form multilayer material with ultrafine-grained structure from two steels by ARB-rolling was investigated. The influence of alloy elements diffusion process and related with it the character of $\gamma \rightarrow \alpha$ – transformation on the features of formed structure and mechanical properties was studied. It was found that ARB-rolling is way to form ultrafine-grained structure of multilayer material from steels U8 and 08H18N10. It was established that material created by ARB-rolling has uncommon complex of mechanical properties: high strength and ductility.

В последнее время активно развиваются перспективные технологии, позволяющие формировать развитую субмикро- и нанокристаллическую структуру при изготовлении МСМ (многослойного металлического материала) листового сортамента. Создание такой структуры позволяет существенно повысить ресурс деталей и конструкций, работающих в условиях высоких температурно-силовых нагрузок, а также низких климатических температур при экономии дорогостоящих легирующих элементов. Известно, что метод аккумулирующей прокатки с соединением является одним из способов измельчения зеренной структуры с помощью интенсивной пластической деформации. Такая обработка позволяет получить ультрамелкозернистую (и даже нанокристаллическую) структуру в алюминиевых и медных сплавах, в МСМ на основе пары взаимно нерастворимых металлов. Попытки получить МСМ прокаткой композиции, прошедшей компактирование и состоящей только из изоморфных слоев железа, приводят к формированию монозаготовки без видимых признаков ламинарной структуры. Однако получение субмикро- и наноразмерной ламинарной многослойной структуры в заготовке, созданной на основе одного металла, возможно случае, если в исходной композиции участвуют сплавы с разным кристаллическим строением. Вместе с тем, при определенных условиях выбора исходных составляющих МСМ, ламинарную структуру субмикронного и нанометрического диапазона можно получать, проводя горячую прокатку, в том числе и в изоморфном состоянии компонентов. Одним из важнейших условий, позволяющим наследовать исходное ламинарное строение заготовки от одного технологического цикла к другому, является предотвращение фазовой и структурной перекристаллизации на межслойных границах. В отличие от традиционных многослойных материалов (би- и триметаллов), в которых образование общих зерен на границах раздела приветствуется, в материалах с истинно ламинарной структурой это является недопустимым. Нарушение регулярного расположения слоев, вследствие исчезновения высокоугловой разориентировки между ними, в том числе из-за межслойной диффузии легирующих элементов, делает невозможным постепенное утонение слоев деформацией прокатки. Целью настоящей работы являлось исследование особенностей структурного строения МСМ, прошедшего два полных технологических цикла пакетной прокатки и изначально представляющего собой композитную заготовку с чередующимися слоями сталей, имеющих различный химический состав. При этом имелось в виду, что структурные превращения при горячей прокатке в таком многослойном материале могут быть связаны не только с процессами динамической рекристаллизации, но и с межслойной диффузией легирующих элементов.

Для проведения многопроходной прокатки был сформирован пакет, состоящий из 100 чередующихся между собой листов стали U8 и 08X18H10 (по 50 листов каждой) толщиной 0,5 мм. Перед прокаткой проводили мерную резку заготовок из листов, обработку их поверхности, сборку нарезанных листов в пакет, вакууммирование пакета и последующее пластическое деформирование методом горячей прокатки при температуре 1000°C. В результате реализации двух полных технологических циклов были получены листы толщиной 2 мм. Из них в направлении, перпендикулярном направлению прокатки, были вырезаны образцы для исследования структуры. В результате проведения двух полных циклов в листах толщиной 2 мм, сформировалась разнотолщинная ламинарная структура со средней толщиной слоя около 1 мкм, с общим числом слоев около 2000 шт. Исследование методом сканирующей электронной микроскопии показало, что «темные» слои (с повышенной травимостью) чередуются со «светлыми» слоями (с пониженной травимостью). «Светлые» слои имеют толщину 1,08-4,14 мкм

(1080 - 1410 нм), «темные» слои - толщину 240-460 нм. Неодинаковое изменение толщин слоев сталей У8 и 08X18H10 объясняется диффузией, протекающей в процессе деформации. Горячая пластическая деформация ускоряет развитие диффузионных процессов между слоями нержавеющей стали и легированной стали У8, поэтому в условиях пакетной прокатки возможно перемещение легирующих элементов на расстояния, сопоставимые с толщиной отдельного слоя, таким образом, к моменту завершения второго цикла должно произойти выравнивание концентрации легирующих элементов по сечению. Однако, измерения концентрационного профиля хрома и никеля в соседних слоях исследуемой композиции, сделанные на разных этапах технологического цикла изготовления, показывают существенное взаимное влияние на термодинамическую активность присутствующих элементов и, как следствие, на их диффузионную подвижность. Так, в частности, подавление диффузии никеля может быть объяснено повышением его активности на межслойной границе в присутствии значительного количества углерода, содержащегося в стали У8. В свою очередь, снижение термодинамической активности хрома (из-за высокого химического родства к углероду) объясняет его высокую диффузионную подвижность, приводящую к относительно быстрому выравниванию его концентрации в слоях стали У8 и 08X18H10. Развитие диффузионных процессов существенно повлияло на протекание $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и впоследствии на характер конечной структуры. При исследовании многослойного образца в различных локальных участках наблюдается структура, которая обусловлена значительной неоднородностью по химическому составу аустенита, образовавшегося при температуре прокатки. При последующем охлаждении в неоднородном аустените развивается $\gamma \rightarrow \alpha$ - превращение, в результате которого образуется смесь феррита и мартенсита, имеющего разнообразную морфологию. Большую долю структуры составляет высоко фрагментированная составляющая, включающая микродвойники, субзерна и нанокристаллы и γ -фаза, а также карбиды хрома и железа. Участки структуры с большим количеством феррита соответствуют слоям с повышенным содержанием хрома. Исследования механических свойств горячекатаных образцов исследуемых композиций свидетельствуют о том, что полученная структура, состоящая, судя по значениям модуля упругости, из текстурированных слоев, формируется непосредственно в процессе первого технологического цикла. Характерным для данного типа конструкционных материалов является и то, что после второго цикла незначительное повышение предела прочности, сопровождается резким падением характеристик пластичности ($\delta \sim 4\%$) с одновременным ростом твердости. Объяснением этому может служить фрактограмма места разрыва образца на растяжение. Удлинение образца и его разрушение, происходящее по механизму образования «внутренних шеек», лимитируется величиной поперечного сечения одного слоя. При этом, чем тоньше слои в материале, тем меньше значения относительного удлинения и сужения в целом всего образца. В тоже время при столь низкой пластичности, исследуемый многослойный материал обладает значительным запасом ударной вязкости. Образцы с U-образным концентратором копром мощностью 300 Дж не разрушаются. Поэтому для оценки влияния слоистой структуры полученных материалов на значения ударной вязкости, были испытаны стандартные образцы размером 2x8x55 мм с V-образным концентратором. Было установлено, что ударные образцы, прошедшие два технологических цикла, не подвергаются полному разрушению. Фрактографический анализ поверхности части образца, претерпевшего разрушение, показывает, что излом, имеет характерный ямочный рельеф и является вязким. В результате проведенного исследования установлено, что при горячей пакетной прокатке композитной заготовки, состоящей из сталей У8 и 08X18H10, после завершения двух технологических циклов синтезируется МСМ с толщинами слоев от 240 нм до 4 мкм. Процессы межслойной диффузии углерода и легирующих элементов способствуют выравниванию химического состава по сечению, однако при этом между слоями сохраняется химическая неоднородность и связанная с ней неоднородность структуры. Исследование механических свойств показало, что МСМ имеет анизотропное строение, следствием которого является необычное сочетание пластических и вязких характеристик при высоком уровне прочности и твердости. Многопроходная пакетная прокатка композитных заготовок, состоящих из сталей различных структурных групп, является методом формирования ультрадисперсной структуры в листовом материале, которая представляет собой смесь феррита, мартенсита и аустенита с элементами субмикросталлической, нанокристаллической и микродвойникованной структуры.

Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01201064335) и при финансовой поддержке проекта Президиума РАН № 12-П-2-1030, а также в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы», ГК № 16.523.11.3010 по теме «Создание комплекса вакуумных и ионно-вакуумных технологий химико-термической обработки деталей машин с получением наноструктурированного состояния их диффузионных слоев».

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ Al-Li СПЛАВЕ 1469, ПОДВЕРГНУТОМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кайгородова Л.И.¹, Распосиенко Д.Ю.¹, Пушин В.Г.¹, Пилогин В.П.¹, Смирнов С.В.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

²Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

dmitrijasp@gmail.com

INVESTIGATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF MULTICOMPONENT Al-Li ALLOY AFTER SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Kaigorodova L.I., Pilyugin V.P., Pushin V.G., Rasposienko D.Yu., Smirnov S.V.

Structural and phase transformation are studied in aging commercial Al-Li alloy 1469 after severe plastic deformation by shear under pressure. Deformational sympathetic nanofragmentation, recrystallization in situ and decomposition of supersaturated solid solution are observed to be in this alloy during or after deformation. These processes are established to depend on the deformation ratio. Also the influence of nanostructure on the mechanical properties (micro-hardness, tensile modulus, yield ability, stiffness) is discussed.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния мегапластической деформации (МПД) на структуру и свойства промышленного стареющего алюминий-литиевого сплава нового поколения марки 1469 (3,2 % Cu – 1,2 % Li – 0,4 % Ag – 0,3 % Mg – 0,11 % Sc – 0,09 % Zr – ост. Al). МПД сплава в закаленном состоянии осуществляли в наковальнях Бриджмена при комнатной температуре. Используемые режимы МПД приведены в таблице 1.

Таблица 1. Режимы мегапластической деформации

Давление P, ГПа	4	4	4
Угол поворота φ, π рад	2	10	20
Истинная степень деформации на ½ радиуса диска ε	7.0	8.6	9.3

Исследование структурных и фазовых превращений в сплаве после МПД осуществляли электронно-микроскопически на просвет в микроскопе JEM – 200 CX. Все структурные исследования проводили в центре коллективного пользования ИФМ УрО РАН. Механические свойства сплава (микротвердость, модуль упругости, жесткость и пластичность) измеряли методом инструментального индентирования на инструментированном микротвердомере FISHERSCOPE 2000.

Структура сплава после МПД P = 4 ГПа, φ = 2π рад. После МПД уже на 1 оборот в сплаве наблюдается нанофрагментированная зеренно-субзеренная структура (рис. 1а). Кольцевой характер соответствующих электронограмм (рис. 1в) подтверждает наличие в том числе и большеугловых разориентаций нанофрагментов. На рисунке 1а видно, что в деформированном сплаве присутствуют разделяющие отдельные группы нанофрагментов протяженные дипольные границы. После МПД в исследуемом сплаве на фоне групп нанофрагментов, объединенных в субмикрористаллические образования, выявляются отдельные рекристаллизованные нанозерна диаметром ~ 20 – 50 нм (см. рис. 1 а). Также после деформации (или в ее процессе) реализуется распад пересыщенного твердого раствора с преимущественным выделением стабильной фазы T₂ (Al₆Li₃Cu), о чем свидетельствует наличие

достаточно интенсивных рефлексов фазы на микроэлектронogramмах сплава (рис. 1 в) и частиц фазы на темнопольных снимках (рис. 1 б). Видно, что эти частицы зарождаются преимущественно гетерогенно на границах нанофрагментов и дипольных границах.

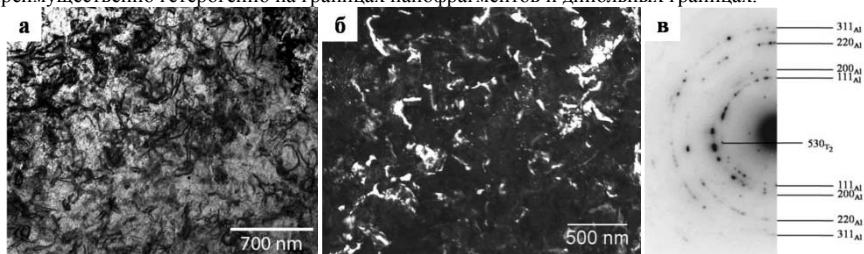


Рис. 1. Микроструктура сплава 1469 после МПД $P = 4$ ГПа, $\varphi = 2\pi$ рад: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение в близких рефлексах $(530)_{T_2}$, $(111)_{Al}$, $(200)_{Al}$, на котором светятся дисперсные T_2 – частицы, извилистые фрагменты субзерен – матрицы и рекристаллизованные нанозерна; в – кольцевая микроэлектронogramма.

Структура сплава после МПД $P = 4$ ГПа, $\varphi = 10\pi$ рад. Увеличение степени МПД при возрастании угла поворота интенсифицировало процесс рекристаллизации, что проявляется в возрастании доли рекристаллизованных зерен со средним диаметром ~ 50 нм. Этот процесс сопровождался уменьшением протяженности дипольных границ. Возрастание степени деформации, по-видимому, вызвало активизацию распада пересыщенного твердого раствора, что косвенно подтверждается усилением интенсивности рефлексов T_2 -фазы на микроэлектронogramмах сплава. Анализ темнопольных изображений выявил некоторое увеличение количества нанодисперсных частиц T_2 -фазы по сравнению с обнаруженными после МПД с $\varphi = 2\pi$ рад. Вместе с тем, данные высокодисперсные частицы зарождаются преимущественно гетерогенно на границах нанофрагментов, нанозерен и сохранившихся “обрывках” дипольных границ.

Структура сплава после МПД $P = 4$ ГПа, $\varphi = 20\pi$ рад. Дальнейшее возрастание степени МПД при продолжающемся измельчении зеренно-субзеренной структуры привело к заметному увеличению доли рекристаллизованной *in situ* структуры с диаметром рекристаллизованных нанозерен не более 30 – 50 нм (рис. 2 а), что сопровождается практически полным исчезновением дипольных границ (рис. 2 а). В то же время, образовавшаяся в процессе МПД нанорекристаллизованная структура остается неравновесной. Это подтверждается не только ее наномасштабом, но и сохранением на светлопольных изображениях вблизи нанозерен отчетливых эффектов дифракционного контраста, имеющего форму петель или дуг диаметром более 50 нм (рис. 2 а). Образование таких эффектов может быть обнаружено и после других режимов МПД.

Возрастание степени МПД до 10 оборотов не подавляет процесс выделения фазы T_2 . В этом случае размер частиц фазы может достигать 15 нм (рис. 2 б). Из рисунка видно, что они зарождаются преимущественно гетерогенно на границах нанозерен. Осуществление механизма выделения фазы T_2 на границах нанозерен указывает на то, что нанорекристаллизация сплава инициирует распад пересыщенного твердого раствора. Так как выделение фазы обнаружено практически сразу после МПД, то очевидно, что рекристаллизация как и распад реализовались в процессе деформации и, следовательно, являются динамическими.

Из приведенной таблицы 2 следует, что образование в сплаве 1469 при МПД наноструктурного состояния повышает его микротвердость на 40 – 50% (в зависимости от режима МПД), а также приведенный модуль упругости E . При этом средняя величина пластичности снижается на 6 – 7%. Рост числа оборотов при МПД, как показали результаты измерения механических свойств, обеспечивает вначале упрочнение сплава, а после 10 оборотов, некоторое разупрочнение.

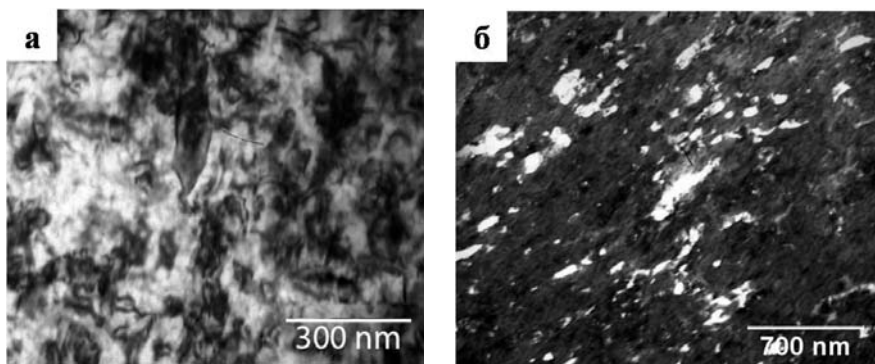


Рис. 2. Микроструктура сплава 1469 после МПД $P = 4$ ГПа, $\varphi = 20^\circ$ рад: а – светлопольное изображение; б - темнопольное изображение в близких рефлексах $(530)_{Ti}$ и $(200)_{Al}$.

Проведенный анализа структуры и свойств сильнодеформированного сплава позволил сделать вывод о том, что одновременное протекание при нанофрагментации еще двух взаимосвязанных процессов (рекристаллизации и распада пересыщенного твердого раствора) оказывает вполне определенное влияние на его механические свойства.

Таблица 2 Механические свойства сплава 1469 после МПД

Обработка	Твердость			Приведенный модуль E , ГПа	Пластичность, %	Показатель жесткости, H_{IT}/E
	$H_{\text{мб}}$, ГПа	$H_{\text{тв}}$, ГПа	По Виккерсу, HV			
МПД, 1 оборот	2.10	2.79	263.7	75.9	75.6	0.0368
МПД, 5 оборотов	2.38	3.16	299.2	81.6	73.6	0.0389
МПД, 10 оборотов	2.26	3.01	284.2	81.0	74.7	0.0374
После закалки и старения при 160 °С, 30 ч (МК-структура)	1.57	1.97	186.6	72.5	81.3	0.0277

Активизация механизма деформационно-индуцированной рекристаллизации, являющегося эффективным способом релаксации упругих напряжений, при возрастании степени деформации вызывает относительное снижение прочности и повышение пластичности по сравнению с только нанофрагментированным состоянием. Однако при этом инициируется процесс распада пересыщенного твердого раствора, что, напротив, должно приводить к некоторому повышению прочности и снижению пластичности. Таким образом, следствием суммарного альтернативного влияния этих структурно-фазовых механизмов на механические свойства сплава и является относительно умеренная зависимость механических свойств от режима МПД, по сравнению, например, с более легированными Al - Li сплавами.

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ
СТОЙКОСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti-4Al-2V,
ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ**

**Козлова Н.А.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.², Бахметьев А.М.², Сандлер Н.Г.³,
Нохрин А.В.¹, Тряев П.В.³, Чегуров М.К.¹, Лопатин Ю.Г.¹, Грязнов М.Ю.⁴, Кузин В.Е.¹,
Бутусова Е.Н.¹**

¹Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского
государственного университета им. Н.И. Лобачевского, nakozlova@nifti.unn.ru

²Беларусь, Физико-технический институт НАН Беларуси, Kopylov.ecap@gmail.com

³Россия, ОАО «ОКБМ Африкантов», sandler@okbm.nnov.ru

⁴Институт проблем машиностроения ННЦ РАН, gyvaznov@nifti.unn.ru

The article presents the results of experimental study on structure, physical and mechanical properties and corrosion resistance of submicrocrystalline titanium alloy PT3V (Ti-Al-V industrial alloy). Titanium alloy structure variation by equal channel angular pressing method makes possible to increase its thermal stability, strength, plasticity, hot-salt intercrystalline corrosion resistance and corrosion-fatigue resistance. The explanation of these regularities is provided.

Целью работы является исследование влияния равноканального углового прессования (РКУП) на механические и коррозионные свойства промышленного титанового сплава ПТЗВ (Ti-4Al-2V), а также поиск путей формирования в титановых сплавах однородной термически стабильной субмикроструктурной (СМК) структуры с одновременно повышенной прочностью и коррозионной стойкостью.

СМК структура в сплаве ПТЗВ была сформирована методом РКУП при скорости 0.4 мм/с и температуре 723-747 К. Средний размер зерна после N=4 циклов РКУП составляет 0.5 мкм.

Зависимость предела макроупругости (σ_0) и предела текучести (σ_T) от числа циклов РКУП (N) имеет монотонный характер – при увеличении N от 0 до 4 наблюдается повышение σ_0 и σ_T от 450 до 750 МПа и от 600 до 1020-1050 МПа, соответственно. Твердость СМК сплава ПТЗВ составляет H=3.5-3.6 ГПа. Важно отметить, что одновременно с высокой прочностью СМК сплав при комнатной температуре имеет и высокую пластичность - удлинение до разрыва составляет $\delta=47.5-50\%$, что более чем в 1.5 раза превосходит удлинение до разрушения для крупнозернистого сплава ($\delta=28\%$). На изломах образцов СМК сплава после растяжения видны волокнистая зона, радиальная зона и зона среза. Характер излома - преимущественно вязкий.

Полученный СМК сплав имеет повышенную термическую стабильность - процесс роста зерен и в крупнозернистом, и в СМК сплаве начинается после отжига при температуре отжига 773 К.

Зависимости $\sigma(\epsilon)$ имеют вид, характерный для сверхпластической деформации СМК материалов – интенсивное деформационное упрочнение на первой стадии растяжения и медленное разупрочнение на второй стадии. С повышением температуры деформации от 873 К до 1073 К при скорости 10^{-2} с^{-1} в СМК сплаве наблюдается уменьшение напряжения течения от 165 МПа до 70 МПа с одновременным повышением пластичности от 225% до 475%. В крупнозернистом сплаве аналогичное повышение температуры деформации приводит к уменьшению напряжения течения от 355 МПа до 120 МПа и повышению пластичности от 85% до 220%. На изломе образца СМК сплава ПТЗВ после испытаний на сверхпластичность видны волокнистая зона и зона среза, а также отчетливо видны ямки, характеризующее вязкое разрушение.

Испытание на горячую солевую коррозию показывают, что глубина прокорродировавшего слоя в СМК сплаве в 4-5 раз меньше, чем в обычном крупнозернистом материале. При этом сплав ПТЗВ после РКУП обладает повышенной (не менее, чем в 9 раз) стойкостью к зарождению коррозионно-усталостной трещины по сравнению с крупнозернистым титановым сплавом ПТЗВ.

В работе предложена качественная модель влияния эволюции структуры титановых сплавов при РКУП, позволяющая, в частности, объяснить причины одновременного повышения прочности, термической стабильности и коррозионной стойкости в СМК титановых сплавах. Установлено, что повышение стойкости к межкристаллитной коррозии и повышенное значение температуры начала рекристаллизации в титановом сплаве ПТЗВ связано с диффузионным перераспределением коррозионно-активных легирующих элементов на границах зерен.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы»).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ
Маьер Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Кошовкина В.С.², Тукеева М.С.¹, Мельников Е.В.¹, Кретов Ю.Л.², Одесский П.Д.³, Добаткин С.В.⁴

¹Россия, ФГБНУ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, galinazg@yandex.ru

²Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

³Россия, ЦНИИ строительных конструкций

⁴Россия, ФГБНУ Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF LOW-CARBON STEEL AFTER HIGH-PRESSURE TORSION

Maier G.G., Astafurova E.G., Koshovkina V.S., Tukeeva M.S., Melnikov E.V., Kretov Yu.L., Odessky P.D., Dobatkin S.V.

Microstructure and mechanical properties of low-carbon steel after high-pressure torsion (HPT) were investigated. Ultra-fine grained structure with an average grain size of 95 nm ($T_{HPT}=20^{\circ}C$) and 120 nm ($T_{HPT}=450^{\circ}C$) has been produced by HPT. Microstructure formed by HPT is non-uniform across the disk diameter and possesses a high microhardness (up to 6GPa).

Исследовали влияние интенсивной пластической деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) на структуру и механические свойства стали 06МБФ (Fe-0,1Mn-0,6Mn-0,8Cr-0,2Ni-0,3Si-0,2Cu-0,1V-0,06Nb-0,09C, мас.%) в ферритном состоянии, полученном закалкой от 920°C (0,5 ч) и отпуском при температуре 670°C (1 ч). Деформацию КГД проводили под давлением 4 ГПа при температуре $T=20^{\circ}C$ и $T=450^{\circ}C$ на пять полных оборотов.

Методами электронной микроскопии показано, что КГД приводит к формированию ультрамелкозернистой структуры в стали со средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры – 95 нм при $T_{КГД}=20^{\circ}C$ и 120 нм при $T_{КГД}=450^{\circ}C$. На светлопольных электронно-микроскопических изображениях наблюдали конкуры экстинкции, размытые границы элементов структуры. Значительные азимутальные размытия рефлексов на электронограммах свидетельствуют о высоком уровне внутренних напряжений в зернах и субзернах после КГД.

Методом рентгеноструктурного анализа установлено, что КГД вызывает уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий. Значения микродеформации кристаллической решетки составляют $\Delta d/d=2,0 \times 10^{-4}$ в исходном состоянии и достигают значений $(3-4) \times 10^{-3}$ после КГД. Размеры областей когерентного рассеяния составляют более 200 нм в исходном состоянии и 40-50 нм после кручения. Плотность дислокаций (ρ), рассчитанная по данным рентгеноструктурного анализа, после КГД возрастает до $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (в исх. сост. $\rho \sim 10^9 \text{ см}^{-2}$).

КГД приводит к повышению средних значений микротвердости по сравнению с исходным состоянием (2 ГПа): до 6 ГПа при $T_{КГД}=20^{\circ}C$ и до 5,7 ГПа при

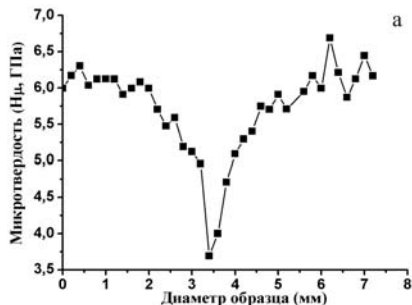


Рисунок – Распределение микротвердости по диаметру образца стали после КГД ($T_{КГД}=20^{\circ}C$)

$T_{\text{КГД}}=450^{\circ}\text{C}$. Микротвердость в центральной части образца существенно ниже, чем на периферии (Рисунок). С удалением от центра

микротвердость повышается, что свидетельствует о формировании неоднородной структуры стали 06МБФ при КГД. Температура кручения в исследуемом интервале ($T_{\text{КГД}}=20^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{КГД}}=450^{\circ}\text{C}$) слабо влияет на прочностные характеристики стали.

Таким образом, установлено формирование неоднородной структуры в стали 06МБФ в зависимости от расстояний от центра дисков стали 06МБВ после КГД. Температура кручения в исследуемом интервале ($T_{\text{КГД}}=20^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{КГД}}=450^{\circ}\text{C}$) слабо влияет на размер элементов структуры, прочностные характеристики стали и характер распределения значений микротвердости по диаметру дисков.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента РФ (СП-4682.2013.1).

НАБЛЮДЕНИЯ И ПРИРОДА ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В УМЗ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ Мурашкин М.Ю.^{1,2,3}, Еникеев Н.А.^{1,2}, Абрамова М.М.¹, Валиев Р.З.^{1,2}

¹*Россия, Уфа, Уфимский государственный авиационный технический университет*

²*Россия, Санкт-Петербург, Санкт-Петербургский государственный университет*

³*Россия, Москва, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
maxmur@mail.rb.ru*

OBSERVATION AND NATURE OF HIGH-STRENGTH STATE IN UFG ALLOYS, PRODUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Murashkin M.Yu., Enikeev N.A., Abramova M.M., Valiev R.Z.

Al-Mg alloy and 316 stainless steel were processed by high pressure torsion at different temperatures. As a result UFG states with varied microstructure parameters were formed in the investigated alloys. It was shown that Al alloy processed at room temperature and stainless steel processed at 400C are characterized by significantly enhanced strength, which exceeds the value expected for the given grain size according to Hall-Petch relation. This extra-strength was linked to nanostructural features as segregations/clusters of alloying elements formed in grain boundary regions due to severe plastic deformation. The segregations suppress emission of dislocations from grain boundaries, and yielding requires additional stress which contributes to overall hardening.

Проведены исследования наноструктурных сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК). Показано, что ИПДК при комнатной температуре и при температуре 200°C позволяет формировать в Al-Mg сплаве однородные наноструктуры, характеризующиеся различным набором параметров – размером зёрен, плотностью дислокаций, различным состоянием границ зёрен. При этом наноструктурный Al-Mg сплав, полученный при комнатной температуре, демонстрирует прочность, заметно превышающую значение, подсчитанное из соотношения Холла-Петча для данного диапазона размер зёрен. Данный эффект сверхпрочности связывается с особенностями деформационных механизмов в УМЗ материалах, а также тонкой микроструктуры сплавов, в частности с сегрегациями/кластерами легирующих элементов, образующихся в приграничной области в результате ИПДК.

Зернограничные сегрегации магния, обнаруженные в УМЗ Al-Mg сплаве, полученном ИПДК при комнатной температуре, отличаются от таковых, обычно наблюдаемых в крупнозернистых материалах. В частности, они характеризуются повышенной концентрацией примесных атомов (до 30 ат. %), а также шириной (до нескольких нанометров). Предполагается, что именно эти необычные сегрегации приводят к тому, что УМЗ сплав в таком состоянии демонстрирует сверхпрочность. При этом сегрегации подавляют испускание дислокаций из границ зёрен, таким образом, для осуществления деформации требуется дополнительное напряжение, дающее вклад в общее упрочнение. Образование сегрегаций связывается с неравновесным состоянием границ зёрен, формирующемся в результате ИПДК, что, в частности, проявляется в заметном различии параметров зернограничных сегрегаций в Al-Mg сплаве, подвергнутом ИПДК при разных температурах.

ИПДК нержавеющей стали 316 при комнатной температуре и при температуре 400°C также приводит к формированию в материале однородной УМЗ структуры с отличающимися параметрами микроструктуры (размер зёрен, фазовый состав, плотность дислокаций). При этом размер зёрен после ИПДК при комнатной температуры составляет около 60 нм, а после ИПДК при 400°C – порядка 100 нм. УМЗ сплав в обоих состояниях демонстрирует высокие прочностные характеристики, при этом подсчитанное значение предела текучести для стали 316, подвергнутой ИПДК при 400°C, (~2ГПа), заметно превышает значение, подсчитанное из соотношения Холла-Петча для данного диапазона размеров зёрен. Данный эффект требует тщательного анализа с учётом всех факторов, способных повлиять на упрочнение сплава в данном состоянии – фазового состава, наличия сегрегаций/кластеров легирующих элементов, выделений, частиц, других параметров микроструктуры и границ зёрен.

Таким образом, повышенные свойства УМЗ материалов, полученных интенсивной пластической деформацией, существенное влияние оказывает не только размер зёрен, но и параметры границ зёрен, включая их фазовый состав. Варьируя параметры получения данных материалов, можно оказывать влияние на состояние границ зёрен, и, таким образом, целенаправленно управлять их свойствами.

ГИГАНТСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА ПРИ ПОСТ-ИПД ТЕРМООБРАБОТКЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Паль-Валь П.П.¹, Паль-Валь Л.Н.¹, Давыденко А.А.², Сенникова Л.Ф.², Рыбалко А.П.³

¹Украина, Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины, palval@ilt.kharkov.ua

²Украина, Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, dav76@ukr.net

³Украина, Харьковский национальный экономический университет, n_rybalko@yahoo.com

GIANT CHANGES IN THE YOUNG'S MODULUS AT POST-SPD THERMAL TREATMENTS OF SUB-MICROCRYSTALLINE COPPER

Pal-Val P.P., Pal-Val L.N., Davydenko O.A., Sennikova L.F., Rybalko A.P.

A detailed study of isothermal annealing on the Young's modulus of sub-microcrystalline copper obtained by hydrostatic extrusion combined with wire drawing is presented.

Наиболее доступным методом получения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных (НС) металлов и сплавов является метод интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Широкое применение полученных таким образом материалов в конструкторских разработках в настоящее время сдерживается целым рядом факторов. Среди нерешенных проблем, прежде всего, следует отметить тот факт, что прошедшие ИПД-обработку металлы и сплавы имеют неравновесную дефектную структуру, которая обуславливает временную и термическую нестабильность функциональных и эксплуатационных характеристик этих материалов. Поэтому изучение стабильности структуры и свойств новых УМЗ и НС металлов и сплавов представляется важной и актуальной задачей современного материаловедения, как с фундаментальной, так и с прикладной точек зрения.

В настоящей работе исследовано влияние отжига на динамический модуль Юнга в наноструктурной меди, полученной в результате интенсивной комбинированной пластической деформации, включающей многократную гидроксужку (ГЭ) и волочение (В) горяче-прессованного прутка меди Cu-FRTP (99,95%) с суммарной логарифмической деформацией $\epsilon_{\Sigma} = 6.78$.

Измерения проводились методом двойного составного вибратора [2]. В образцах длиной 30 мм и диаметром 2 мм возбуждался продольные стоячие волны на частоте $f \sim 70$ кГц, причем волновой вектор совпадал с направлением ГЭ и В. Температурные зависимости динамического модуля Юнга $E(T)$ измерялись в интервале температур 5–310 К при постоянной амплитуде ультразвуковой деформации $\epsilon_0 \sim 1 \cdot 10^{-7}$. Скорость изменения температуры составляла 1 К/мин. Измерение $E(T)$ проводилось в исходном образце, а также после нескольких изотермических отжигов в вакууме в течение 30 мин. при температурах 90–350 °C с интервалом 20 °C. Как и в [2,3], интервал температур отжига выбирался с таким расчетом, чтобы ожидаемая температура

первичной рекристаллизации для сильно деформированной меди $T_{п.р.} \approx 135$ °С попадала в этот интервал. Однако поведение модуля Юнга в отожженных образцах, приготовленных методами ГЭ и В, кардинально отличалось от поведения E в РКУП-обработанной меди, поэтому интервал был расширен в область более высоких температур.

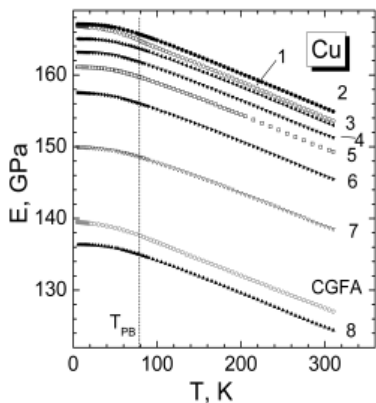


Рис. 1. Температурные зависимости модуля Юнга измеренные сразу после ГЭ и В (1), после отжигов при 170°С (2), 250°С (3), 270°С (4), 290°С (5), 310°С (6), 330°С (7), 350°С (8). Для сравнения приведена зависимость $E(T)$ в хорошо отожженной крупнозернистой меди (CGFA) [4].

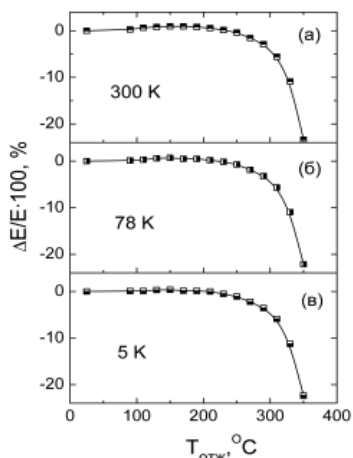


Рис. 2. Зависимость величин модуля Юнга, измеренных при 5 К (а), 78 К (б) и 300 К (в) от температуры отжига.

квазистатическая релаксация внутренних напряжений. Оба предположения нуждаются в дальнейшей проверке. В любом случае, модуль упругости полученного материала остается более

Температурные зависимости динамического модуля Юнга $E(T)$ показаны на рис. 1 (для большей ясности показаны не все кривые). Обращает на себя внимание значительная величина модуля Юнга в образцах после деформации, которая во всем интервале температур почти на 20 % превосходит соответствующие значения E в полностью отожженных крупнозернистых (CGFA) образцах меди [4]. В неотожженных образцах вблизи температуры $T_{PB} \gg 79$ К на зависимостях $E(T)$ отчетливо наблюдается "ступенька" дефекта модуля, обусловленная динамической дислокационной релаксацией Бордони [3,4]. Как было показано в [3,4], именно эта релаксация приводит к существенному **понижению** (до 10 %) упругих модулей в образцах, приготовленных методом РКУП [3-5]. Отжиг таких образцов приводит к уменьшению плотности дислокаций, **увеличению** релаксированных упругих модулей и сближению значений E с их значениями в хорошо отожженных крупнозернистых образцах. Совершенно иное влияние отжига было зарегистрировано в нашей работе.

До температуры отжига $T_{отж} = 170$ °С модуль Юнга при 300 и 77 К слегка увеличивался, в основном, за счет уменьшения дислокационного вклада в E . Затем наблюдалось уменьшение E , сперва медленное, а затем скорость понижения резко возрастала и, в конце концов, вся зависимость $E(T)$ опускалась ниже кривой, измеренной в хорошо отожженных крупнозернистых образцах (см. рис. 1). Общее уменьшение модуля Юнга составило около 23 %.

Сопоставление зависимостей $E(T_{отж})$, измеренных при 5, 78 и 300 К, позволяет сделать вывод о том, что наблюдаемое поведение модуля Юнга, скорее всего, имеет квазистатическую природу: во всей области температур E меняется примерно на одну и ту же величину. Возможными механизмами как аномально больших значений модуля сразу после ГЭ и В, так и последующего гигантского их уменьшения при отжиге, могут быть существенная текстура приготовленных образцов и/или накопление и последующая

или менее стабильным до температур не выше $200\pm 10^{\circ}\text{C}$, что должно учитываться при конструкторских разработках.

1. *Estrin Y., Vinogradov A.* Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // *Acta Materialia*. – 2013. – V. 61. – P. 782-817.

2. *Найцк В.Д., Паль-Валь П.П., Смирнов С.Н.* К теории составного пьезоэлектрического вибратора // *Акустический журнал*. – 1998. – Т. 44. – С. 640-647.

3. *Golovin I.S., Pal-Val P.P., Pal-Val L.N., Vatazhuk E.N., Estrin Y.* The effect of annealing on the internal friction in ECAP-modified ultrafine grained copper // *Solid State Phenomena*. – 2012. – V. 184. – P. 289-294.

4. *Паль-Валь П.П., Паль-Валь Л.Н.* Низкотемпературное внутреннее трение и стабильность наноструктурных металлов // *МирТОН*. – 2012. – № 5. – С. 28-33.

5. *Kobelev N., Kolyvanov E., Estrin Y.* Temperature dependence of sound attenuation and shear modulus of ultrafine grained copper produced by equal channel angular pressing // *Acta Materialia*. – 2008. – V. 56. – P. 1473-1481.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕПЛОЙ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20Г2С: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н., Завдоев А.В., Ткаченко В.М., Глазунов Ф.И.

Украина, Донецкий физико-технический институт им.А.А. Галкина НАН Украины, zavdoveev@fti.dn.ua

APPLICATION OF WARM TWIST EXTRUSION FOR CREATION OF ULTRAFINE GRAINED STRUCTURE IN LOW-CARBON STEEL GRADE 20G2S: STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

Pashinska E., Varyukhin V., Zavdoveev A., Tkachenko V., Glazunov F.

This paper presents effect of warm twist extrusion on structure and properties of low-carbon steel GRADE 20G2S. Aspects of the mechanisms of structure formation are discussed. It is demonstrated that warm twist extrusion leads to significant grain refinement, enhance of mechanical characteristic with high level of plasticity.

В настоящий момент к активно развивающимся методам интенсивной пластической (ИПД) деформации, относятся равноканальное угловое прессование (РКУП), винтовая экструзия (ВЭ), кручение в наковальнях Бриджмена (НБ), прокатка со сдвигом (ПС). Влияние РКУП на структуру малоуглеродистых сталей исследовано в работах [1-2], где показана возможность формирования заготовок с размером структурных элементов порядка 200-300 нм. Данные о применении винтовой экструзии в малоуглеродистой стали носят единичный характер [3]. На примере стали марки Ст.3 было показано, что холодная винтовая экструзия приводит к существенному упрочнению при этом пластичность резко снижается. Активное формирование малоугловых границ зерен при холодной винтовой экструзии приводит к падению пластических характеристик. Однако управляя температурой деформации винтовой экструзии можно повысить удельную долю высокоугловых границ зерен. Основная гипотеза состоит в том, что применяя теплую винтовую экструзию в малоуглеродистой стали, можно не только повысить прочность, но и сохранить пластичность на высоком уровне. В этой связи исследование особенностей формирования структуры, текстуры и физико-механических свойств малоуглеродистой стали при интенсивной пластической деформации методом винтовой экструзии представляется актуальным.

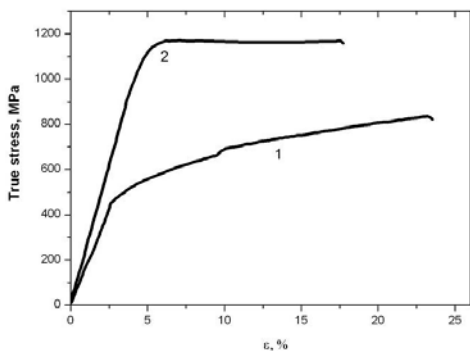
В качестве материала исследования выбрана низкоуглеродистая сталь типа 20Г2С состава, % по массе: 0,24 С; 1,66 Мн; 1,2 Si; 0,14 Cr; 0,24 Ni; 0,01 Al; 0,06 Cu; 0,04 S. Образцы получали из заготовки путем теплой (400°C)ковки и последующего фрезерования до сечения 24×39 мм. Затем образцы отжигали при 920°C, 1 ч с последующим охлаждением на воздухе. Экструзию выполняли на гидравлическом прессе за три прохода при ≈ 1000 МПа с противодавлением 100 МПа. Перед первым проходом образец нагревали до 850 °С, перед вторым и третьим – до 400°C; температура оснастки во всех случаях составляла ≈ 620 °С.

накопленная величина деформации составила $\epsilon=6$. Для анализа свойств и структуры применялись различные методики, такие как: определение микротвердости, плотности, рентгеноструктурный анализ, трансмиссионная электронная микроскопия, сканирующая электронная микроскопия, оптическая микроскопия, а также дифракция обратнорассеянных электронов (ДОЭ) [4].

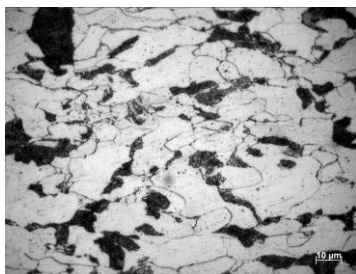
Теплая винтовая экструзия малоуглеродистой стали марки 20Г2С, приводит к фрагментации структурных составляющих: феррита и цементита. Зерна феррита после деформации измельчаются в 3 раза и характеризуются значительной удельной долей высокоугловых границ (85%). Структура отличается разнородностью, характерно наличие зерен двух типов: крупных (10,30 мкм) и мелких (1,5,10 мкм).

Показано, что в процессе деформации теплой винтовой экструзией, структура малоуглеродистой стали формируется под действием поэтапного развития механизмов динамической полигонизации и рекристаллизации, зернограничного проскальзывания, фрагментации. Установлено, что теплая винтовая экструзия малоуглеродистой стали позволяет в 1.5 раза повысить прочность материала при сохранении высокого уровня пластичности.

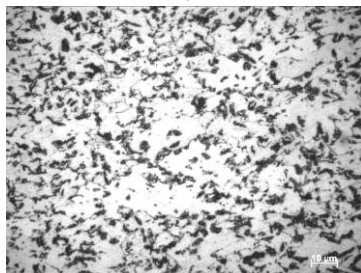
Интересным является тот факт, что при увеличении прочностных характеристик, плотность металла при винтовой экструзии практически не меняется. Эти факты могут быть непротиворечиво объяснены в рамках подходов о развитии интенсифицированного движения дефектов (ИДД), примененных к схеме ВЭ [5]. Сдвиговые деформации активизируют процессы зарождения и аннигиляции вакансий, обеспечивая инволюционный путь развития, вследствие чего происходит залечивание дефектов.



а)



б)



в)

Рис.1. Зависимость истинного напряжения стали 20Г2С от степени деформации при испытаниях на сжатие (а): 1- исходное состояние, 2 – после ВЭ; структура, продольное сечение: исходное состояние + осадка (б), ВЭ + осадка (в).

Необычное сочетание свойств проявляется также при дальнейшей деформационной обработке. Осадка образцов стали 20Г2С, после теплой винтовой экструзии, выполненная параллельно оси ВЭ, показала прирост условных предела прочности (в 1.5 раза) и предела текучести (в 2 раза). Кроме того образцы продемонстрировали высокую технологическую пластичность, что позволило продеформировать их без образования трещин (Рис.1.а). Данные свойства образцов объясняются особенностями структуры сформированной при ВЭ, что

проявляется в поэтапном развитии механизмов фрагментации, полигонизации, динамической рекристаллизации и зернограницного проскальзывания (Рис.1.б,в). Данные EBSD анализа показали формирование равноосных фрагментированных зерен, с разной плотностью дефектов и рекристаллизованных зерен, окруженных высокоугловыми границами.

Применение теплой винтовой экструзии приводит к повышению физических и эксплуатационных характеристик стали 20Г2С, что обусловлено протеканием механизма ИДД при интенсивной пластической деформации.

Авторы выражают глубокую благодарность проф. С.В. Добаткину за предоставленный для исследований материал.

1. Добаткин С.В., Одесский П.Д., Пиппан Р. И др. Теплое и горячее РКУ прессование низкоуглеродистых сталей. // *Металлы*. 2004, №1. С.110-119.
2. Shin D.H., Kim B.C., Kim Y.-S., Park K.-T. Microstructural evolution in a commercial low carbon steel by equal angular pressing. // *Acta Mater.* – 2000. – V.48. – P.2247-2255.
3. Пашинская Е.Г., Мышляев М.М., Миронов С.Ю., Варюхин В.Н. Влияние деформации со сдвигом на микроструктуру и механические свойства стали Ст.3 // *Физика металлов и металловедение*. – 2008. –Т.105. - №1. –С. 86-94.
4. Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н., Завдоев А.В., Берховецкий В.В., Глазунова В.А. Возможности метода дифракции обратнорассеянных электронов для исследования структуры деформированной стали // *Деформация и разрушение материалов*, 2012, №6, с. 35-40.
5. Пашинская Е.Г., Завдоев А.В. Влияние схемы деформации простого сдвига на структуру малоуглеродистой стали // *Ресурсосберегающие технологии производства и обработки давлением материалов в машиностроении, сборник научных трудов*. – 2012. Т. 13, №1. –С. 134-140

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИНАМИЧЕСКИМ ПРЕССОВАНИЕМ

Петрова А.Н.¹, Бродова И.Г.¹, Чикова О.А.², Шорохов Е.В.³, Гранский А.А.³

¹ *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, petrovanastya@yahoo.com*

² *Россия Уральский государственный федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия, chik63@mail.ru*

³ *РФЯЦ-ВНИИТФ, г. Снежинск, Россия, e.v.shorokhov@vniitf.ru*

MECHANICAL PROPERTIES OF ULTRAFINEGRAINED ALUMINUM ALLOYS, PRODUCED BY DYNAMIC PRESSING

Petrova A.N.¹, Brodova I.G.¹, Chikova O.A.², Shorokhov E.V.³, Gransky A.A.³

¹ *Institute of Metal Physics, Ural Branch of RAS, Yekateriburg, Russia, petrovanastya@yahoo.com*

² *Ural Federal University named after First President of Russia B.N. Yeltsin, Yekateriburg, Russia, chik63@mail.ru*

³ *Russian Federal Nuclear Center - Zababakhin All-Russian Reserch Institute of Technical Physics, Snezhinsk, Russia, e.v.shorokhov@vniitf.ru*

This paper provides the results of a study of the mechanical properties of ultrafinegrained aluminum alloys AMts and V95 produced by dynamic channel-angular pressing (DCAP) under quasi-static tensile tests, dynamic compression in the Hopkinson-Kolsky bar and nanoindentation.

В данной работе представлены результаты исследования механических свойств алюминиевых сплавов АМц и В95, деформированных методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) в РФЯЦ ВНИИТФ, при квазистатических испытаниях на растяжение, динамическом сжатии в стержне Гопкинсона-Кольского и наноиндентировании. Исследования структуры и фазового состава сплавов показали, что деформация методом ДКУП приводит к формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним размером зерна 200-600 нм. Варьирование условий деформации (скорости деформации и истинной накопленной деформации) отражается на таких характеристиках формируемых структурных состояний, как средний размер зерна, доля мало- и большеугловых границ кристаллитов, доля

фрагментированной и рекристаллизованной структур, что в свою очередь влияет на механические характеристики материалов.

Сравнение кривых «Напряжение-Деформация», полученных при квазистатическом растяжении, указывает на существенное различие прочностных характеристик УМЗ и крупнокристаллических (КК) материалов. В УМЗ состоянии значения $\sigma_{0.2}$ и σ_B возрастают в 1.5-2 раза, при этом значительно уменьшается интервал деформационного упрочнения. Значительного улучшения механических свойств удалось добиться в сплаве АМц, который не упрочняется термической обработкой. Получены значения временного сопротивления на 30% выше, а относительного удлинения в 2 раза выше по сравнению с нагартованным состоянием.

В условиях динамического сжатия было установлено, что в УМЗ сплаве В95 динамический предел текучести, проявляет обратную скоростную зависимость. С ростом скорости деформации (в диапазоне $4-6 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$) динамический предел текучести понижается на 30%. Подобное поведение УМЗ материала объясняется изменением структурного состояния, снижением дефектности границ зёрен и переходом от сдвигового к ротационному механизму пластической деформации при динамическом сжатии.

В последние годы получили распространение методы наноиндентирования, с помощью которых возможно оценить физико-механические свойства и эксплуатационные характеристики наноматериалов. В данной работе методом наноиндентирования измерены модули Юнга и твердость УМЗ алюминиевых сплавов различного состава в зависимости от их структурного состояния (размера зерна, плотности структурных дефектов, степени легированности твердого раствора, наличия вторых фаз).

Измерение модуля Юнга и твердости микрокристаллитов проводили методом наноиндентирования с помощью Наносклерометрического модуля Зондовой НаноЛаборатории NTEGRA (НТ-МДТ, Зеленоград, Россия). Опыты осуществляли в условиях непрерывного нагружения линейно нарастающей во времени нагрузкой до 1мН при комнатной температуре. Для обработки результатов испытаний использовали метод Оливера и Фара. В результате исследований, показано, что величина модуля Юнга и твердость сильно деформированного материала зависит от его структурного состояния. На примере сплава В95 показано, что повышение дефектности структуры, а именно, плотности дислокаций, доли высокоэнергетических неравновесных границ и упругих напряжений, приводят к снижению модуля Юнга на 11 %. Переход от фрагментированной структуры к рекристаллизованной структуре в сплаве АМц, сопровождающийся релаксацией внутренних напряжений, снижением плотности дислокаций и совершенствованием границ кристаллитов, вызывает рост модуля Юнга на 15%.

Высокопрочное состояние алюминиевых сплавов может быть получено в результате зернограницного, субструктурного (дислокационное, наклеп), твердорастворного и дисперсионного упрочнения. В исследованных материалах метод наноиндентирования дает возможность оценить эффект упрочнения связанный с наличием решеточных дислокаций и их скоплений.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований УрО РАН (проект №12-И-2-2031) и Программы президиума РАН (проект №12-П-2-1009).

ЦИКЛИЧЕСКИЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Cu-Cr В ПРОЦЕССЕ ИПД

Рааб Г.И.¹, Фаизова С.Н.¹, Аксенов Д.А.², Лебедев Ю.А.²

¹ Россия, Институт физики перспективных материалов при УГАТУ

² Россия, Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН

snfaiz@mail.ru, spirit13@bk.ru

Аннотация

Employment the methods of severe plastic deformation (SPD) to precipitation-hardened materials lead to difficult interconnected structure and phase transformations. In during SPD will occur additional processes of dissolved of particles in material matrix, apart breakdown of solid solution and

mechanic fragmentation particles of alloying elements. The observed results of X-ray crystallography, mechanic properties and conductivity.

Структурные и фазовые явления, происходящие в дисперсионно-упрочняемых материалах при обработке методами ИПД, оставляют много вопросов по физике происходящих процессов. В процессе ИПД могут происходить следующие процессы в материале: деформационно-стимулированный распад пересыщенного твердого раствора, механическая фрагментация –разлом –дисперсных частиц, растворение частиц и их коагуляция. Взаимовлияние всех этих процессов, приводит к тому, что в процессе ИПД наблюдается нехарактерные структурные и фазовые процессы в отличие от традиционных методов обработки холодной деформацией.

Для того, чтобы более детально рассмотреть и выявить процессы, происходящие в процессе ИПД, был выполнен следующий эксперимент. За исходное состояние был выбран образец Cu-0,6Cr-0,1Zr подвергнутый перестариванию при 450°C в течении 4,5 часов. Таким образом, было получено состояние с практически полностью распавшимся твердым раствором, тем самым во время деформации методами ИПД будет исключался процесс деформационно-стимулированного распада пересыщенного твердого раствора. Как показал эксперимент, во время деформации наблюдается циклическое изменение физических и механических свойств прутка, которые объясняются сложным взаимовлиянием выше описанных процессов при ИПД. Происходит периодическое изменение свойств за счет сложного взаимовлияния процесса растворения и соответственно последующего распада пересыщенного твердого раствора, а также процессов механической фрагментации частиц. Происходящие фазовые превращения подтверждаются данными по электропроводности, микротвердости и рентгеноструктурного анализа.

Проведение последующего дополнительного старения подтверждает периодическое образование и распад твердого раствора.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 11-08-92001-ННС_а.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18N10T ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Рыбальченко О.В.^{1,2}, Терентьев В.Ф.¹, Беляков А.Н.³, Рааб Г.И.⁴, Просвирнин Д.В.¹, Скротзки В.⁵, Добаткин С.В.^{1,2}

¹ИМЕТ РАН, г. Москва, Россия

²НИТУ "МИСИС", Россия

³Белгородский государственный университет, Россия

⁴УГАТУ, Уфа, Россия

⁵Технический университет, г. Дрезден, Германия

FEATUNES OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF AUSTENITIC STEEL 08CR18NI10TI AFTER EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING AND CYCLIC TESTS

Rybalchenko O.V.^{1,2}, Terent'ev¹ V.F., Belyakov³ A.N., Raab G.I.⁴, Prosvirnin D.V.¹, Skrotzki W.⁵, Dobatkin S.V.^{1,2}

The structure formation in the process of equal channel angular pressing (ECAP) and subsequent cyclic deformation of austenitic stainless steel 08Cr18Ni10Ti by methods of transmission and scanning electron microscopy and by X-ray diffraction and EBSD analysis was investigated. Also the mechanical properties of the steel after ECAP at temperatures of 20 ° C and 400 ° C were studied under static and cyclic loading.

Коррозионностойкие аустенитные стали широко используются в различных отраслях промышленности, а также в медицине и важно, чтобы после интенсивной пластической деформации (ИПД) они обладали не только повышенными прочностными свойствами, но и достаточно высокой усталостной прочностью.

В материалах, полученных ИПД, нет однозначной корреляции между статическими механическими свойствами и характеристиками циклического деформирования. Мало внимания уделяется закономерностям структурообразования в ходе циклической деформации. Таким

образом, в данной работе методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также с помощью рентгеноструктурного и EBSD анализа была подробно исследована структура аустенитной нержавеющей стали 08X18H10T полученная при равноканальном угловом прессовании (РКУП) и последующем циклическом деформировании. Кроме того изучались механические свойства при статическом и циклическом нагружении после РКУП по двум режимам: 4 прохода при комнатной температуре и 6 проходов при температуре 400 °С.

Обнаружено, что в процессе РКУП при комнатной температуре формируется ориентированная субзеренная структура с размером структурных элементов 100-250 нм, и происходит интенсивное двойникование в аустените. РКУП при температуре $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к мартенситному превращению с предельным количеством мартенсита при данных условиях деформации ~ 38%.

Аустенитная зеренно-субзеренная структура, сформированная в процессе РКУП при температуре 400 °С, носит несколько ориентированный характер с размером структурных элементов 100-500 нм и большим количеством дисперсных двойников деформации.

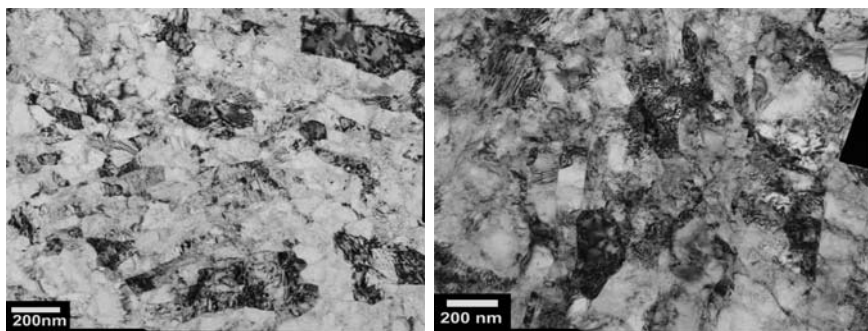


Рис.1. Структура стали 08X18H10T после РКУП при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а) и при $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ (б).

В результате формирования подобной частично субмикроструктурной ориентированной структуры в аустенито-мартенситном состоянии при комнатной температуре возникает сильное деформационное упрочнение $\sigma_{0.2} = 1173\text{ МПа}$ и относительное удлинение $\delta = 10\%$, по сравнению с исходным состоянием: $\sigma_{0.2} = 225\text{ МПа}$, относительное удлинение $\delta = 80\%$. РКУП при $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к снижению прочностных характеристик ($\sigma_{0.2} = 700\text{ МПа}$), по сравнению с состоянием после РКУП при комнатной температуре, однако пластичность при этом увеличивается более, чем в два раза ($\delta = 27\%$).

В стали, полученной методом РКУП, циклическая прочность повышается (рис.2). Усталостная прочность образцов из стали 08X18H10T в условиях повторного растяжения после РКУП при комнатной температуре выше, чем, в состоянии после закалки: предел усталости на базе 810^6 циклов нагружения увеличился на 100 МПа и составил 350 МПа, а ограниченная долговечность в сравнимом диапазоне напряжений - в 5 - 10 раз больше.

У образцов после РКУП при 400°С долговечность до разрушения больше, чем у образцов, полученных РКУП при комнатной температуре. РКУП при 400°С привело к повышению уровня предела выносливости - 465 МПа. Более высокие характеристики усталостного разрушения образцов после РКУП при 400°С, могут быть объяснены тем, что структура стали практически аустенитная. Поэтому в области многоциклового усталости дополнительное деформационное упрочнение может быть связано не только с перестройкой дислокационной структуры и дополнительным повышением плотности дислокаций, но и с возможностью образования мартенсита деформации в локальных зонах металла.

Усталостная прочность повышается за счет измельчения структуры и двойникования в аустените в ходе РКУП, а также за счет интенсивного динамического двойникования, частичного мартенситного превращения и увеличения доли большеугловых границ в ходе циклической деформации.

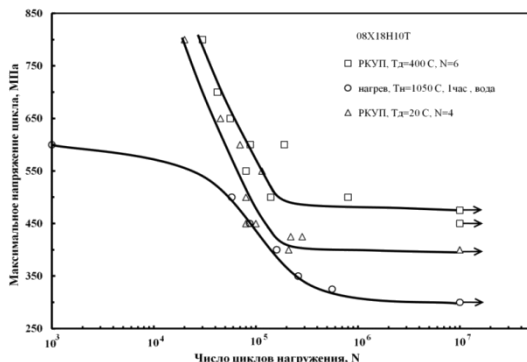


Рис.2 . Кривые усталости нержавеющей стали 08X18N10T в исходном состоянии и после РКУП при $T=20^{\circ}\text{C}$ и $T=400^{\circ}\text{C}$.

Основным фактором повышения предела усталости стали после РКУП при 400°C по сравнению комнатной, является измельчение зеренной структуры, повышение доли высокоугловых границ и протекание частичного мартенситного превращения в преимущественно аустенитной УМЗ матрице в ходе циклических испытаний.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Госконтракт №14.A12.31.0001 от 24.06.2013)

МЕХАНИЗМЫ И КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНЕ И ЕГО ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВАХ В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Салищев Г.А.

Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет, salishchev@bsu.edu.ru

THE MECHANISMS AND KINETICS OF ULTRAFINE GRAINED STRUCTURE FORMATION IN TITANIUM AND ITS TWO-PHASE ALLOYS DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Salishchev G.A.

The work is devoted to study of mechanisms and kinetics of ultrafine grained structure formation in titanium and two-phase alloys under severe plastic deformation. The influence of the deformation twinning on the UFG structure formation in titanium was established. The effect of initial structure and deformation temperature on microstructure evolution was studied. It was shown that in two-phase titanium alloys the formation of a lamellar microstructure into a globular UFG one during deformation was found to be associated with lamellae subdivision via either localized shear deformation or boundary splitting mechanism and further spheroidization of lamellae parts by termination migration mechanism. The kinetics of UFG structure formation in titanium and two-phase titanium alloys at a fixed temperature is mainly controlling by the morphology and the dispersity of the microstructure.

Титан и двухфазные титановые сплавы представляют собой из-за особенностей их строения и действующих механизмов пластической деформации интересные объекты для анализа закономерностей формирования УМЗ структуры большой пластической деформацией в металлических материалах. В титане, в силу особенностей фрагментации, кинетика формирования УМЗ структуры обусловлена не только образованием границ дислокационного происхождения, но и двойниковых границ из-за развития механического двойникового. Можно предположить, что такие факторы, как исходный размер зерна, химический состава, температура деформации, которые оказывают воздействие на механическое двойникование, будут влиять и на кинетику фрагментации. В двухфазных титановых сплавах исходная микроструктура пластинчатого типа, поэтому в ходе деформации имеет место ее преобразование в равноосную

УМЗ структуру и таким образом кинетически процесс совмещается со сферодизацией, протекание которой во многом определяется состоянием межфазных границ, толщиной пластин и температурой деформации. В настоящей работе анализируются механизмы и кинетика образования ультрамелких зерен в титане (BT1-0, Grade 4) и двухфазных титановых сплавах (BT6) и влияние на них исходной структуры и температурно-скоростных условий деформации.

Установлено влияние механического двойникования на формирование УМЗ структуры в титане. Двойникование способствует предварительному измельчению микроstructures и стимулирует последующее образование УМЗ структуры в результате развития фрагментации. Выявлены механизмы трансформации двойниковых границ в произвольные. Торможение двойникования, например, в сплаве Grade 4 вследствие активизации в отличие от BT1-0 скольжения не только по призматическим, но и по базисным, и пирамидальным плоскостям ведет к более вялой кинетике измельчения микроstructures. К подобной кинетике ведет подавление механического двойникования при уменьшении размера зерна (до 1,0 мкм). Исследовано влияние температуры деформации на кинетику фрагментации в титане BT1-0. Снижение температуры деформации активизирует механическое двойникование и увеличивает долю двойникованных зерен при меньшей степени деформирования. Установлено ускорение фрагментации структуры при деформации титана при криогенных температурах. Обсуждаются на примере титана механизмы формирования УМЗ структуры.

Показано, что в двухфазных титановых сплавах трансформация пластинчатой структуры в глобулярную УМЗ в ходе деформации происходит двумя механизмами: путем деления пластин рассеиванием колоний полосами сдвига или образованием и росте канавок на межфазной поверхности с последующей сферодизацией частей пластин по растворо-осадительному механизму. Установлена важная роль анизотропии межфазной энергии в сферодизации пластинчатой микроstructures. Обнаружено, что для активизации сферодизации необходима перестройка полукогерентных границ в некогерентные. Проводится сравнение механизмов и кинетики формирования УМЗ структуры с другими двойникующимися металлами и двухфазными сплавами с исходной пластинчатой структурой.

ОБЩИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЕ УРАВНЕНИЯ ПРОЦЕССОВ ПЕРВИЧНОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Скуднов В.А., Редькина Н.В.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет
им. П.Е. Алексеева, rednatvik@nntu.nnov.ru*

The article contains general theoretical phenomenological equations of austenitic alloys primary thermocycling processing class

В настоящее время термодическая обработка (ТЦО) является перспективным, но мало исследованным направлением при разработке технологий изготовления деталей машин и упругих элементов. Главным преимуществом ТЦО является возможность получения мелкой однородной структуры, что позволяет повысить качество изделий за счет повышения механических свойств путем повышения прочности и пластичности.

Термодическая обработка сплавов аустенитного класса происходит без фазовых превращений путем накапливается от цикла к циклу в материале высокого уровня скрытой энергии термонаклапа [1].

На основании анализа превращений в первом цикле ТЦО в работе получено теоретическое уравнение, связывающее число центров образования зародышей новых зерен с теплофизическими параметрами процесса:

$$N = N_0 e^{(\alpha / V_{\text{нагр}} - \beta) \Delta T z}$$

где N - текущее число зерен аустенита; N_0 - число зерен в начальный момент превращения; ΔT - степень перегрева в цикле; z - количество циклов; $V_{\text{нагр}}$ - скорость нагрева.

С увеличением количества циклов больше 3-х, исходя из представлений конкуренции процессов (роста зерна в результате нагрева за счет увеличения продолжительности нахождения структуры при $z > 4$ циклов и уменьшении размера, в результате поглощения скрытой энергии на

границах взаимодействия зерен, то есть собирательной рекристаллизации) получено новое феноменологическое уравнение связи размера зерна при ТЦО ($z > z_{кр}$) с количеством циклов:

$$\ln d/d_0 = (c/V_{роста} - k) \Delta T z,$$

где d – текущий размер зерна аустенита; d_0 – размер зерна в начальный момент превращения; ΔT – степень перегрева в цикле; z – количество циклов; c и k – коэффициенты пропорциональности, зависящие от сущности происходящих процессов при термоциклировании и взаимного поглощения зерен при собирательной рекристаллизации; $V_{роста}$ – скорость роста зерен при первичной рекристаллизации, задаваемое экспериментально и отводимое на первичную рекристаллизацию.

1. Скуднов, В.А. Синергетика явлений и процессов в металловедении, упрочняющих технологиях и разрушении: учеб.пособие / В.А.Скуднов; НГТУ им.Р.Е.Алексеева.-Нижний Новгород, 2011.-198.

РОЛЬ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ В ДЕФОРМАЦИОННОМ ПОВЕДЕНИИ ПРИ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ

Столяров В.В.

Россия, Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, vlstol@mail.ru

ROLE OF INITIAL ALLOYS STRUCTURE IN DEFORMATION BEHAVIOUR AT THE COLD ROLLING WITH THE CURRENT

Stolyarov V.V.

The deformation behaviour of alloys with the various nature in conditions of severe plastic deformation by cold rolling with a pulse current is considered. It is shown that traditional strain hardening and increase of deformability with introduction of a current is observed in the pure metals, homogeneous on chemical and phase composition single-phase solid solutions and intermetallics. In alloys with phase transformation or heterogeneous systems with presence liquidation eutectic zones introduction of a current can reduce deformability and lead to the accelerated fracture.

Деформируемость и склонность к упрочнению – важные характеристики материалов, учитываемые при обработке металлов давлением (ОМД). Резкое упрочнение или низкая трещиностойкость вынуждают снижать разовые деформации и повышать температуру процесса. Методы ОМД с введением тока большой плотности во многих случаях решают задачу повышения деформируемости материала за счет теплового эффекта. Цель настоящей работы заключалась в сравнении деформационного поведения сплавов с различным типом микроструктуры при прокатке с импульсным током.

На примере титановых (ВТ1-0, ВТ6, TiNi) и алюминиевых (АД33, Д16) сплавов демонстрируется влияние химического и фазового состава, измельчения микроструктуры, а также наличия легкоплавкой эвтектики на деформационную способность и деформационное упрочнение в процессе прокатки тонкостенных полос и прутков диаметром (толщиной) до 6 мм.

Прокатку проводили в вальцах, оборудованных генератором импульсного тока, при комнатной температуре со скоростью 4 м/мин в пошаговом режиме при разовом обжатии по толщине 25 мкм. Плотность однополярного импульсного тока варьировали в интервале $j = 80\text{--}400$ А/мм² при постоянной длительности импульсов $0,8 \cdot 10^{-4}$ с. В единичном шаге прокатки время нахождения образца под током с учетом частоты, длительности импульса и скорости прокатки составляло 0,16 с. Суммарная продолжительность воздействия тока на образец зависела от числа циклов прокатки и не превышало 2-5 с. После каждого шага прокатки образцы охлаждали в воде. Для сравнения проводили прокатку при тех же режимах, но без тока ($j = 0$ А/мм²). Истинную деформацию при прокатке вычисляли по изменению поперечного сечения образца $e = \ln S_0/S_1$. Микротвердость определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,01 Н.

Установлено, что разрушение образцов однофазного сплава TiNi интерметаллидной природы при прокатке без пропуска тока происходит хрупко с разделением на части, что не наблюдается при прокатке с пропуском тока. Для всех исследованных титановых сплавов

отмечено повышение *деформируемости* с введением тока (рис.1а). Увеличение плотности и длительности импульса тока также способствует повышению деформируемости..

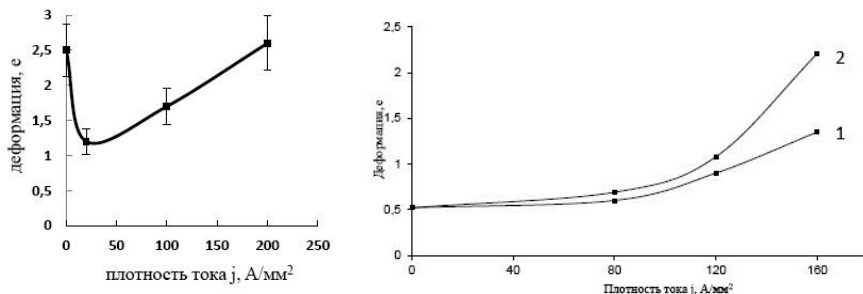


Рис.1 Влияние плотности тока и длительности импульса (1 – $\tau = 80$ мкс; 2 – $\tau = 160$ мкс) на деформируемость: а - Ti_{49,3}Ni_{50,7}; б-Д16.

Деформационное поведение алюминиевых сплавов в крупнозернистом состоянии при электроимпульсной прокатке существенно иное, чем титановых сплавов (рис.1б). Для обоих сплавов (АД33 и Д16) существуют интервалы значений плотности тока ($j = 10\text{--}100$ и $0\text{--}25$ А/мм²), в которых деформируемость резко снижается. За пределами этих интервалов деформируемость незначительно повышается с увеличением плотности тока, для сплава Д16 она восстанавливается до исходного значения.

Деформационное упрочнение сплава ВТ6 при прокатке с током ниже, а максимальная микротвердость выше, чем для прокатки без тока. Такая зависимость типична для всех исследованных крупнозернистых материалов на основе титана (ВТ1-0, Ti_{49,3}Ni_{50,7}). Повышение плотности тока приводит к уменьшению деформационного упрочнения. Интенсивность деформационного упрочнения зависит от природы и степени дисперсности сплава. Так, деформационное упрочнение крупнозернистого титана ниже, чем интерметаллидного сплава Ti_{49,3}Ni_{50,7}. В то же время сильное измельчение микроструктуры титана приводит даже к разупрочнению под действием тока одинаковой плотности.

В алюминиевых сплавах характерная тенденция снижения деформационного упрочнения с повышением плотности тока, в отличие от титановых сплавов, нарушается. При всех режимах тока сплав АД33 в процессе прокатки упрочняется, однако интенсивность упрочнения изменяется неоднозначно. В наибольшей степени сплав упрочняется при $j = 100$ А/мм², повышение и уменьшение плотности тока относительно этого значения приводит к снижению интенсивности упрочнения.

Обсуждаются причины и особенности различного деформационного поведения при прокатке с током титановых и алюминиевых сплавов. В титановых сплавах повышение деформируемости и уменьшение деформационного упрочнения является закономерным следствием механизмов, связанных с электропластическим или тепловым эффектами [1, 2]. Исследованные сплавы титана в крупнозернистом состоянии являются стабильными и не испытывают структурно-фазовых превращений при нагреве до температуры полиморфного превращения. Экспериментально установлено, что максимальная температура поверхности прокатываемых образцов с током не превышает 150 °С, что недостаточно для повышения пластичности и значительной деформируемости [3]. Можно считать, что основной вклад в деформируемость с током вносит электропластический эффект. Деформационное упрочнение КЗ титановых сплавов и его обратная зависимость от плотности тока также являются типичными для многих материалов и подтверждают действие электропластического эффекта. Наблюдающееся разупрочнение ультрамелкозернистого титана детально не исследовано. Возможно, оно связано с процессами динамической рекристаллизации, ростом зерен, низкотемпературной сверхпластичностью, которые могут сопровождать прокатку с током.

Аномальное деформационное поведение с повышением плотности тока гетерогенных алюминиевых сплавов объясняется природой сплавов и структурными превращениями при воздействии тока. Сплавы относятся к эвтектическим системам Al–Mg–Si и Al–Cu–Mg, в их

микроструктуре могут присутствовать ликвационные эвтектические зоны с низкой температурой плавления. Под тепловым воздействием тока эти зоны оплавляются, что приводит к появлению пор, сливающихся в микротрещины. Показано, что в результате частичной динамической рекристаллизации под действием больших плотностей тока в сплаве формируются упрочняющие сплавы полосы с наноструктурой. Аномальное упрочнение при прокатке с током может быть обусловлено и процессами старения, если тепловой эффект тока не превышает температуры сольвуса.

Таким образом, деформационное поведение металлических материалов при прокатке с импульсным током зависит от природы и структурного состояния материала. В структурно-стабильных крупнозернистых титановых сплавах повышенная деформируемость и снижение деформационного упрочнения связаны с действием электропластического эффекта. В гетерогенных стареющих алюминиевых сплавах аномальная зависимость деформационной способности и упрочнения являются следствием структурно-фазовых превращений, вызванных тепловым эффектом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 12-02-00101_а) и Минобрнауки РФ (госконтракт № 14.513.11.0047).

1.Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Аврамов Ю.С., Шляпин А.Д., Физические основы и технологии обработки современных материалов. Теория, технология, структура и свойства. Т. 1. М.–Ижевск: Ин-т компьютер. исслед., 2004. 590 с.

2.Conrad H., Electroplasticity in metals and ceramics // Mater. Sci. Eng. 2000. A287. P. 276–287.

3. Угурчиев У.Х., Пантелеев И.А., Плехов О.А. и др. Эволюция температуры в сплаве TiNi при прокатке или растяжении в условиях импульсного тока: Сб. докл. МИКМУС-2009. М.: ИМАШ РАН, 2009. С. 51.

ПРИЧИНЫ НЕОДНОРОДНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ В ДВУМЕРНЫХ ФОЛЬГАХ АЛЮМИНИЯ

Сурсаева В.Г.

Россия, Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, sursaeva@issp.ac.ru

THE QUESTION ABOUT DISCONTINUITY/HETEROGENEITY OF 2D ALUMINIUM FOILS MICROSTRUCTURE

Sursaeva V.G.

Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Russia

Microstructure evolution depends on grain boundary and triple junction arrangement and these motion. Grain boundary and triple junction arrangement and motion depends on kinetic parameters and temperature. Kinetic parameters of triple junctions and grain boundaries depend on grain boundary and triple junction crystallography. It is known at low temperature grain growth follows triple junction kinetics, at high temperature – grain boundary kinetics. At middle temperatures some triple junctions follows grain boundary kinetics, some – triple junction kinetics. Therefore there are regions with intensive grain growth, and regions with invariable grain growth. We have heterogeneity of microstructure.

Как изменяется двумерная поликристаллическая микроструктура в алюминиевой фольге в процессе изотермического отжига? Всё происходит за счёт движения границ и тройных стыков. Как границы, так и тройные стыки обладают разной геометрией и разными кинетическими свойствами. В процессе изотермического отжига при нормальном росте зерна формируется микроструктура, которая характеризуется различной степенью топологического беспорядка. Есть ли связь между топологическим беспорядком, свойствами границ и тройных стыков и размером зерна? В этой работе мы приводим экспериментальные результаты, которые убедительно показывают, что существует связь между неоднородностью микроструктуры, которая формируется в процессе отжига, кинетическими свойствами границ и тройных стыков. Зная свойства тройных стыков и границ зёрен, можно прогнозировать, какая структура получится в процессе отжига.

В эксперименте мы использовали двумерную, так называемую, паркетную структуру алюминиевой фольги, основным достоинством которой является то, что мы можем иметь

информацию с поверхности образца обо всех зёрнах, границах и тройных стыках фольги. Для получения двумерной фольги использовался чистый Al с 0.001вес% Mg. Mg необходим для стабилизации и сохранения паркетной зернограницной микроструктуры. Для её создания деформированные прокаткой образцы отжигались в течение 20 минут при 560С. Отжиг образцов при постоянной температуре проводился in-situ в сканирующем электронном микроскопе SEM–CamScanX500 Crystal Probe с эмиссионной пушкой новой конструкции, которая удовлетворяет геометрическим требованиям EBSD анализа (большого угла между пучком и поверхностью образца) и устраняет трудности в устройстве печи и её работе из-за расположения печи в горизонтальной плоскости [1]. In-situ нагрев и одновременный EBSD анализ даёт нам уникальную возможность оценить непосредственно влияние характеристик зёрен, границ зёрен и тройных стыков на движение границ. На формирование неоднородности микроструктуры оказывает влияние как температура, так и длительность изотермических отжигов. Обнаружено наличие неоднородности эволюции микроструктуры в пространстве и времени: В каждый момент времени существуют области значительных и малых изменений микроструктуры. Распределение зёрен по размерам неоднородно по образцу. На Рис.1 представлено наложение микроструктуры (in-situ эксперимент) до отжига на микроструктуру после отжига. Чёрные точки – зоны изменения микроструктуры, светлые точки - зоны неизменной микроструктуры. На Рис.2 и Рис.3 - полюсные фигуры алюминиевой фольги для растущих и исчезающих зёрен после отжигов в течение 1 и 2 часов. Видно, с ростом продолжительности отжига увеличивается число зёрен, которые изменяют свою площадь. Это означает, что часть тройных стыков сбрасывает торможение. Безразмерный параметр торможения тройного стыка зависит от размера зерна. Со временем размер зерна растёт, параметр торможения меняется, и некоторые тройные стыки могут сбросить торможение и перейти к граничной кинетике движения. Видно, что основная часть зёрен не меняет своей площади. В микроструктуре есть области, где зёрна меняют свою площадь, а есть области, где площадь зерна не меняется. На Рис.4 показаны выходы нормалей растущих и исчезающих зёрен после 1 часа отжига (чёрные точки) и 2 часов отжига (серые точки). Из представленных на Рис.4 данных видно, что растущие и исчезающие зёрна после двухчасового отжига имеют выходы нормалей близкие к направлениям [100], [111]. Это означает, что с увеличением времени отжига начинают движение тройные стыки, кристаллография которых отличается от кристаллографии подвижных тройных стыков от одночасового отжига, и соответственно отличается подвижность. В результате отжига микроструктура становится неоднородна. Степень неоднородности зависит в первую очередь от начальной структуры. А как интенсивно будет меняться микроструктура, это зависит от температуры и времени отжига.

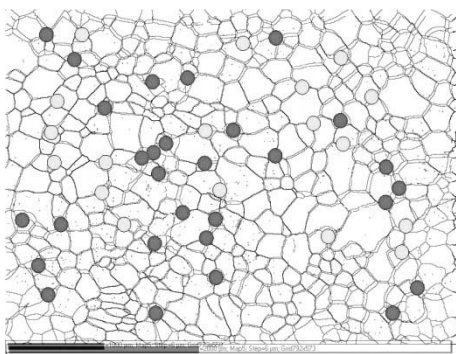


Рис.1. Наложение микроструктуры (in-situ эксперимент) до отжига на микроструктуру после отжига. Чёрные точки – зоны изменения микроструктуры, светлые точки - зоны неизменной микроструктуры

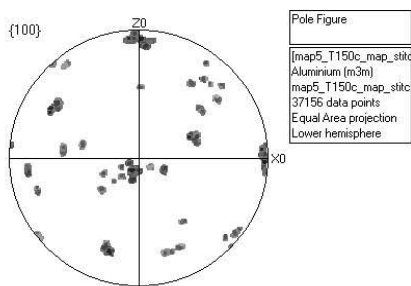


Рис.2. Полюсная фигура растущих и исчезающих зёрен в ходе отжига в течении 1 часа при T=500C

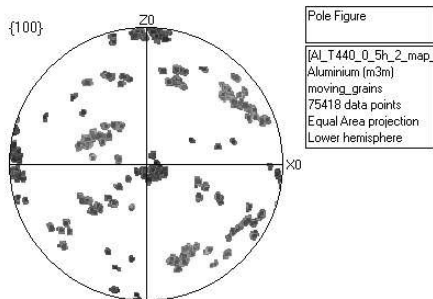


Рис3. Полусная фигура растущих и исчезающих зёрен в ходе отжига в течении 2 часов при T=500С.

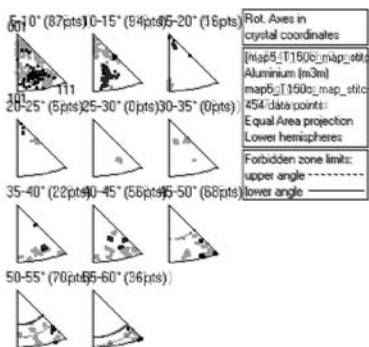


Рис4. Выход нормалей растущих и исчезающих зёрен после отжига 1 час (чёрные точки) и 2 часов (серые точки) при T=500С

Отжиг in-situ совместно с анализом дифракции отражённых электронов на Al фольгах показали, что существует явное непостоянство во времени и неоднородность в пространстве микроструктуры. Мы считаем, что причина этого – влияние такого важного дефекта микроструктуры как тройной стык.

Список используемой литературы

1. G.G.E. Seward, D.J. Prior, J. Wheeler, S. Celotto, D.J.M. Halliday, R.S. Paden, M.R. Tye: Scanning 24 (2002) 232.J

ТЕМПЕРАТУРНО–ДЕФОРМАЦИОННЫЕ РЕЖИМЫ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ В РУЧЬЕВЫХ ВАЛКАХ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ В ТИТАНЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ

Табаченко А.Н., Скосырский А.Б., Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Почивалова Г.П., Лотков А.И., Кашин О.А.

Россия, Сибирский физико–технический институт имени академика В.Д. Кузнецова «Национального исследовательского Томского государственного университета»,
tabachenko@spti.tsu.ru

TEMPERATURE–DEFORMATION WORKING CONDITIONS OF WARM LAMINATION IN GROOV ROLLING PRESSES FOR SUBMICROCRISTALLINE STRUCTURE FOEMING

Tabachenko A.N., Skosyrskii A.B., Dudarev E.F., Bakach G.P., Pochivalova G.P., Lotkov A.I., Kashin O.A.

A method producing long high–strength titanium rods with submicrocrystalline structure was developed. It comprises warm rolling in brook rollers with stepwise decreasing of rolling temperature. It was defined the working conditions of rods heat treatment that reduce internal stresses and grain boundaries disequilibrium, but the increasing of ductility with not significant strength decreasing.

Для расширения номенклатуры и уменьшения стоимости изделий из высокопрочного субмикроструктурированного титана необходимы полуфабрикаты разной геометрической формы и менее затратные технологии их получения. Для титана наиболее перспективными для достижения этой цели являются технологии, использующие специальные методы интенсивной пластической деформации. В настоящей работе для получения полуфабрикатов в виде прутков с объемной субмикроструктурированной структурой использовали теплую прокатку в ручьевых валках со ступенчатым понижением температуры прокатки с последующей термической обработкой. Для прокатки использовали заготовки круглого сечения со средним размером зерен

1,4 мкм при плотности дислокаций в зернах $\sim 10^{10}$ см⁻² и наличии в самых крупных зернах малоугловых границ. Прокатку начинали при 500°C и проводили со ступенчатым понижением температуры заготовок примерно на 40°C при переходе от ручья большого сечения к ручью меньшего сечения. Завершали деформацию при 300°C, когда относительное удлинение прутка достигало $\sim 1000\%$. При таком температурно–деформационном режиме прокатки вдоль оси прутка сформировалась субмикроструктурная «волоконистая» структура при среднем размере элементов зеренно–субзеренной структуры в поперечном и продольном сечении прутка ~ 200 нм. Методами рентгеноструктурного и EBSD анализа, просвечивающей электронной микроскопии и внутреннего трения установлено, что при использованном режиме прокатки наряду с уменьшением размера зерен и областей когерентного рассеяния изменяется кристаллографическая текстура, увеличиваются внутренние напряжения и степень неравновесности границ зерен. Чтобы уменьшить внутренние напряжения и степень неравновесности границ зерен, повысить пластичность и при этом сохранить высокую прочность, прутки отжигали при температурах 325, 350 и 400°C. По влиянию на параметры субмикроструктурной структуры и упругопластические свойства оптимальным оказался отжиг в течение 1 ч при 350°C. После такой термообработки внутренние напряжения второго рода в поперечном сечении прутка уменьшились в 2,5 раза и в 1,6 раза в продольном сечении. В то же время размер областей когерентного рассеяния в поперечном сечении прутка увеличился в 2,7 раза, а в продольном сечении – в 13 раз. Наряду с этим уменьшились внутренние напряжения первого рода. Однако отжиг не повлиял на кристаллографическую текстуру и размер элементов зеренно–субзеренной структуры.

Указанные изменения параметров субмикроструктурной структуры не оказали существенного влияния на механические свойства: пределы текучести и прочности уменьшились всего на 60 МПа, а относительное сужение в шейке уменьшилось с 48 до 41%. В то же время относительное удлинение в момент разрушения увеличилось с 13 до 18% при пределе прочности 900 МПа. Причем по структурному признаку разрушение осталось вязким с ямочным отрывом и на поверхности разрушения наблюдаются поры микронных размеров.

Изготовленные по предложенным температурно–деформационным режимам длинномерные прутки из титана ВТ1–0 по прочности соответствуют среднепрочным титановым сплавам. Их прочность можно увеличить до 1100 МПа, если для прокатки использовать заготовку со средним размером зерен 0,8 мкм.

Прутки могут быть использованы не только в технике, но и в медицине для изготовления медицинских имплантатов, в том числе длительно функционирующих в организме.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ASTM F 138

Терентьев В.Ф.¹, Добаткин С.В.¹, Клиауга А.², Рыбальченко О.В.¹, Просвирнин Д.В.¹

¹Россия, ИМЕТ РАН, г. Москва, rybalch@mail.ru

²Бразилия, Федеральный университет, Сан-Карлос

EFFECT OF EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING ON MECHANICAL PROPERTIES AUSTENITIC STEEL ASTM 138

Terentev V.F., Dobatkin S.V., Kliauga A., Rybalchenko O.V., Prosvirnin D.V.

The aim of the study was to investigate the effect of equal-channel angular pressing (ECAP) on structure and mechanical properties of austenitic steel ASTM F138 under static and cyclic loading.

Основным эффектом УМЗ материалов полученных интенсивной пластической деформацией (ИПД) является не только значительное повышение прочности при достаточной пластичности, но и *одновременное* повышение эксплуатационных свойств, таких как усталостная прочность.

Целью исследования было изучение влияния равноканального углового прессования (РКУП) на структурообразование в стали ASTM F138 и механические свойства при статическом и циклическом нагружении.

ASTM F138 – коррозионностойкая аустенитная сталь широко используемая для производства медицинских имплантатов и важно, чтобы в результате ИПД материал обладал не

только повышенными прочностными характеристиками, но и достаточно высокой усталостной прочностью.

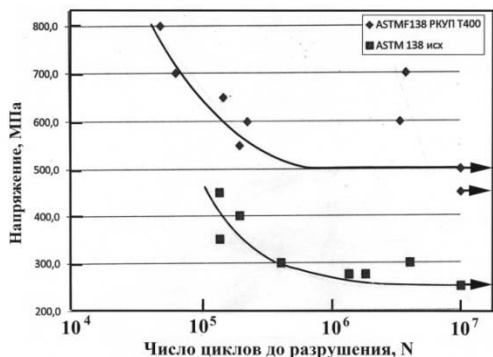


Рис.1 . Кривые усталости нержавеющей стали ASTM 138 в исходном состоянии и после РКУП.

Образцы стали ASTM F138 выдерживались при $T=1050^{\circ}\text{C}$ 1 час с последующим охлаждением в воде и далее подвергались интенсивной пластической деформации методом РКУП при температуре 400°C 8 проходов по маршруту Вс при угле пересечения каналов 120° . В ходе РКУП формировалась главным образом ориентированная субзеренная структура с высокой долей двойников деформации в аустените и размером структурных элементов 100-500 нм.

Испытания на усталость мини образцов из нержавеющей стали ASTM 138 проводились на приборе для испытания на усталость

Instron Electropuls E 3000 с асимметрией цикла нагружения $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max} = 0,1$.

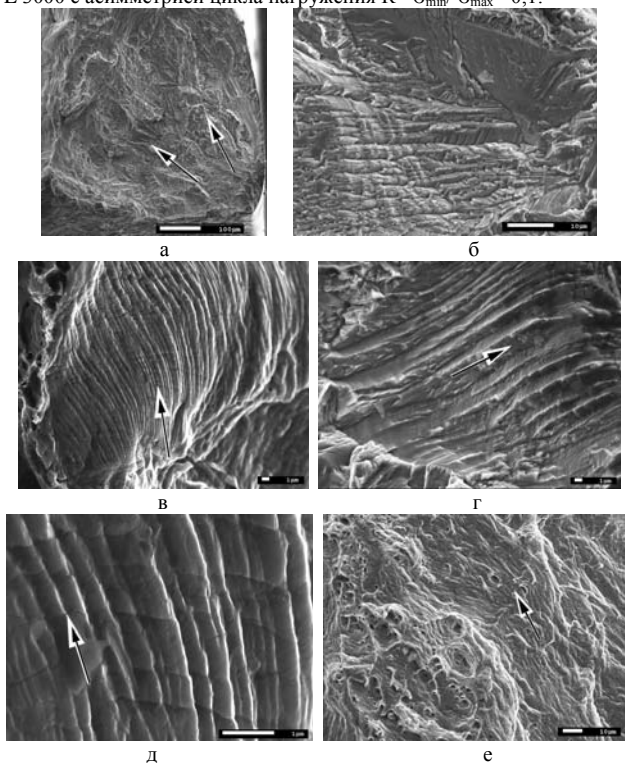


Рис. 2. Фрактография усталостного разрушения образца в исходном состоянии ($\sigma = 400$ МПа, $N = 2 \cdot 10^5$ циклов)

Из результатов усталостных испытаний представленных на Рис. 1. видно, что кривая усталости образцов, прошедших РКУП лежит значительно выше кривой усталости материала в исходном закаленном состоянии. Предел выносливости образцов после РКУП составил 500 МПа, что в два раза превышает предел выносливости исходного материала – 250 МПа. Ранее уже было показано, что РКУП образцов из стали X18H10T привело к повышению уровня предела выносливости до 320 МПа[1] и даже до 620 МПа [2].

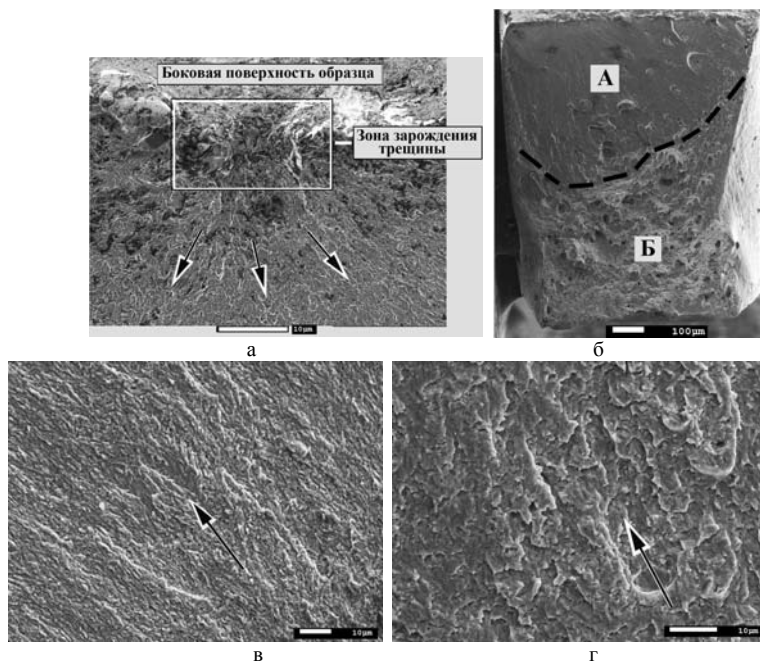


Рис. 3. Фрактография усталостного разрушения образца после РКУП ($\sigma = 550$ МПа, $N = 2 \cdot 10^5$ циклов)

По-видимому, усталостная прочность повышается за счет измельчения структуры, увеличения доли большеугловых границ и интенсивного двойникования в аустените в ходе РКУП и последующей циклической деформации.

Следует отметить, что разброс значений долговечностей до разрушения в случае высокопрочных металлических материалов, полученных в ходе ИПД, значительно превосходит разброс этих значений в исходном состоянии, что связано как с большей неоднородностью высокопрочного материала, так и с тем, что у этих материалов наблюдается больший разброс на стадии зарождения усталостной трещины.

На рис. 2 и 3 представлены фрактографические картины поверхности усталостного разрушения образцов из стали ASTM F138 в исходном состоянии и после РКУП. В исходном состоянии усталостная трещина зарождается в области угла образца. В зоне зарождения усталостной трещины и ее стабильного распространения в основном наблюдается вязкий характер поверхностного рельефа (рис. 2, а), хотя в отдельных местах рельеф похож на квазивязкий с признаками усталостной бороздчатости (рис. 2, б). В зоне ускоренного роста усталостной трещины вдоль направления усталостной трещины наблюдаются вытянутые гребни (рис. 2, в), между которыми иногда отчетливо видны усталостные бороздки (рис. 2, г). При большом увеличении на поверхностных гребнях видны усталостные микробороздки, расстояние между которыми составляет 20-30 нм (рис. 2, д). При статическом доломе наблюдается типичное вязкое ямочное разрушение (рис. 2, е)

После РКУП зарождение усталостной трещины наблюдали в области скопления включений вблизи поверхности образца (рис. 3, а). Поверхностный рельеф в зоне усталостного распространения трещины менее развит, чем случае усталостного разрушения образцов в исходном состоянии и можно четко выделить зону усталостного разрушения (зона А на рис. 3, б), зону ускоренного роста трещины и статического долома (зона Б на рис. 3, б). Наблюдается более плоский рельеф поверхности разрушения в области усталостного распространения трещины (рис. 3, в). В зоне ускоренного развития усталостной трещины рельеф *чешуйчатый* с признаками не явно выраженной бороздчатости (рис. 3, е). Статический долом, как и у исходных образцов, связан с вязким ямочным механизмом разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Госконтракт №14.А12.31.0001 от 24.06.2013)

Литература

1. Терентьев В.Ф., Добаткин С.В., Просвирнин Д.В. и др. Усталостная прочность аустенитной стали X18H10T после равноканального углового прессования // Деформация и разрушение материалов. 2008, № 10, с.30-38.

2. Добаткин С.В., Терентьев В.Ф., В. Скротски, Рыбальченко О.В., Панкова М.Н., Просвирнин Д.В. Золотарев Е.В. Структура и усталостная прочность аустенитной стали 08X18H10T после равноканального углового прессования и нагрева // Металлы. 2012, № 6, с.45-55.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОМАНГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ХОЛОДНОГО КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ

Тукеева М.С., Мельников Е.В., Майер Г.Г., Кретов Ю.Л.¹, Кошовкина В.С.¹, Астафурова Е.Г.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,

¹Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, tms@ispms.tsc.ru

EVOLUTION OF STRUCTURAL-PHASE STATE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-MANGANESE STEELS UNDER HIGH-PRESSURE TORSION AND SUBSEQUENT ANNEALING

Tukeeva M.S., Melnikov E.V., Maier G.G., Kretov Yu.L., Koshovkina V.S., Astafurova E.G.

Evolution of structural-phase state and mechanical properties under cold high-pressure torsion and subsequent annealing was investigated for high-manganese austenitic steels Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C and Fe-28Mn-2,7Al-1,3C having different stacking fault energy and therefore different tendency to mechanical twinning. It was shown that the ultra-fine grained states have different thermal stability depending on density of twin boundaries in high-manganese steels after high-pressure torsion.

В настоящее время установлено, что пластичность и прочность поликристаллических материалов в значительной мере определяются долей границ специального типа в зернограницном ансамбле [1, 2]. Негомогенные тонкие двойники, которые свойственны деформации высоколегированных систем, содержащих высокую концентрацию атомов внедрения, способствуют формированию ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры при деформации аустенитных сталей [3, 4]. Однако при повышенных температурах в УМЗ материалах наблюдаются релаксационные процессы, связанные с возвратом дефектной структуры, ростом зерен и фазовыми превращениями [5]. При этом теряются уникальные свойства УМЗ материалов, обусловленные малым размером зерна. Поэтому важной задачей в физике объемных нанокристаллических материалов является изучение эволюции структуры, фазового состава, а также механических свойств при нагреве УМЗ материалов.

В работе методами оптической металлографии, просвечивающей электронной микроскопии, дифракции обратнорассеянных электронов, рентгеноструктурного анализа, микроиндентирования исследовано влияние высокотемпературных отжигов в интервале температур 400-800°C на эволюцию структурно-фазового состояния и механические свойства

(микротвердость) монокристаллов высокомарганцевых аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C и Fe-28Mn-2,7Al-1,3C (мас. %) с разной энергией дефекта упаковки после холодного кручения под квазигидростатическим давлением (КГД). КГД проводили при давлении 5-6 ГПа при комнатной температуре на 1, 3, 5 оборотов.

КГД приводит к формированию УМЗ структуры сталей за счет образования высокой объемной доли границ специального типа (двойниковых) и полос локализованного течения. Исследуемые стали за счет разной энергии дефекта упаковки характеризуются различной склонностью к двойникованию, и, соответственно, различной морфологией и толщиной специальных границ. С ростом энергии дефекта упаковки возрастает склонность к локализации пластического течения. Отметим, что за счет высоких сжимающих напряжений при КГД, в сталях с повышенной энергией дефекта упаковки Fe-13Mn-2,7Al-1,3C и Fe-28Mn-2,7Al-1,3C при комнатной температуре достигаются критические скалывающие напряжения для двойникования, которые часто невозможно реализовать в экспериментах по статическому растяжению и сжатию. Методом рентгенофазового анализа показано, что все исследуемые стали после деформации кручением остаются однофазными. В структуре сталей Fe-13Mn-2,7Al-1,3C и Fe-28Mn-2,7Al-1,3C формируется текстура деформации типа $\langle 111 \rangle$, которая характерна для ГЦК-сплавов, подвергнутых деформации давлением. В то время как в стали Fe-13Mn-1,3C формируется текстура типа $\langle 100 \rangle$, совпадающая с исходной ориентировкой монокристаллов вдоль направления осадки при КГД. Микротвердость сталей после КГД увеличивается более чем в два раза, при этом сталь Fe-13Mn-1,3C, с низкой энергией дефекта упаковки и с самой высокой из исследуемых сталей плотностью специальных границ, демонстрирует более высокое деформационное упрочнение. При этом в стали Fe-13Mn-1,3C наблюдается однородное распределение микротвердости по диаметру образца уже после 1 оборота кручения (нет спада значений микротвердости в центральной части образца, характерной для деформации КГД).

При деформации на 1 полный оборот и последующих отжигах стали Fe-13Mn-1,3C, Fe-13Mn-2,7Al-1,3C сохраняют высокую микротвердость до 500, однако сталь Fe-28Mn-2,7Al-1,3C с более высокой энергией дефекта упаковки - лишь до 400°C (рис. 1). Таким образом, морфология, толщина и объемная плотность специальных границ оказывает влияние на деформационное упрочнение сталей и устойчивость структуры к нагреву. Высокие значения микротвердости, полученные методом КГД при деформации на 3, 5 оборотов, сохраняются вплоть до температуры отжига 500°C во всех исследуемых сталях (рис. 1).

Методом просвечивающей электронной микроскопии показано, что двойниковые границы сохраняются в структуре исследуемых сталей до температуры 500 двойникова ние наблюдается по всему объему материала. С увеличением температуры отжига > 500°C специальные границы начинают распадаться, в структуре видны области, не содержащие двойники деформации, начинают работать процессы рекристаллизации, карбидообразования.

Отжиги способствуют релаксации напряжений в исследуемых сталях, приводят к уменьшению уширений рефлексов на рентгенограммах, росту размеров областей когерентного рассеяния, уменьшению величины микродеформации кристаллической решетки. Высокотемпературные отжиги приводят к γ - α мартенситному превращению, тогда как деформация КГД при комнатной температуре не приводила образованию только следов γ -фазы (<1%). Максимальная объемная доля феррита содержится при температурах отжига 500 и 600°C. Следовательно, при температурах отжига выше 400°C происходит частичный распад аустенита и высокие механические свойства сталей после КГД и отжига при 600°C определяются также формированием феррита и карбидов.

Таким образом, высокомарганцевые аустенитные стали с разной энергией дефекта упаковки, склонные к развитию двойникования при деформации, характеризуются различной стабильностью структуры к нагреву за счет различной морфологии и плотности специальных границ. При температурах отжига выше 400°C механические свойства сталей определяются не только сформированной при КГД дефектной структурой, но также карбидами и фазовыми превращениями, происходящими при распаде аустенита.

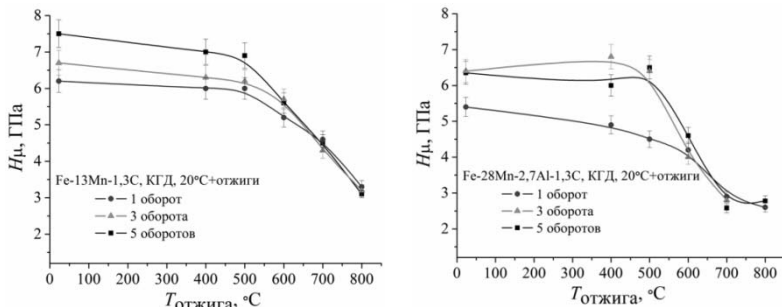


Рис. 1. Влияние температуры отжига на микротвердость аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C, Fe-28Mn-2,7Al-1,3C после холодного КГД.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (ГК № №14.132.21.1705 от 01.10.2012 г.). Авторы работы благодарны профессору Чумлякову Ю.И. за монокристаллы сталей, предоставленные для исследования.

Литература

1. Копецкий Ч.В., Орлов А.Н., Фионова Л.К. Границы зерен в чистых металлах. - М.: Наука, 1987. - 158 с.
2. Кайбышев О.А., Валиев Р.З. Границы зерен и свойства металлов. - М. .Металлургия, 1987. – 213 с.
3. Liu G.Z., Tao N.R., Lu K. 316L austenite stainless steels strengthened by means of nano-scale twins // J. Mater. Sci. Technol. - 2010. - V. 26. - № 4. - pp. 289-292.
4. Randle V. 'Special' boundaries and grain boundary plane engineering // Scr. Mater. - 2006. - V. 54. - pp. 1011-1015.
5. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 397 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНО - И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДИ И БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПРЕССОВАНИЯ

Хомская И.В.¹, Зельдович В.И.¹, Шорохов Е.В.², Макаров А.В.³,

Хейфец А.Э.¹, Фролова Н.Ю.¹

¹ Россия, Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, khomskaya@imp.uran.ru,

² Россия, Российский Федеральный ядерный центр –ВНИИ технической физики, Снежинск

³ Россия, Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, makarov@imash.uran.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES OF NANO- AND SUBMICROCRYSTALLINE COPPER AND BRONZE OBTAINED BY HIGH-RATE PRESSING

Khomskaia I.V.¹, Zeldovich V.I.¹, Shorokhov E.V.², Makarov A.V.³, Kheifets A.E.¹, Frolova N.Yu.¹

The deformation behavior and structural changes in the copper (99,8% Cu) and electrical bronze (Cu-0,09% Cr-0,08%Zr) subjected to the dynamic channel-angular pressing are investigated. The properties and thermal stability of the obtained nanostructured state are studied.

Получение нано - и субмикрокристаллических (НК и СМК) материалов методами интенсивной пластической деформации – одно из приоритетных направлений современного материаловедения [1,2]. Высокоэнергетические воздействия открывают возможность создания объемных НК и СМК материалов в течение микросекундных интервалов времени за счет импульсных источников энергии, без использования энергоемкого и дорогостоящего прессового оборудования. Используемый в данном исследовании метод - динамического канально-углового прессования (ДКУП), разработанный в РФЯЦ-ВНИИТФ (г. Снежинск) [3], позволяет реализовать сверхвысокие скорости (до 10^5 с⁻¹) деформирования материалов. В [4,5] было

показано, что на результирующую структуру материала при ДКУП оказывают влияние высокоскоростная деформация сдвига и ударно-волновая деформация сжатия. Установлено, что формирование НК структуры в меди при ДКУП происходит в результате высокоскоростных циклических процессов фрагментации и динамической рекристаллизации [5]. Известно, что легирование хромом и цирконием (0,6-1 мас.%), незначительно снижая электропроводность меди, деформируемой прокаткой [6] и РКУП [7], повышают ее прочностные свойства и температуру рекристаллизации [8]. Представляло интерес сравнить прочностные и структуру меди и бронзы за счет применения метода ДКУП и последующих отжигов.

Образцы меди чистотой 99,8% и бронзы Cu-0,09Cr-0,08Zr диаметром 16 и длиной 65 мм подвергали ДКУП в 1- 4 прохода. Разгон образцов до скоростей 230-250 м/с осуществляли с помощью пороховых зарядов в специальной пушке. Образцы направляли в матрицу, содержащую два канала диаметром 16 и 14 мм, пересекающихся под углом 90°[3-5]. Скорость деформации материала составляла 10^5 с^{-1} , длительность цикла прессования – 500 мкс, давление ≤ 2 ГПа. Исследования выполняли на продольных шлифах и фольгах. Микротвердость измеряли на приборах ПМТ-3 при нагрузке 0,49 Н и Leica VMHT AUTO при нагрузке 0,245 Н. Кинетическое микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XUm при нагрузке 0,245 Н.

В исходном отожженном (при 450°C) состоянии средний размер зерна меди составлял 100 мкм; микротвердость - 780 МПа. После ДКУП в 4 прохода в образцах формируется тонкая (0,5-1 мкм) волокнистая структура с волнообразной формой волокон, микротвердость - 1500–1550 МПа [5]. «Гребни» волн расположены под углом 30-35° к продольной оси образца, что согласуется с результатами РКУП [1] и схемой деформации при ДКУП [4]. Внутри волокон выявлена структура, состоящая из зерен и субзерен размерами 50-350 нм. Статистический анализ показал, что полученная структура неоднородна по типу границ и размеру кристаллитов. Количество зерен и субзерен размером 50-100 и 150-350 нм составляет 35 и 65%, соответственно. Средний размер зерен/субзерен - 145 нм [5]. Границы и структура зерен/субзерен меди были изучены методом высокоразрешающей электронной микроскопии. Исследование показало, что границы, наблюдаемые в меди после ДКУП, имеют более высокую степень совершенства, чем после КГД и РКУП [1], что связано с частичным протеканием релаксационных процессов в меди при ДКУП [5]. Внутри зерен/субзерен и вблизи границ обнаружены участки размером 3-7 нм, кристаллическая решетка которых практически не имеет искажений и не содержит дефектов. Образование таких наночастиц вторичных фаз, согласно [9], и возникновением «зародышей» динамической рекристаллизации [5]. В исходном закаленном (от 990°C) состоянии размер зерна бронзы составлял 200-400 мкм, микротвердость - 680 МПа. После ДКУП в 3-прохода в образцах бронзы формируется волокнисто-полосовая структура (микротвердость-1600 МПа). Полосы локализованного сдвига располагаются под углом 30° к продольной оси образцов. Между полосами выявлены тонкие продольные волокна. Полосы сдвига состоят из зерен микронного и субмикронного размеров. Внутри волокон обнаружена структура, состоящая из субзерен (0,2-0,4 мкм) с внутренней дислокационной структурой. В полосах сдвига выявлены нанодвойники (10-100 нм) деформации. Заметим, что ДКУП меди не приводило к такому развитию двойникования, т.е. микродобавки хрома и циркония изменяют механизм деформации меди при ДКУП. Таким образом, ДКУП бронзы создает дисперсную структуру и повышает микротвердость в 2,4 раза по сравнению с исходным состоянием.

Поскольку низколегированные Cu-Cr-Zr бронзы используются для электродов машин контактной сварки [6], представляло интерес провести измерения твердости и удельной контактной твердости СМК бронзы, полученной методом ДКУП, оценить способность деформированной бронзы выдерживать механические нагрузки без остаточного формоизменения, а также сравнить полученные результаты с аналогичными характеристиками меди. Результаты измерений показали, что наноструктурирование меди методом ДКУП обеспечивает увеличение твердости по Виккерсу, по Мартенсу и твердости вдавливания в 1,4 раза по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием. Еще более значительный рост указанных характеристик прочности (в 2,1-2,8 раза) при одновременном повышении контактного модуля упругости достигается при ДКУП бронзы. Таким образом, установлена повышенная способность СМК+НК меди и, особенно, СМК бронзы выдерживать механические

контактные нагрузки без пластического деформирования по сравнению с исходным крупнокристаллическим состоянием.

Исследование термической устойчивости полученных неравновесных НК и СМК состояний показало, что зависимости микротвердости меди и бронзы от температуры отжига качественно различные. Увеличение температуры отжига приводит к снижению микротвердости НК+СМК меди, что обусловлено развитием релаксационных процессов возврата (при 100-150°C), рекристаллизации (150-220°C) и переходу в крупнозернистое состояние (при 400°C). Иная картина наблюдается при нагреве СМК бронзы. Нагрев до 350°C не изменяет величину микротвердости, а отжиг при 400°C повышает микротвердость бронзы от 1600 до 1780 МПа. Увеличение микротвердости СМК бронзы при 400°C обусловлено дополнительным упрочнением за счет выделения наночастиц (5-10 нм) фаз старения. Наночастицы Сг и Cu₂Z выделяясь на дислокациях, задерживают начало рекристаллизации. Рекристаллизация СМК бронзы начинается при 500°C и заканчивается при 600°C, с чем связано основное падение микротвердости. Частицы фаз старения при нагреве до 500-600°C укрупняются и задерживают миграцию большеугловых границ, тем самым, препятствуя развитию рекристаллизации. Необходимо отметить, что даже нагрев до 700°C не приводит к существенному росту зерна (размер зерен 5-6 мкм) и разупрочнению бронзы, как это наблюдалось при нагреве меди до 400°C. Таким образом, интервал рекристаллизации наноструктурированных меди и бронзы составляет 150-220°C и 500-600°C, соответственно. Легирование меди микродобавками хрома (0,09%) и циркония (0,08%) повышает ее твердость на 1000 МПа и термическую стабильность на 350°C.

Работа выполнена по плану РАН (№ з.р.01201064335) и при частичной поддержке проектов Президиума РАН (№ 12-П-2-1030), УрО РАН (№ 12-Т-1-1010) и РФФИ (№ 11-03-00047).

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007. 398 с.
2. Глезер А.М., Громов В.Е. Наноматериалы, созданные путем экстремальных воздействий. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2010, 171 с.
3. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Способ динамической обработки материалов: Патент № 2283717. РФ.//Бюллетень изобретений. 2006, № 26, С. 64.
4. Зельдович В. И., Шорохов Е. В., Фролова Н. Ю. и др. // ФММ, 2008, Т. 105, № 4, С. 431-437.
5. Хомская И.В., Шорохов Е.В. Зельдович В.И. и др. // ФММ, 2011, Т. 111, № 6, С. 639-650.
6. Розенберг В.М., Дзуцев В.Т. Диаграммы изотермического распада в сплавах на основе меди. Справочник. М. Металлургия. 1989. 325 с. ; Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Справочник. М. Машиностроение. 2004. 336 с.
7. Vinogradov A., Patlan V., Suzuki Y. et. al. // Acta Mater., 2002, V.50, P.1639-1651.
8. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник в 3-х томах. Под общей ред. Н.П.Лякишева. Т. 2. М.: Машиностроение. 1997. 1024 с.
9. Козлов Э.В., Конева Н.А. / Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем. Томск: НТЛ, 2004, С. 83-110.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Копылов В.И.¹, Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Мышляев М.М.^{3,4}, Сахаров Н.В., Пирожникова О.Э.², Грязнов М.Ю.², Козлова Н.А., Пискунов А.В.

Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

¹ Беларусь, Физико-технический институт НАН Беларуси, kopylov.ecap@gmail.com

² Россия, Институт проблем машиностроения ННЦ РАН, pirojnikova@nifti.unn.ru

³ Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, mr-mmm@yandex.ru

⁴ Россия, Институт физики твердого тела РАН, myshlyae@issp.ac.ru

In work the analysis of the influence of temperature and time of preliminary дорекристаллизационных отжигов on the thermal stability of the structure and mechanical properties of submicrocrystalline (SMC) metals and alloys obtained by the method of Equal Channel Angular Pressing (ECAP). It is shown that the dependence of the temperature of the recrystallization temperature low temperature annealing has three character with a maximum. A model of the influence of low-temperature отжигов on the temperature of the start of the migration of grain boundaries SMC metals and alloys.

В работе проведен анализ влияния температуры и времени предварительных дорекристаллизационных отжигов и времени вылежки при комнатной температуре на термическую стабильность структуры и механических свойств субмикрорекристаллических (СМК) металлов и сплавов, полученных методом изотермического равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объекта исследования выступали медь технической чистоты М1, а также сплавы BrX11Цр (Cu-0.8Cr-0.05Zr), ПТЗВ (Ti-4Al-2V) и АМг6 (Al-6Mg-1Mn).

Показано, что температура начала разупрочнения (ТНР) СМК металлов, соответствующая температуре начала миграции границ зерен, от температуры и времени дорекристаллизационного отжига имеет двухстадийный характер. Выдержка СМК металлов при температуре $T_{отж} < T_1$ приводит к незначительному повышению ТНР. Дальнейшее повышение температуры выдержки ($T_1 < T_{отж} < T_r$) приводит к уменьшению ТНР СМК металла. (Здесь T_r – температура рекристаллизации неотожденного СМК металла). Аналогичная тенденция прослеживается и при анализе влияния времени вылежки при комнатной температуре на термическую стабильность СМК металла. Следует отметить, что T_1 зависит от температуры РКУП и размера зерна СМК металла.

Установлено, что во всем низкотемпературная дорекристаллизационная обработка приводит к монотонному уменьшению механических свойств СМК металла.

Проведен анализ влияния температуры и времени дорекристаллизационного отжига на ТНР СМК дисперсно-упрочняемых сплавов на примере хром-циркониевой бронзы Cu-0.8Cr-0.05Zr. Определены оптимальные режимы дорекристаллизационной термической обработки СМК бронзы, позволяющие существенно уменьшить скорость роста дисперсных частиц на границах зерен СМК сплава и, как следствие, расширить температурный интервал стабильности механических свойств.

Определены оптимальные режимы низкотемпературной термической обработки, обеспечивающие решение задачи создания СМК медного сплава с одновременно повышенными характеристиками прочности и проводимости. Эффективность разработанных моделей продемонстрирована на примере СМК сплава Cu-0.8Cr-0.05Zr, в котором обеспечена повышенная твердость (220-225 Н_{0.2}), электропроводность (УЭС не менее 80% от УЭС чистой меди) и термическая стабильность (ТНР более 450 °С).

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена модель влияния низкотемпературных отжигов на температуру старта миграции границ зерен СМК металлов и сплавов. Показано, что зависимость ТНР от температуры низкотемпературного отжига имеет трехстадийный характер с максимумом. Результаты численных расчетов сопоставлены с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы»).

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.²

¹*Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, chuvildeev@nifti.unn.ru*

²*Беларусь, Физико-технический институт НАН Беларуси, Kopylov.ecap@gmail.com*

The effect of non-equilibrium grain boundaries structure state, which might be varied by changing equal channel angular pressing (ECAP) temperature, on structure stability and physical and mechanical properties of microcrystalline (MC) metals and alloys was analyzed. Grain boundary diffusion properties of microcrystalline materials might be close to melt diffusion properties or to equilibrium grain boundary diffusion properties. It depends on ECAP temperature. Normal or abnormal grain increasing, recrystallization beginning temperature, effect of simultaneous increase of strength and plasticity during annealing depend on structure state and diffusion properties of grain boundaries.

В работе обобщены результаты экспериментальных и теоретических исследований влияния температуры равноканального углового прессования (РКУП) на структурное состояние и диффузионные свойства неравновесных границ зерен микрокристаллических (МК) металлов и сплавов. Показано, что в зависимости от температуры РКУП границы зерен МК материалов содержат различные типы дефектов (дислокации ориентационного несоответствия (ДОН) и скользящие компоненты вектора Бюргера делокализованных дислокаций). Установлено, что с повышением температуры РКУП кинетика изменения плотности ДОН и скользящих компонент делокализованных дислокаций существенно отличается, что обуславливает смену доминирующего типа дефекта в неравновесных границах зерен МК металла и связанные с этим особенности эволюции структуры, диффузионных и физико-механических свойств МК материалов.

Показано, что на зависимости диффузионных свойств границ зерен МК материалов от температуры РКУП можно выделить три характерных области.

РКУП металлов при комнатной температуре приводит к доминированию ДОН в неравновесных границах зерен. Диффузионные свойства границ зерен МК металлов при этом близких к диффузионным свойствам расплава. При незначительном повышении температуры РКУП в границах зерен МК материалов активно протекают процессы возврата, приводящие к снижению плотности внесенных дефектов и, как следствие, к повышению диффузионной проницаемости границ зерен до уровня, соответствующего отожженному равновесному состоянию.

РКУП металлов при температурах превышающих температуру деформационно-стимулированного роста зерен приводит к преимущественному накоплению на интенсивно мигрирующих границах зерен скользящих компонент делокализованных дислокаций. Диффузионные свойства границы зерен МК металлов при этом существенно отличаются от равновесных.

И, наконец, при дальнейшем повышении температуры РКУП в металле формируется мелкозернистая структура с равновесными границами зерен. Плотность дефектов, внесенных в границы зерен, при этом мала.

В работе проведен анализ влияния температуры РКУП на закономерности эволюции структуры и механических свойств при дальнейшем отжиге МК металлов. Показано, что наблюдаемым в некоторых экспериментах закономерностям (аномальный рост зерен, эффект аномального упрочнения при отжиге, эффект одновременного повышения прочности и пластичности и др.) свойственны определенные температурно-скоростные интервалы РКУП и связанные с ними типы дефектной структуры в неравновесных границах зерен МК металлов. Показано, что в одном и том же СМК металле в зависимости от начального уровня неравновесности границ зерен и типа формируемой дефектной структуры может проявляться как

нормальный, так и аномальный рост зерен, может быть реализован как эффект одновременного повышения прочности и пластичности, так и обычное правило «чем выше прочность – тем ниже пластичность» и др.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Министерства образования и науки РФ (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы», ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы»).

ТВЕРДОФАЗНОЕ МЕХАНИЧЕСКОЕ АЗОТИРОВАНИЕ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА И СОЗДАНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ НИТРИДАМИ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Шабашов В.А.

Россия, Екатеринбург, Институт физики металлов УрО РАН, litvinov@imp.uran.ru

SOLID-PHASE MECHANICAL NITRIDING OF IRON ALLOYS AND CREATION OF DISPERSE-HARDENED WITH NITRIDES NANOCOMPOSITE STEELS

Shabashov V.A.

Russia, Ekaterinburg, Institute of Metal Physics UB RAS, litvinov@imp.uran.ru

The development of high-nitrogen steels and composite materials with the advanced functional and economic characteristics is important today. The possibility of solid-phase mechanical synthesis of nanostructured high-nitrogen steels with the use of megadeformation is considered in the suggested investigation cycle.

В настоящее время актуальными являются разработки высокоазотистых сталей и композитов, обладающих повышенными функциональными и экономическими характеристиками. В предлагаемом цикле исследований рассмотрена возможность твердофазного механического синтеза наноструктурированных высокоазотистых сталей с использованием мегадеформации.

В основу предлагаемого подхода механического синтеза высокоазотистых сталей положено деформационно-индуцированное растворение малоустойчивых нитридов (типа Fe_4N и CrN) в матрицах металлов. В качестве методов мегадеформации использованы сдвиг под давлением в наковальнях Бриджмэна, помол механических смесей в шаровой мельнице и фрикционное воздействие – сухое трение скольжением.

С применением адресной мёссбауэровской спектроскопии и дифракционных методов показано деформационное растворение дисперсных нитридов Fe_4N и CrN (Cr_2N) в поверхностных слоях и порошках железа и его сплавов со специальным легированием. В процессе структурно-фазовых переходов типа «растворение-выделение» частиц получены пересыщенные азотом твердые растворы и вторичные чрезвычайно дисперсные нитриды – высокоазотистые нанокompозиты.

Определено влияние специального легирования исходной стальной матрицы металлами (Ni, Mn, Cr, V, Al...) на процессы деформационного растворения нитридов, концентрацию азота и фазообразование. Установлено, что при деформация и последующий отжиг позволяют получить наноструктурированные дисперсно-упрочненные вторичными нитридами композиционные стали мартенситного и аустенитного классов.

Работа выполнена по теме «Структура», поддержана УрО РАН (проекты № 11-2-9-ПРО и 12-У-2-1020), Президиума РАН (№ 12-П-2-1043) и грантами РФФИ (№ 12-03-00040-а и 12-03-00929-а).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАФНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БРОНЗ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Шаньгина Д.В.^{1,2}, Максименкова Ю.М.^{1,2}, Бочвар Н.Р.¹, Рааб Г.И.³, Табачкова Н.Ю.²,
Серебряный В.Н.¹, Виноградов А.Ю.⁴, Скратцки В.⁵, Добаткин С.В.^{1,2}

¹ИМЕТ РАН, Москва, Россия, shanginadaria@mail.ru

²НИТУ «МИСЦС», Москва, Россия

³Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

⁴Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

⁵Технический университет, Дрезден, Германия

В настоящее время большое внимание привлекает применение интенсивной пластической деформации к дисперсионноупрочняемым медным сплавам с целью повышения их механических и эксплуатационных характеристик [1-3]. Однако, ультрамелкозернистая структура, формирующаяся в процессе ИПД, как правило, обладает низкой стабильностью. В настоящей работе сделано предположение, что легирование гафнием с одной стороны позволит повысить свойства хромовой бронзы после ИПД, а с другой - повысить термическую стабильность сформированной структуры.

Материалами исследования в работе послужили сплавы Cu-0,7%Cr и Cu-0,7%Cr-0,9%Hf, которые перед деформацией подвергались закалке с температуры 1000 и 900 °С, соответственно. РКУП проводили по маршруту Вс при комнатной температуре, угле пересечения каналов 90° и N=6 проходах. EBSD анализ сплава Cu-0,7%Cr показал, что в процессе РКУП формируется преимущественно субзернистая структура со средним размером структурных элементов 320 нм и долей высокоугловых границ 40% (Рис. 1). В сплаве Cu-0,7%Cr-0,9%Hf доля высокоугловых границ составила 53%, а средний размер структурных элементов при этом уменьшился до 225 нм. Основные ориентировки в исследуемых сплавах соответствуют кристаллографическим текстурам, формирующимся в материалах при деформации простым сдвигом типа (111) <112>. Однако, как следует из анализа ФРО, более выраженная текстура формируется в сплаве Cu-0,7%Cr, в то время как в сплаве Cu-0,7%Cr-0,9%Hf наблюдается значительное рассеяние основных ориентировок.

После РКУП микротвердость как двойного, так и тройного сплавов увеличилась по сравнению с исходным состоянием: в сплаве Cu-0,7%Cr на 0,36 ГПа, а в Cu-0,7%Cr-0,9%Hf на 0,54 ГПа (Табл. 1). При последующем нагреве в обоих сплавах наблюдали процесс старения с максимумом прочности при 450°С. Упрочнение обусловлено выделением дисперсных частиц твердого раствора на основе Cr, а также частиц Cu₃Hf в случае сплава Cu-0,7%Cr-0,9%Hf.

Более интенсивно процесс распада твердого раствора проявился в сплаве Cu-0,7%Cr-0,9%Hf, в котором микротвердость начала увеличиваться при температуре 300°С, а при температуре 450°С микротвердость достигла значения 2,3 ГПа, причем увеличение количества проходов не оказало значительного влияния на микротвердость и удельное электросопротивление сплава после РКУП, а также на изменение этих свойств в процессе последующего нагрева. При нагреве в обоих исследуемых сплавах наблюдали снижение удельного электросопротивления до значений ниже, чем в исходном состоянии.

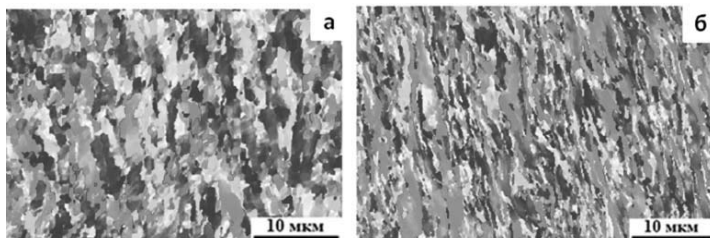


Рисунок 1 – Результаты EBSD-анализа сплавов Cu-0,7%Cr (а) и Cu-0,7%Cr-0,9%Hf (б) после РКУП

Таблица 1 – Микротвердость HV и удельное электросопротивление ρ сплавов Cu -0,75 %Cr и Cu-0,7 %Cr-0,9 %Hf после различных обработок

Образец	HV, МПа			ρ , мкОм·см		
	До РКУП	РКУП	РКУП +450 °С	До РКУП	РКУП	РКУП +450 °С
Cu-0,7 %Cr	1100±16	1456±39	1630±67	3,08±0,08	6,08±0,13	2,96±0,08
Cu-0,7 %Cr-0,9 %Hf	1383±65	1788±68	2230±51	7,88±0,21	9,20±0,22	4,38±0,12

Более интенсивно процесс распада твердого раствора проявился в сплаве Cu-0,7%Cr-0,9%Нf, в котором микротвердость начала увеличиваться при температуре 300°С, а при температуре 450°С микротвердость достигла значения 2,3 ГПа, причем увеличение количества проходов не оказало значительного влияния на микротвердость и удельное электросопротивление сплава после РКУП, а также на изменение этих свойств в процессе последующего нагрева. При нагреве в обоих исследуемых сплавах наблюдали снижение удельного электросопротивления до значений ниже, чем в исходном состоянии.

После РКУП предел прочности и предел текучести сплава Cu-0,7%Cr-0,9%Нf значительно увеличился. Последующий нагрев на T=450°С привел к дополнительному упрочнению сплава до $\sigma_B=650$ МПа при относительном удлинении $\delta=14\%$ (Табл.2).

Таблица 2 – Механические свойства сплава Cu-0,7 %Cr-0,9 %Hf после различных обработок

Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Закалка	54	251	43
Закалка + 450 °С, 3,5 ч	371	457	26
РКУП	550	557	14,6
РКУП + 450 °С, 1 ч	-	600	15,8

Таким образом, показано, что оптимальной обработкой для сплавов Cu-0,7 %Cr и Cu-0,7%Cr-0,9%Нf является закалка, интенсивная пластическая деформация и последующее старение при температуре 450°С. Прочность при этом выше, чем в исходных образцах в 1,5-2 раза за счет формирования частично субмикроструктурной структуры и процессов старения, а электропроводность соответствует исходному состоянию.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 13-08-00102), программы ERA.Net RUS (проект № STP-219) и Минобрнауки РФ (Госконтракт №14.A12.31.0001 от 24.06.2013).

Список литературы:

1. A. Vinogradov, V. Patlan, Y. Suzuki, K. Kitagawa, V.I. Kopylov. Acta Materialia 50 (2002) 1639–1651.
2. A. Vinogradov, T. Ishida, K. Kitagawa, V.I. Kopylov. Acta Materialia 53 (2005) 2181–2192.
3. K. Valdes Leyn, M.A. Munoz-Morris, D.G. Morris. Materials Science and Engineering A 536 (2012) 181– 189.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИОИНЕРТНЫХ МЕТАЛЛОВ И ИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шаркеев Ю.П.^{1,2}, Ерошенко А.Ю.¹, Толмачев А.И.¹,
Глухов И.А.¹, Уваркин П.В.¹, Кукареко В.А.³

¹ Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, sharkeev@ispms.tsc.ru

² Россия, НОЦ «Биосовместимые материалы и биоинженерия» при ТПУ, СибГМУ и ИФПМ СО РАН

³ Республика Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАНБ (г. Минск)

The paper presents characteristics of the combined two-step severe plastic deformation method including abc-pressing in a press-mold and a multiple rolling in the flat or grooved form. This method allows to produce the rods from bionert metals (titanium, zirconium, niobium) and their alloys in nanostructured / ultrafine grained state with a homogenous grain-subgrain structure in the bulk of rods with the average size of the structure elements (grains, subgrains, fragments) of less than 100 nm, that provides the mechanical properties comparable with those of medium-strength titanium alloys. Mechanical properties (yield point, ultimate stress, hardness and microhardness, cyclic life and fatigue strength) of the nanostructured / ultrafine grained titanium and zirconium produced by the severe plastic deformation combined method correspond to those of the medical medium-strength titanium alloys, i.e. Ti-6Al-4V. The investigation results of microstructure and mechanical properties of bionert metals and alloys after severe plastic deformation are presented and discussed.

Значительное повышение различных свойств металлов и сплавов достигается за счет создания в объеме материала наноструктурного или ультрамелкозернистого состояния методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Создание объемной наноразмерной структуры позволяет кардинально повысить, прежде всего, механические свойства металлических материалов, а именно, пределы текучести и прочности, сопротивление усталостному разрушению, износостойкость, циклическую долговечность и др. Как правило, наноструктурное состояние в металлах и сплавах удается достигнуть при применении комбинированных методов интенсивной пластической деформации, например, равноканального углового прессования и прокатки.

В работе дана характеристика комбинированного двухэтапного метода ИПД, включающего abc-прессование в пресс-форме и многоходовую прокатку в ручьевых или плоских валках при комнатной температуре с последующим дорекристаллизационным отжигом. Рассматриваемый комбинированный метод ИПД позволяет получать заготовки биоинертных сплавов на основе титана, циркония и ниобия в наноструктурированном или ультрамелкозернистом состоянии с однородной зеренной-субзеренной структурой по всему объему заготовки со средним размером элементов структуры (зерен, субзерен, фрагментов) до 100 нм и менее. В частности, наноструктурное состояние в технически чистом титане [1] обеспечивает пластичность до 10%, предел текучести 1100 МПа и предел прочности 1160 МПа. Верхний предел термостабильности и механических свойств титана в наноструктурном состоянии составляет 350°C, а циклическая долговечность достигает до 10⁷ циклов и более при величине предела выносливости 360 МПа.. Механические характеристики (предел текучести, предел прочности, пластичность, предел выносливости, микротвердость) сплавов на основе титана и циркония в наноструктурном и ультрамелкозернистом состояниях, сформированных указанным методом ИПД, сопоставимы со свойствами среднепрочных титановых сплавах, применяемых в медицине, например, ВТ6.

Приведены результаты исследования микроструктуры и механических свойств биоинертных сплавов на основе титана, циркония и ниобия после интенсивной пластической деформации. Обсуждаются вопросы применения биоинертных металлов и сплавов в наноструктурном и ультрамелкозернистом состоянии в медицинских приложениях.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы Президиума РАН «Фундаментальные науки - медицине», проект 5ФНМ-45; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2013 – 2016гг., проект III.23.2.2, ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», соглашение № 8036.

Литература:

1. Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Кукареко В.А., Белый А.В., Батаев В.А. Наноструктурированный титан. Применение, структура, свойства // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2012. - №8. С. 60-63.

СЕКЦИЯ 4

*РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЙ
ОБРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ И
НАНОМАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПРОЦЕССАХ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ*

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01570, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Автokratova E.V.¹, Ильясов P.P.¹, Ситдиков O.Ш.¹, Маркушев M.B.¹,
Предко П.Ю.², Никитина E.B.²

¹Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук.

²Россия, Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского (МАТИ)
avtkratova@imsp.ru, mvmarmark@imsp.ru

ON STRUCTURE OF FRICTION STIR WELDED 01570 ALUMINUM ALLOY SHEET

Avtokratova E.V.¹, Ilyasov R.R.¹, Sitdikov O.Sh.¹, Markushev M.V.¹,
Predko P.Yu.², Nikitina E.V.²

¹Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

²Russian State University of Aviation Technology (Moscow Institute of Aviation Technology)

The 01570 (Al-Mg-Mn-Sc-Zr) alloy structure processed by friction stir welding (FSW) was analyzed by means of optical metallography, transmission and scanning electron microscopy (EBSD analysis). In the nugget zone continuous dynamic recrystallization of the initial fibred structure of the sheet led to formation of the ultrafine grain structure with a mean grain size of 1-3 μm . With increasing the FSW tooling travel speed, less homogeneous and coarser grain structure is formed. It is partially due to normal or even abnormal grain growth at post-FSW cooling of the welds, especially close to their upper surface connecting with the tool shoulder.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) относится к числу последних инновационных технологических разработок в области сварочного производства и является высокоэффективным способом соединения прессованных и катаных полуфабрикатов, а также производства уникальных конструкций, в том числе лито-сварных, из ряда цветных металлов и их сплавов, причем как однородных, так и разнородных [1-4]. При этом соединяемый(е) материал(ы) в зоне шва подвергается(ются) интенсивной пластической деформации в твердом состоянии при температурах значительно ниже их температуры плавления. По характеристикам прочности и пластичности СТП соединения значительно превосходят получаемые традиционными методами, например, сваркой плавлением. При этом их качество во многом определяется как геометрией инструмента и скоростями его перемещения и вращения, так и параметрами исходного строения и фазового состава соединяемых материалов. На сегодняшний день СТП находится на стадии активного внедрения и рассматривается как перспективный способ изготовления герметичных конструкций гражданского и оборонного предназначения.

Оценивали особенности макро- и микроструктуры соединений листов из термонеупрочняемого алюминиевого сплава 01570 (Al-5,9Mg-0,42Mn-0,24Sc-0,1Zr-0,002Be, вес. %), полученных при различных режимах СТП. Для этого использовали стандартные методы оптической металлографии, а также просвечивающей и растровой электронной микроскопии, в том числе метод дифракции обратно отраженных электронов (EBSD анализ).

Установлено, что на макроуровне в ядре СТП шва выявляются так называемые «луковные кольца» (onion rings) [2], которые в зависимости от параметров сварки различаются не только оптическим контрастом и геометрией, но и дисперсностью зеренной структуры. На микроуровне обнаружено, что в зоне соединения типичная волокнистая структура прокатки сплава трансформируется непрерывной динамической рекристаллизацией в ультрамелкозернистую с равноосными зёрнами размером от 1 до 3 мкм. Более однородная структура, причем с близким размером зерна в смежных кольцах, формируется при низких скоростях перемещения инструмента. С ростом же этой скорости отмечается тенденция в увеличении степени разнородности соединения, выражающаяся в формировании структуры с чередующимися кольцами ультрамелких и почти вдвое более крупных зёрен (рис. 1а). Кроме того, у поверхности, контактировавшей с плечевой частью инструмента, могут появляться anomalно крупные зёрна ~10-20 мкм (рис. 1б). По всей видимости, такие зёрна формируются во время постдеформационного отжига (при остывании) сваренных заготовок, причем, несмотря на присутствие в структуре сплава высокой плотности однородно распределенных когерентных наноразмерных дисперсиондов $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$.

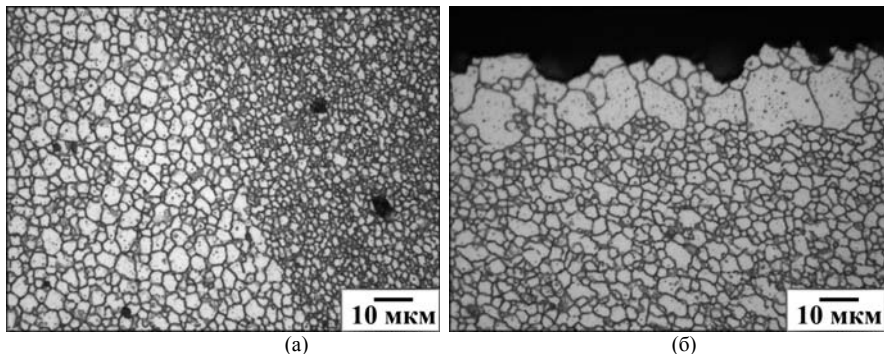


Рис. 1. Граница между соседними кольцами в зоне шва (а) и anomalно крупные зерна у поверхности СТП соединения (б) образцов из сплава 01570

Литература

1. F.H. Froes. Fourth international symposium on FSW (review) // Light metal Age, No.40, p.38 (2003).
2. R.S. Mishra, Z.Y. Ma. Friction stir welding and processing // Mater. Sci. and Eng. R., v.50, p.1 (2005).
3. Фролов В.А., Иванюхин А.Н., Сабанцев А.Н., Диденко С.А., Конкевич В.Ю., Белоцерковец В.В. Сварка трением с перемешиванием — плюсы и минусы // Сварочное производство, № 10, с.12 (2008).
4. Предко П.Ю., Конкевич В.Ю., Филатов Ю.А., Маркушев М.В., Автократова Е.В. Литосварные конструкции нового поколения из термически неупрочняемых сплавов системы Al-Mg-Sc // Технология легких сплавов, № 1, (2013).

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОФИЛИРОВАНИЯ СТАЛЬНОЙ ТРУБЫ В КВАДРАТ

Акопян К.Э., Шелест А.Е., Юсупов В.С.

РФ, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, kaakopyan@yandex.ru

THE TECHNOLOGY OF PROFILING STEEL PIPE TO SQUARE

Akopyan K.E., Shelest A.E., Yusupov V.S.

Abstract: recommended mode of reductions in stands that ensures the accuracy of the geometrical sizes and reduced deflection walls in the absence of abnormal stresses and strains in the most loaded parts of the section (corners profile) over the stands of the mill

Наиболее востребованной позицией профильная труба нашла себя в строительстве, при возведении сооружений и монтаже металлоконструкций любых размеров. Стальные профильные трубы квадратного сечения способны заменить собой швеллер, балку и уголок, являясь при этом более выгодными, так как на их изготовление требуется меньшее количество металла. Несмотря на то, что большинство квадратных профилей получают формовкой круглой трубы в четырехвалковых калибрах, в литературе мало сведений касательно изучения этого процесса.

В настоящей работе разрабатывалась технология профилирования трубы в квадрат с помощью компьютерного моделирования, а результаты проверялись в лабораторных и промышленных условиях на ТЭСА 127-426 (ОАО «Северсталь ТПЗ-Шексна»). Параметры моделирования были идентичны технологическим параметрам при прокатке на ТЭСА 127-426: материал - сталей 3сп, 3пс и Ст. 20; скорость профилирования - 20-45 м/мин, коэффициент трения - 0,12, толщина стенки - 4, 6 и 8 мм. В зависимости от типоразмера профиля задавали разные диаметры валков и радиусы проточки.

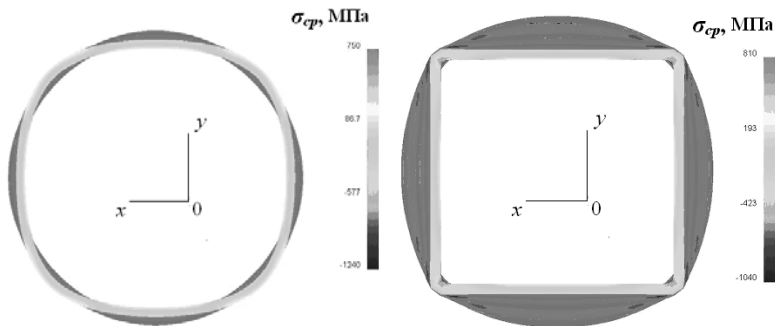


Рисунок 1 - Поле среднего напряжения σ_{cp} в поперечном сечении в первом (а) и в четвертом (б) проходах при профилировании трубы 100x100x4 мм. Максимальные и минимальные значения σ_{cp} , МПа: а) 748 и -1230; б) 808 и -1040.

В результате расчета по разработанной модели получили поля деформаций, накопленной деформации, а также поля напряжений, возникающих в процессе профилирования круглой трубы. На рисунке 1 показано поле среднего напряжения σ_{cp} в поперечном сечении для профильной трубы 100x100 мм с толщиной стенки 4 мм.

Из рисунка 4 видно, что наиболее нагруженным участком профильной трубы квадратного сечения, с точки зрения напряженно-деформированного состояния, является угловая зона.

По результатам расчетов и экспериментов рекомендован режим обжатий по клетям, который обеспечивает точность геометрических размеров и снижение возможности прогиба стенок при отсутствии аномальных напряжений и деформаций в наиболее нагруженных областях профиля (углах профиля) по клетям стана. Режим обжатий по клетям представлен на рис. 2.

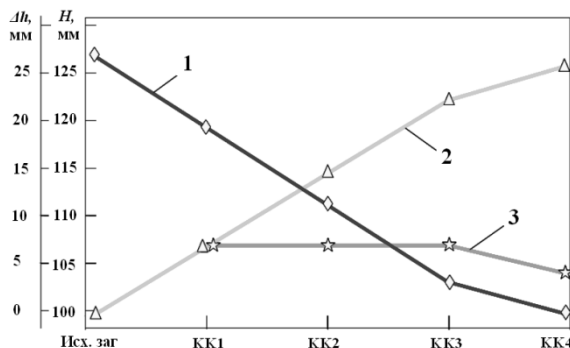


Рисунок 6 - Рекомендованный режим обжатий при профилировании квадратной трубы 100x100x4 мм из заготовки Ø127 мм из стали Ст3: 1 – изменение высоты (и ширины) заготовки; 2 – суммарное абсолютное обжатие, Δh_{Σ} ; 3 - абсолютное обжатие за проход, Δh_i .

Анализ полей напряжений и деформации показывает, что принятый режим обжатий характеризуется равномерностью нагружения опасных участков трубной заготовки.

Методики расчета диаметра заготовки и расчета калибровки внедрены в производство, что позволило расширить геометрический сортамент ТЭСА 127-426 в ОАО «Северсталь ПИЗ-Шексна», увеличить объем производства и снизить количество несоответствующей продукции, что обеспечило значительный экономический эффект.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ И ЖИДКОФАЗНОГО ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКОНОМЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ НА БАЗЕ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-(Cu)-Fe-Ni

Акопян Т.К.

Российская Федерация, Москва, ИМЕТ РАН им.А.А. Байкова, nemiroffandtor@yandex.ru

A COMPARATIVE ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF HIP AND LIQUID HOT ISOSTATIC PRESSING ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NEW HIGH STRENGTH ALUMINUM ALLOY ON THE BASIS OF Al-Zn-Mg-(Cu)-Fe-Ni
Akopyan T.K.

Abstract

The hot isostatic pressing (HIP) and liquid hot isostatic pressing (LHIP) of aluminum alloys can reduce or eliminate casting defects and improve the mechanical properties especially ductility and fatigue life. These treatments are performed at high pressures and temperatures that are comparable with the heating temperature for quenching to obtain the maximum effect it and accelerate the process. In this case, the effect of pressure on phase-transformation temperatures should be taken into account. The characteristic temperatures for alloys of the Al-Zn-Mg-(Cu)-Ni-Fe system at atmospheric pressure have been obtained by thermodynamic calculations and thermal analysis methods (including differential scanning calorimetry). Phase transition temperatures for three typical alloys (ATs6N4 (АЦ6Н4), ATs7NZh (АЦ7НЖ) and ATs6N0,5Zh (АЦ6Н0,5Ж)) at a pressure of 100 MPa were determined by a previously developed method of the differential barothermal analysis. In this paper we found that excessive pressure results to an increase in the characteristic temperature of the alloy by 5-10 degrees (including the solidus). The effect of HIP and liquid hot isostatic pressing (LHIP) on the structure and mechanical properties of new alloys were examined. It was shown that HIP and LHIP provides a porosity decrease due to the elimination of shrinkage voids. As a result, the yield stress (YS) is changed slightly, the ultimate tensile strength (UTS) increases increases by 5-10%, the total elongation increases from ~1,2 to ~4.5 pct.

Высокопрочные материалы занимают особое место, поскольку они используются в ответственных изделиях, в частности в авиации и ракетостроении [1]. Наиболее высокими прочностными свойствами среди промышленных алюминиевых сплавов обладают сплавы на базе системы Al-Zn-Mg-Cu. Специфика составов сплавов этой системы состоит в том, что для достижения максимальной прочности они содержат повышенные концентрации цинка, магния и меди. Потолок легирования практически достигнут в деформируемом сплаве В96ц-3 и зарубежных аналогах (в частности, АА7050). Следует отметить, что у сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu имеется такой существенный недостаток, как невозможность использовать обычные способы сварки плавлением (в частности, аргонно-дуговую), поскольку они исключительно склонны к образованию горячих трещин при кристаллизации. Этот недостаток в значительной мере предопределил неудачу внедрения высокопрочных литейных сплавов типа ВАЛ12, почти не отличающихся по составу от деформируемых аналогов. Из-за низких литейных свойств они не получили заметного практического применения.

Низкие литейные свойства высокопрочных сплавов связаны с большим интервалом кристаллизации ($\Delta T = T_L - T_{NS}$), что обусловлено относительно высоким ликвидусом (T_L) и низким неравновесным солидусом (T_{NS}). Наиболее реальным способом повысить литейные свойства сплавов матричного типа является снижение температуры ликвидуса, достигаемое при кристаллизации эвтектики (Al) $+\beta_2$. В связи с этим, было предложено сплавы матричной системы Al-Zn-Mg-(Cu) легировать добавками, относительно малорастворимыми в (Al), способными повысить технологичность сплавов, образуя двух- и трехфазные эвтектики, при этом требуемый уровень механических свойств должен обеспечиваться составом алюминиевой матрицы. Используя данный подход, были разработаны сплавы АЦ6Н4, АЦ7Мг3Н4 на базе эвтектики (Al) $+Al_3Ni$ (далее никалины) и два экономолегированных никалина АЦ7НЖ и АЦ6Н0,5Ж на базе эвтектики (Al) $+Al_3FeNi$, с улучшенными литейными свойствами [2-5]. Эти сплавы показали высокую прочность в отливках ($\sigma_r > 600$ МПа, $\sigma_{0,2} > 550$ МПа, $\delta > 6\%$), сопоставимую с прочностью деформированных полуфабрикатов из марочных сплавов типа В95 и, кроме того,

продемонстрировали возможность их использования для получения деформированных полуфабрикатов.

Универсальным и широко используемым приемом, позволяющим решающим образом повысить качество отливок, является применение горячего изостатического прессования (ГИП). ГИП-обработка отливок позволяет устранить дефекты литой структуры, и значительно повысить уровень механических свойств сплавов, особенно пластичности и усталостной долговечности. Для получения максимального эффекта и ускорения процесса, обработку проводят при значительном давлении и температуре, сопоставимой с температурой нагрева под закалку. При этом необходимо учитывать влияние барической составляющей на характеристические температуры сплавов. С использованием ранее разработанной методики барического дифференциального термического анализа, определены температуры фазовых превращений трех характерных никелинов (АЦ6Н4, АЦ7НЖ и АЦ6Н0,5Ж) при избыточном давлении в 100 МПа. Исследования показали, что повышение давления приводит к повышению характеристических температур никелинов на 5-10 градусов. Наибольшее смещение (~10 градусов) было зафиксировано для температуры солидус никелинов АЦ6Н4 и АЦ6Н0,5Ж. С учетом влияния барической составляющей на солидус, были предложены термические режимы ГИП-обработки отливок исследованных сплавов.

По выбранным режимам была проведена ГИП-обработка сплавов АЦ6Н4 и АЦ6Н0,5Ж (отливки перед обработкой были подвергнуты гомогенизационному отжигу), с последующим анализом их структуры и свойств до и после ГИП. Исследования структур показали, что после ГИП полностью исчезает усадочная пористость, а избыточные выделения фаз Al_3FeNi и Al_3Ni становятся более компактными за счет процессов фрагментации и сфероидизации при температуре ГИП-обработки. После ГИП, предел текучести сплавов практически не меняется, предел прочности повышается (на 5-10 %), а пластичность возрастает в 1,5-2 раза, что должно положительно сказаться на усталостных характеристиках. Следует также отметить, что после ГИП-обработки увеличивается воспроизводимость экспериментальных данных механических свойств сплавов.

Для реализации ГИП необходимо дорогостоящее оборудование. В некоторых случаях, ценовые ограничения ГИП-обработки могут делать его нецелесообразным.

Для преодоления экономических ограничений ГИП-обработки, в последнее время в мире начинается внедрение метода жидкофазного горячего изостатического прессования (ЖГИП), который позволяет использовать для изостатического прессования обычные гидравлические прессы. Особенность процесса ЖГИП — радикальное сокращение времени рабочего цикла до 3 - 5 мин, что достигается использованием жидкости (расплавленная соль или легкоплавкий сплав) в качестве рабочей среды. Это обеспечивает многократное уменьшение стоимости ЖГИП по сравнению с обычной ГИП-обработкой.

Для проведения сравнительного анализа возможностей ГИП и ЖГИП, исходные отливки (после литья и гомогенизационного отжига) сплава АЦ6Н0,5Ж были подвергнуты и ЖГИП-обработке. Исследования структуры сплава показали, что после ЖГИП, как и после ГИП усадочная пористость полностью устраняется. Что касается механических свойств, то в результате ЖГИП предел текучести сплава АЦ6Н0,5Ж изменяется незначительно, предел прочности на разрыв увеличивается увеличивается на 5-10%, общее удлинение возрастает от 1,5 до 5 раз. Таким образом, можно сделать вывод о примерно одинаковом эффекте ГИП и ЖГИП обработок на структуру и свойства сплавов.

За проделанную работу автор выражает благодарность своему научному руководителю д.х.н. Паоалко Анатолию Георгиевичу, научному консультанту профессору, д.т.н. Белову Николаю Александровичу, а также д.ф.-м.н. Кайбышеву Рустаму Оскарловичу

Список использованной литературы:

1. Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1984, 340 с.
2. Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов- М.: Издательский Дом МИСиС, 2010, 511 с.
3. Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов - М.: МИСиС, 2005, 376 с.

4. Белов Н.А., Золоторевский В.С. «Литейные сплавы на основе алюминий-никелевой эвтектики (никалины) как возможная альтернатива силуминам», Цветные металлы, 2003, №2, С.99-105.

5. Belov N.A. V.S. Zolotarevskij, "The Effect of Nickel on the Structure, Mechanical and Casting Properties of Aluminium Alloy of 7075 Type" Proc.8th Int.Conf.on Al-Alloys and Their Physical and Mechanical Properties (ICAA8), 1-5.07.02 Cambridge, UK, Materials Science Forum. Vol.396-402, Part 2, P.935-940.

О МЕХАНИЗМЕ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ МЕТАЛЛА, ЯВЛЕНИЯХ ОТСТАВАНИЯ И ОПЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОГО ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ

Бочаров В.Ф., Бочаров В.В., Бочаров Д. В.

Украина, Донецкая область, г. Мариуполь, bocharovdaniel@mail.ru

ABOUT THE MECHANISM OF MOVEMENT OF METAL, THE PHENOMENA OF LAG AND LEAD IN ROLLING CONDITIONS IN THE FLAT DEFORMATION

Bocharov V.F., Bocharov V.V., Bocharov D.V.

Abstract: Results allow to reduce the specific pressure in the deformation and expenditure of work deformation, to improve conditions of work of the equipment of rolling mills, increase the value of reduction on rolling and performance of the rolling mill, to increase the accuracy of the sizes of finished steel by thickness and improve the cleanliness of the surface of cold-rolled metal by the presence of metal particles, reduce the chance of joining turns of coil annealing.

Современная теория прокатки является итогом многолетней работы большого количества специалистов прокатного производства. Всегда существовали различные взгляды специалистов по механизму перемещения металла в очаге деформации, неоднозначно объяснялась природа опережения, работа сил трения, действующих на границе раздела «металл – рабочий валок» [1-4].

Сама по себе современная теория прокатки не вызывает возражений у специалистов, но ее положения требуют дальнейшей разработки. В связи с изложенным, представляем свою версию процесса прокатки для плоского очага деформации. Для этого рассмотрим очаг деформации, представленный на рис.1, условно разделив его на 3 участка, где условия пластической деформации будут принципиально различны, где различны механизмы перемещения металла в объеме очага деформации.

1. Прокатка переднего конца заготовки на участке очага деформации, находящегося между сечениями ВВ' и 2-2.

Прокатка переднего конца заготовки происходит в условиях неустановившегося режима. В точке В возникает контакт заготовки с поверхностью бочки вращающегося валка, радиально направленное усилие, действующее на заготовку. Радиальное усилие порождает в месте контакта статические силы трения, направленные в сторону вращения рабочих валков, способных обеспечить захват заготовки, ее перемещение в направлении прокатки. Пластическая деформация по толщине заготовки происходит последовательно, начиная от точки В, проникает на всю толщину заготовки в точке F. Первая линия скольжения BF разделяет пластически деформированную часть металла, лежащего выше этой линии, от металла, лежащего под линией скольжения и находящегося в упруго деформированном состоянии. На длине первой линии скольжения идет интенсивное обжатие заготовки по высоте и вовлечение в процесс пластической деформации все больших объемов металла. Металл над первой линией скольжения под действием вращающихся валков способен перемещаться по высоте очага деформации и к выходу из очага деформации. Скорость его перемещения в направлении прокатки монотонно возрастает и определяется величиной горизонтальной составляющей линейной скорости вращения валков (рис. 1).

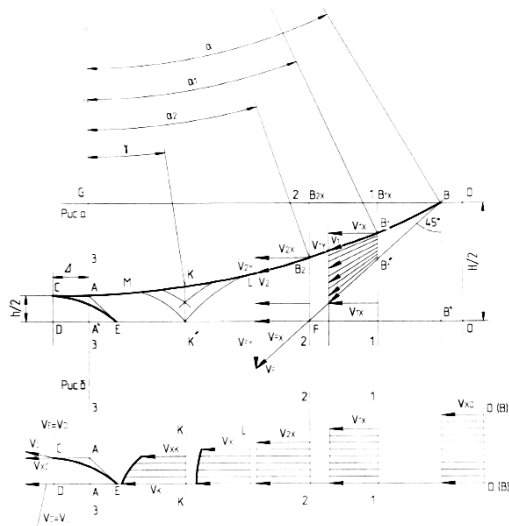


Рисунок 1 – Модель очага деформации для случая двухмерной прокатки (рис. а) и исследование горизонтальных составляющих скоростей перемещения частиц металла в характерных плоскостях сечений по длине очага деформации (рис. б).

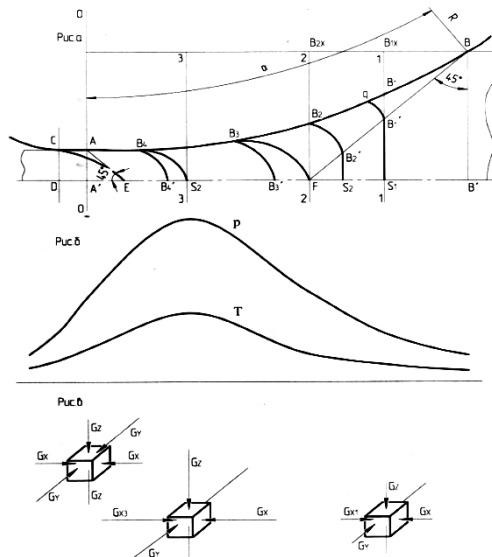


Рисунок 2 – Схема перемещения металла в очаге деформации от момента захвата переднего конца заготовки валками до момента выхода металла из очага деформации (рис. а), эпюры удельных давлений p и статических сил трения T по длине дуги захвата (рис. б), схема объемного напряженного состояния металла по длине дуги захвата (рис. в).

Мгновенные скорости частиц металла в сечении 1–1, 2–2 не одинаковы. Упруго деформированная часть металла, лежащего ниже первой линии скольжения BF, имеет

постоянную скорость перемещения, равную линейной скорости перемещения заднего жесткого конца заготовки, равную:

$$V_3 = V \times \cos\varphi, \text{ где } \varphi - \text{ угол захвата, } V - \text{ линейная скорость вращения рабочих}$$

валков.

Следовательно, на всей длине первой линии скольжения BF в направлении прокатки в очаг деформации каждое мгновение поступает одно и то же количество металла, что возможно только при условии равенства горизонтальных составляющих скоростей частиц металла в любом вертикальном сечении в очаге деформации на участке BB' и 2–2. Особенностью деформации переднего конца заготовки на данном участке очага деформации является наличие небольшого объема упруго деформированного металла, прилегающего к передней торцевой поверхности переднего конца заготовки BB', отделенного от пластически деформированной части металла линией скольжения B3F, и заключенного в контуре фигуры B3FB3'. Наличие этого объема металла объясняется тем, что по линии скольжения B3F идет снятие внутренних напряжений, удерживающих металл в пластическом состоянии, и перехода его части в упруго деформированное состояние. Деформация заготовки по высоте на длине линии скольжения BF идет последовательно от точки В к точке F, что обеспечивает искривление штифтов, болтов, координатных сеток выпуклостью против хода прокатки [1]. На рассматриваемом участке очага деформации наблюдается переход от схемы плоского напряженного состояния к схеме объемного напряженного состояния.

2. Прокатка переднего конца заготовки на участке очага деформации между точками E и F.

На участке очага уменьшается толщина заготовки, монотонно нарастает удельное давление на поверхности раздела «металл – рабочий валок», возрастает величина статических сил трения. В сечении К–К' отмечается наибольшее удельное давление по той причине, что схема плоского напряженного состояния трансформировалась в схему объемного напряженного состояния. Подпирающее влияние сил трения может многократно повысить уровень удельных давлений, способных вызвать пластическую деформацию. На участке очага ускоряются внутренние слои металла, как это показано на рис. 1 б. Но, и в этих условиях деформации сохраняется небольшая часть упругодеформированного металла у передней плоскости переднего конца заготовки в контуре фигуры B4SB4', которая в последствие будет трансформирована в передний жесткий конец CED, как показано на рис. 2.

3. Прокатка переднего конца заготовки на участке очага деформации от точки E до плоскости выхода CD.

Из упруго деформированной части металла, заключенного в контуре фигуры B4SB4', перемещенного в точку E, формируется передний жесткий конец заготовки CED. Скорость перемещения переднего жесткого конца заготовки будет равна скорости перемещения пластически деформированного металла в окрестности точки E, и превышать скорость пластически деформированных слоев металла на границе раздела «металл – рабочий валок». Так как скорость слоев металла, лежащих в середине высоты заготовки будет больше скорости перемещения приконтактных слоев, то скорость выхода переднего жесткого конца заготовки будет больше скорости пластически деформированной ее части, как это показано на рис. 1. Жесткий передний конец заготовки CED будет принудительно перемещать пластически деформированную часть металла на поверхность готовой полосы, увеличивая расстояния между отпечатками на поверхности готовой полосы, в сравнении с расстоянием между засечками на поверхности бочки. Принудительное перемещение передним жестким концом CED пластически деформированной части металла приводит к появлению скольжения металла по поверхности бочки вала тем большему, чем ближе пластически деформированная часть заготовки к выходу из очага деформации.

4. Прокатка заготовки в установившемся режиме.

После формирования переднего жесткого конца заготовки в очаге деформации устанавливаются определенные схемы напряженного состояния и схемы деформаций, сохраняющиеся в течение времени прокатки всей заготовки до момента потери заготовкой заднего жесткого конца.

5. Прокатка заднего конца заготовки.

После совмещения задней торцевой поверхности заготовки с плоскостью BB' наступает период прокатки в неустановившемся режиме, характеризующимся постоянными изменениям

условий деформаций при перемещении заднего конца заготовки в межвалковом пространстве. Замечательной особенностью этого процесса является то, что у торцевой поверхности заднего конца заготовки, под постоянно уменьшающейся первой линией скольжения ВФ, формируется, постоянно уменьшается, но сохраняется в небольшом объеме металл в упруго деформированном состоянии.

6. Новый способ прокатки тонких и особо тонких полос на станах горячей и холодной прокатки.

Для облегчения процесса получения тонких полос при прокатке используются следующие меры, направленные на уменьшение влияния подпирающих сил трения на границе раздела «металл – рабочий валок»: прокатка на рабочих валках малого диаметра, использование эмульсий и смазок, прокатка с натяжением полосы. Мы предлагаем новый способ прокатки, основанный на принудительной местной деформации приконтактных объемов металла за счет вдавливания в поверхность полосы множества микровыступов, формирующих шероховатость поверхности бочки рабочих валков. Принципиальная схема нового процесса прокатки показана на рис.3, которая объединяет в один процесс два отдельных взятых процесса: процесса поверхностно-пластической деформации, и классического процесса прокатки.

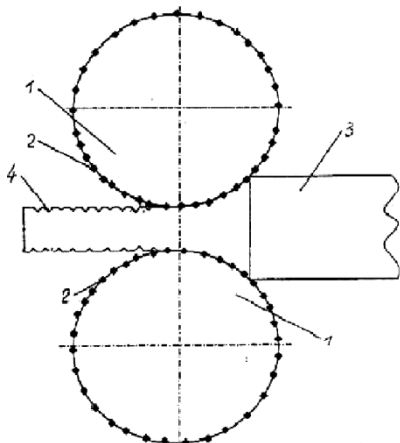


Рисунок 3 – Прокатка полосы на валках, поверхность которых текстурирована в виде множества микровыступов: 1 – рабочий валок; 2 – микровыступ; 3 – заготовка; 4 – прокатная полоса.

За счет вдавливания в поверхностные слои металла множества микровыступов и принудительного удлинения поверхностных слоев металла устраняется отрицательное влияние статических сил трения на пластическое течение металла в очаге деформации, что позволяет: уменьшить удельное давление в очаге деформации и затраты работы на деформацию, улучшить условия работы оборудования прокатных станов, повысить величину опережения при прокатке и производительность прокатного стана, повысить точность размеров готового проката по толщине, повысить чистоту поверхности холоднокатаного металла по наличию металлических частиц, уменьшить вероятность сваривания витков рулона при отжиге.

Способ защищен патентом Украины на полезную модель №58259 с регистрацией в государственном реестре от 11.04.2011г.

Список литературы

1. Я.С. Галлай «Материалы по теории прокатки», ч.1, Металлургиздат, 1934г.
2. И.М. Павлов «Теория прокатки, ч.1. Металлургиздат, М., 1950 г.
3. Э.Томсон, Ч.Янг, Ш.Кобаяши «Механика пластических деформаций при обработке металлов» изд. Машиностроение, М., 1969 г., с.387
4. А.И.Целиков, А.И.Гришков «Теория прокатки», изд. Металлургия, М., 1970 г, с. 300.
5. Патент на полезную модель №58259 «Способ прокатки тонких и особо тонких полос на станах непрерывной прокатки с использованием эффекта поверхностной пластической деформацией в последних рабочих клетях». Зарегистрировано в государственном реестре Украины на полезные модели 11.04.2011г.

НОВЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ВЫТЯЖКИ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ЗАГОТОВОК

Васильев М.Г.

Россия, Тверской государственный технический университет. e-mail: bazilio2012@inbox.ru

NEW TECHNOLOGICAL PROCESS OF DRAWING AXIS SYMMETRICAL BILLETS

Vasilev M.G.

For increasing of Process axisymmetrical billets deformation new technological Process is proposed. At round billets before deformation circular rows of local deepening are created with dimension of 0,4 – 0,6 thickness of sheet. Purpose of this operation is to avoid creation of great folds.

Key words: stability of deformation, circular row of deepening, quality of billets

Рассмотрен технологический процесс штамповки из листовых заготовок осесимметричных цилиндрических деталей. Для повышения устойчивости процесса на заготовке выдавливают ряд кольцевых локальных углублений глубиной равной 0,4-0,6 ее начальной толщины, что предотвращает появление на деформируемой заготовке выступов, складок больших размеров. Данная технология была использована для изготовления корпусов масляных фильтров.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 22Х15К ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Вомпе Т.А., Просвирнин В.В., Мишин В.В.*

Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
e-mail: tvompe@gmail.com

*Россия, ФГБОУ ВПО Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,
e-mail: m_v_v_m@mail.ru

Annotation. The mechanical properties of Fe-22%Cr-15%Co alloy was investigated using physical modeling on the Gleeble-3800 system under different temperatures and strain rates.

Единственным классом магнитотвёрдых материалов, обладающих хорошим сочетанием достаточно высоких магнитных ($H_c = (40-80)$ кА/м, $B_r = (1,1-1,6)$ Т, $(BH)_{max} = (32-72)$ кДж/м³) и механических свойств ($\sigma_b \sim 800 - 1000$ МПа), являются сплавы системы Fe-Cr-Co [1]. Они относятся к деформируемым сплавам как в горячем, так и в холодном состоянии, обладают удачным сочетанием высоких магнитных свойств с коррозионной стойкостью и пластичностью.

Цель данной работы – изучение влияния предварительной термической обработки на механические свойства сплава 22Х15К при различных температурах и скоростях деформации при помощи физического моделирования на испытательном комплексе Gleeble-3800. В качестве исследуемого сплава был выбран деформируемый сплав 22Х15К. Его химический состав: Fe-(23,5-26,5)%Cr-(14-16)%Co -(0,8-1,2)%V-(0,8-1,2)%Al -(0,3-0,8)%Si -(0,8-1,2)%Nb.



Рисунок 1 – Образцы после испытания

не ограничена.

Комплекс Gleeble-3800, изготовленный фирмой Dynamic Systems Inc. (США) имеет модульную систему и обеспечивает возможность проведения многоэтапного моделирования процессов обработки металлов при скоростях нагрева до 12000 °С/с, охлаждения – до 4500 °С/с, скоростях деформации до 200 с⁻¹. Количество и очередность операций обработки материалов практически

Исследования были выполнены на модуле Hydrawedge на стандартных цилиндрических образцах диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Перед испытаниями на однократное сжатие образцы подвергали термической обработке, закалке от 1150 °С со скоростью 100-200 °С/с до комнатной температуры. Испытания на сжатие проводили при температурах 20-750 °С со скоростями деформации 0,1-10 с⁻¹, при этом рассматривали различное время выдержки перед деформацией. Вид образцов после испытания показан на рис. 1. По результатам испытаний строили зависимости истинных напряжений от истинных деформаций при заданных температурах, скоростях и степенях деформации. Проведен расчет многокомпонентной фазовой диаграммы с использованием программы Thermo-Calc.

В результате исследований были получены данные пластического течения магнитотвёрдого сплава 22Х15К, которые являются основополагающими при моделировании процессов в DEFORM с использованием данного материала, а также проведен расчет многокомпонентной фазовой диаграммы с помощью программы Thermo-Calc.

Авторы выражают благодарность за помощь в проведении работы сотрудникам ИМЕТ РАН д.т.н. Юсупову В.С. и д.т.н. Миляеву И.М., а также сотрудникам лаборатории «Исследование и моделирование структуры и свойств металлических материалов» при СПбГПУ.

Литература

1. ГОСТ 24897-81. Материалы магнитотвердые деформируемые. Марки, технические требования и методы контроля. – М., 1989.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТЕПЕНИ СЖАТИЯ И ТВЕРДОСТИ СТАЛИ Р6М5 ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ СЖАТИИ

Гвоздев А.Е., Аверьянов Р.В., Сергеев Н.Н.

*Россия, «Тулский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого»
rail130@mail.ru*

Построены математические модели и установлены закономерности изменения пластичности и твердости труднодеформируемой стали Р6М5 при изотермическом сжатии. *(англ)*

Разработана комплексная методика исследований механических свойств и аномальных явлений металлических сплавов при нагреве и изотермическом сжатии в различных интервалах скоростей деформирования и температур, включающих фазовые переходы первого и второго рода.

На цилиндрических образцах диаметром 10 мм. и высотой 15 мм. По разработанному оптимальному плану эксперимента проведены высокотемпературные испытания, получены статистические данные по изменению характеристик прочности, пластичности, твердости и построены адекватные термомеханические модели изменения степени сжатия и твердости при осадке образцов из стали Р6М5 в исследуемых температурно-скоростных полях [1,2].

Построены графические зависимости изменения степени сжатия и твердости после изотермического сжатия до различных степеней деформации. Установлено, что степень сжатия с повышением температуры возрастает, достигает экстремума-максимума и снижается; а твердость в интервале температур от 750°С до 775°С уменьшается, достигает экстремума и возрастает до 850°С.

Анализ температурных зависимостей степени сжатия и твердости в исследуемых интервалах позволил рассчитать температурные координаты экстремальных значений исследуемых величин: максимальной степени сжатия и минимальной твердости.

Определены рациональные температурные режимы изотермического сжатия по экстремальным значениям степени сжатия, прочности и твердости. Установлено, что деформирование в определенных режимах образцов из стали Р6М5 происходит при изотермическом сжатии в состоянии предпревращения ниже температуры диффузионного фазового $\alpha - \gamma$ перехода в интервале температур от 775°С до 820°С. [3].



Рисунок 1. – Образцы из стали Р6М5 в исходном состоянии (а) и после нагрева и изотермического сжатия (б) в изотермических условиях.

Результаты исследований использованы на практике при получении заготовок дисковых резаков. Деформирование образцов из стали Р6М5 в условиях отличных от рациональных приводит к появлению трещин на боковой поверхности (рис.2)



Рисунок 2 – Трещина на боковой поверхности образца (вид сверху) после изотермического сжатия.

Список литературы

1. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов и сверхпластичности в металлических системах: монография / А.Е. Гвоздев, И.В. Тихонова, О.В. Кузовлева и [др.]. – Тула: Издательство ТулГУ, 2011. – 114 с. ISBN 978–5–7679–1904–8
2. Макаров Э.С. Сопряженные поля в упругих, пластических и сыпучих средах/ Э.С. Макаров, В.Э. Ульченкова, А.Е. Гвоздев; ТулГУ; Тула 2002. – 360 с.
3. Комплексные задачи теории пластичности / Н.Д. Тутышкин, А.Е. Гвоздев, Ю.В. Полтавец и др. – Тула, 2001. – 377 с.

ГОРЯЧЕЕ ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ: МЕХАНИЗМ АННИГИЛЯЦИИ ПОР И ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Епшин А.И.¹, Линк Т.¹, Феделих Б.², Светлов И.Л.³

¹Германия, Берлинский технический университет,
alex_epishin@yahoo.de, thomas.link@tu-belin.de

²Германия, Федеральный институт исследования и испытания материалов,
bernard.fedelich@bam.de

³Россия, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов,
admin@yam.ru

Hot isostatic pressing (HIP) of the single-crystal nickel-base superalloy CMSX-4 at 1288°C/103 MPa/6 h was investigated by density measurement, metallography and transmission electron microscopy. It was found that during HIPing under these conditions the pores annihilate via plastic deformation on $\{01\bar{1}\}\{111\}$ slip system. The kinetics of pore annihilation was measured experimentally and modelled by continuum mechanics. Performed mechanical tests of HIPed and unHIPed specimens of American superalloy CMSX-4 and Russian superalloy VGM4 showed that HIP significantly increases the fatigue life of single-crystal superalloys but has no effect on their creep strength.

Лопатки газотурбинных двигателей и стационарных газовых турбин отливают из никелевых жаропрочных сплавов (НЖС), способных работать в тяжелых эксплуатационных

условиях, включающих высокие температуры, статические и циклические механические нагрузки, химически агрессивную среду продуктов горения топлива. Для исключения межзеренного разрушения и повышения сопротивления окислению турбинные лопатки отливают методом направленной кристаллизации в виде монокристаллов. В процессе направленной кристаллизации и последующей высокотемпературной гомогенизации в монокристаллических лопатках образуется микропористость (рис. 1), которая значительно понижает усталостную прочность лопаток вследствие зарождения на порах усталостных трещин (рис. 2). Поэтому литые лопатки подвергают горячему изостатическому прессованию (ГИП), в процессе которого происходит аннигиляция микропор. Несмотря на промышленное применение ГИПа механизм аннигиляции пор в этих материалах недостаточно изучен. В частности, обсуждаются два гипотетических механизма процесса: растворение пор путем эмиссии вакансий и закрытие пор путем пластической деформации.

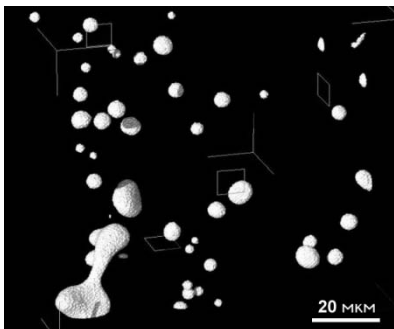


Рис. 1. Рентгеновская томограмма микропористости в термообработанном сплаве CMSX-10.

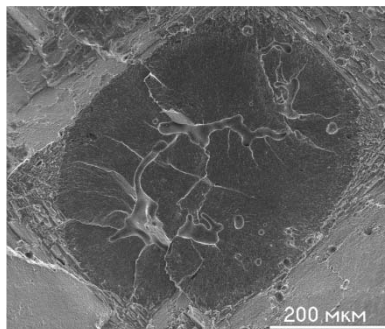


Рис. 2. Зарождение усталостной трещины на кластере пор в сплаве CMSX-4 при испытании на МЦУ 700°C, $\Delta\epsilon=1.25\%$, $R= -1$.

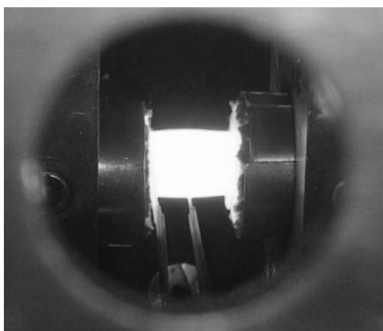


Рис. 3. Испытание сплава CMSX-4 на сжатие в испытательной машине Gleeble 3800 при температуре ГИПа 1288°C.

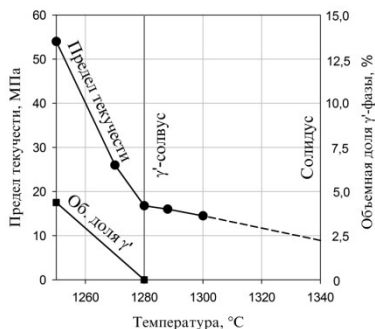


Рис. 4. Зависимость предела текучести и объемной доли γ' -фазы в сплаве CMSX-4 от температуры.

В настоящей работе методом взвешивания, металлографически и методом просвечивающей электронной микроскопии исследовали аннигиляцию пор в образцах американского монокристаллического НЖС 2-го поколения CMSX-4. Кроме того, были проведены разнообразные механические испытания монокристаллов этого сплава при высоких температурах (рис. 3) и с использованием полученных механических характеристик проведено моделирование пластического течения материала в условиях ГИПа. Проведенные

экспериментальные и теоретические исследования позволили оценить кинетику аннигиляции пор в сплаве CMSX-4 в условиях промышленного ГИПа 1288°C/103 ГПа/ 6 час и показали, что аннигиляция пор в этих условиях происходит путем пластической деформации по октаэдрической системе скольжения $\langle 01 \bar{1} \rangle \{111\}$.

Было также установлено, что ГИП монокристаллических лопаток следует проводить в однофазной области при температуре несколько выше температуры солвуса упрочняющей γ' -фазы потому, что при этих температурах НЖС имеет низкое сопротивление пластической деформации. Например, предел текучести сплава CMSX-4 при температуре 1280°C (γ' -солвус этого сплава) составляет лишь 17 МПа, что соответствует пределу текучести полиэтилена при комнатной температуре. Существенное увеличение температуры ГИПа выше γ' -солвуса нецелесообразно, так как температурное изменение предела текучести в однофазной γ -области происходит медленно (рис. 4), а приближение к температуре солидуса может вызвать локальное оплавление.

С практической точки зрения важным является вопрос о влиянии ГИПа на механические свойства монокристаллических НЖС. Например, сообщается о положительном влиянии ГИПа на долговечность в условиях циклических нагрузок и повышении после ГИПа сопротивления ползучести (уменьшении деформации на 1-ой стадии и увеличении долговечности). Данные результаты были подвергнуты тщательной ревизии в настоящей работе. Было показано, что применение ГИПа действительно многократно увеличивает долговечность НЖС при циклическом нагружении и этот результат физически понятен: ГИП устраняет микropopы, на которых зарождаются усталостные трещины. Напротив, было показано, что на ползучесть ГИП влияния не оказывает. Это было подтверждено для двух сплавов: американского монокристаллического НЖС 2-го поколения CMSX-4 и российского монокристаллического НЖС 4-го поколения ВЖМ4. Следует отметить, что после ГИПа монокристаллы НЖС должны быть также термообработаны как и после литья. При медленном охлаждении в газостате формируется грубая γ/γ' -микроструктура, поэтому после ГИПа требуется сначала выделить мелкодисперсную γ' -фазу путем закалки сплава с температуры γ' -солвуса, а затем применить стандартную термическую обработку для формирования регулярных кубических γ' -частиц размером ≈ 0.5 мкм. Применение неправильной термообработки является вероятной причиной противоречивых литературных данных о влиянии ГИПа на механические свойства.

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ПАУЗАМИ ПРИ ГОРЯЧЕМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Жбанков Я.Г.

Украина, Донбасская государственная машиностроительная академия, yzhbankov@gmail.com

Горячее дробное деформирование, различных материалов сопровождается повышением пластичности материала в сравнении с монотонным его деформированием. В первую очередь этот эффект проявляется при обработке специальных малопластичных сталей и сплавов. Дзугутовым М.Я. [1] отмечается, что дробная деформация применяется для улучшения деформируемости слитков, заготовок и поковок из малопластичных сталей и сплавов. Дробность деформаций при ковке характеризуется величиной единичных обжатий, т.е. обжатий за один удар бойка при ковке на молоте или за одно нажатие пресса, а также паузами между ними. При прокатке она характеризуется числом проходов и величиной обжатия в каждом проходе. Чем ниже пластичность металла, тем больше должна быть дробность деформации. М.Я. Дзугутов объясняет физический смысл этого явления тем, что малые степени единичных обжатий позволяют вести деформацию при меньшем количестве препятствий движению дислокаций и скольжению при меньшем значении упрочнения и скальвающих напряжений, а увеличение количества пауз способствует, кроме того, большему разупрочнению деформируемого материала. Он также отмечает, что снижение скорости деформации и повышение ее дробности способствует протеканию процессов диффузии, снижению скорости падения пластичности и ее восстановлению.

С.В. Легранд [2] показал, что применение дробной деформации для стали ЭИ319 и сплава ЭИ437 способствует значительному повышению деформируемости промышленных образцов. По его данным, дробное деформирование малопластичных материалов может повысить их

пластичность в 2-2,5 раза. Дзугутов М.Я., ссылаясь на данные И.М. Павлова в своей работе [1], указывает, что при однократном осаживании образца из жаропрочного материала разрушение его наступает при 20% высотной деформации, а при выполнении деформации с помощью двенадцатикратного обжатия суммарно допустимая деформация может возрасти до 70%.

Предложен метод позволяющий учитывать восстановление пластичности в паузах между деформированием. Восстановление пластичности рассчитывается по формуле:

$$\Delta\psi = \psi_i \cdot (1 - \psi_i)^{f(\psi_i, T)} (1 - e^{-t \cdot n}),$$

где ψ_i - величина исчерпанного ресурса пластичности до паузы, $f(\psi, T)$ - экспериментально определяемая функция характеризующая деформируемый материал, t - продолжительность паузы, n - коэффициент отражающий скорость восстановления пластичности.

Для процесса осадки с паузами восстановление пластичности и ее исчерпанная величина будет определяться следующим образом:

после первой осадки и осуществления паузы, восстановление пластичности может быть рассчитано, по следующей зависимости:

$$\Delta\psi_1 = \psi_1 \cdot (1 - \psi_1)^{f(\psi_1, T)} (1 - e^{-t \cdot n}).$$

Израсходованная пластичность после первой паузы определится как разница исчерпанной пластичности до паузы и восстановленной пластичности к концу паузы:

$$\psi_1^1 = \psi_1 - \Delta\psi_1.$$

После второй осадки во время паузы, восстанавливаться будет пластичность затраченная во время второй осадки ψ_2 , однако с учетом того, что поврежденность металла накопилась после первой осадки, и предположив, что величина поврежденности обладает свойством аддитивности, из которого следует справедливость простого их суммирования, величина восстановленной пластичности и исчерпанная за две осадки пластичность будут определяться следующим образом:

$$\Delta\psi_2 = (\psi_1^1 + \psi_2) \cdot (1 - \psi_1^1 - \psi_2)^{f(\psi_1^1 + \psi_2, T)} (1 - e^{-t \cdot n}); \psi_2^1 = \psi_1^1 + \psi_2 - \Delta\psi_2.$$

Для k осадок $\psi_k^1 = \psi_{k-1}^1 + \psi_k - \Delta\psi_k$, причем $\psi_{k-1}^1 + \psi_k \leq 1$, если идет превышение, то восстановление пластичности не рассчитывается.

Литература

1. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов / М.Я. Дзугутов // М. Металлургия, 1977, 480 с.
2. Легранд С.В. Исследование по жаропрочным сплавам / С.В. Легранд // М., 1956, с. 124-129

КОМБИНИРОВАННЫЕ МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ

Иванов А.М., Лукин Е.С., Лепов В.В., Лебедев М.П.

Россия, Институт физико-технических проблем Севера им.В.П. Ларионова СО РАН
 a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru, lukin@iptpn.ysn.ru, lepov@iptpn.ysn.ru, administration@iptpn.ysn.ru

COMBINATION METHODS OF STRENGTHENING OF STEELS

Ivanov A.M., Lukin E.S., Lepov V.V., Lebedev M.P.

Abstract. Different combination of treatment methods, as Equal Channel Angular Pressure (EQAP) with thermal treatment in various conditions and combination of mechanical treatment (forging with EQAP, torsion with EQAP, electroplastic effect with EQAP and EQAP with ultrasound action) are presented.

Key words. Steel, strengthening, structure, strength, plasticity, fracture, impact toughness, dislocation density, equal channel angular pressure, thermal treatment, forging, torsion, electroplastic effect, rolling, ultrasound action.

Одними из широко применяемых комбинированных методов обработки сталей, являются термомеханические методы. Теория и практика такой обработки отражены в работах В.Д. Садовского, М.Л. Бернштейна, А.П. Гуляева, В.С. Ивановой и других [1–4]. Разновидности термомеханической обработки (ТМО) – низкотемпературная и высокотемпературная позволяют в зависимости от последовательности и режима воздействия увеличить прочность или повысить вязко-пластические характеристики материала, соответственно [5].

Сочетание методов интенсивной пластической деформации (ИПД) с термообработкой (ТО) расширяет возможности управления структурой и свойствами материала. В [6] в случае холодного равноканального углового прессования (РКУП) с последующим отжигом получена субмикроструктурная (СМК) структура в низкоуглеродистой стали 10Г2ФТ в двух исходных состояниях (горячекатаном и закаленном). Лучшие результаты по СМК-структуре с размером зерна ~300 нм получена после холодного равноканального углового прессования (РКУП) закаленных образцов и последующего отжига при 973 К, 10 мин.

Целью работы является рассмотрение различных комбинаций методов обработки: РКУП и термической обработки (ТО) в различном сочетании, комбинации способов механической обработки – ковки и РКУП, кручения и РКУП, с реализацией электропластического эффекта – РКУП и электропластического проката (ЭПП), РКУП и ультразвукового воздействия для изменения свойств сталей.

Исследованы конструкционные стали марок ВСтЗсп, 10кп5 и 09Г2С. Стали были подвергнуты обработке по различным схемам. Основным методом, формирующим структуру и свойства сталей, является ИПД по схеме РКУП. Термопластическая обработка заключалась в закалке и РКУП; РКУП и отжиге; закалке, РКУП и отжиге; комбинирование механических способов обработки – в ковке и РКУП, кручению и РКУП, РКУП и ультразвуковой ударной обработке (УЗУО); сочетание термопластической и электропластической деформации – в РКУП и ЭПП.

Закалка осуществлялась по стандартной методике с охлаждением в воде и масле, а отжиг при различных температурах. Всесторонняя свободная ковка предварительно нагретой заготовки осуществлялась с помощью пневматического молота. Кручение заготовок выполнялось на специальном приспособлении, при этом нагрев заготовок осуществлялся как в кузнечном горне, так и в муфельной печи «Nabertherm». Температуру заготовки при ковке и кручении контролировали с помощью инфракрасного термометра модели DT-8859. РКУП заготовок производили в технологической оснастке с углом пересечения каналов 120° на базе гидравлического прессы «ПСУ 125», по маршрутам прессования В_с и С. Для УЗУО использован ультразвуковой технологический комплекс, включающий УЗ генератор «УЗГТ 0.5/27» и технологическую оснастку типа «Шмель». ЭПП призматических заготовок осуществлялась на портативных вальках фирмы «Open Automation Machinery» (модель 0120Е6, Италия).

Для исследования структуры был использован сканирующий электронный микроскоп «JEOL 6480L» и инвертированный исследовательский металлографический микроскоп «Axio Observer D1». Микротвердость по Виккерсу измеряли на микротвердомере LM-700. Для определения ударной вязкости сталей были изготовлены образцы Шарпи и Менаже согласно ГОСТ 9454-78. Испытания на ударную вязкость разрушения проведены на копрах «МК-30» и «Amsler RKP-450» при нормальной и отрицательной температурах. Механические свойства сталей определены при статическом растяжении образцов на испытательных машинах «Instron-1195» и «UTS-20k».

Рентгеноструктурные исследования осуществлялись с помощью дифрактометра «ARL X'TRA» (Швейцария). Фазовый анализ выполнялся с помощью пакета компьютерных программ WinXRD и базы данных PDF-2, а оценка параметров кристаллической решетки – с помощью программы для профильного анализа WinXPow.

Существенное измельчение зерна в сталях происходит уже после 1-го, 2-го циклов РКУП. После РКУП в стали формируется текстура, ферритные фазы приобретают более вытянутую форму по направлению прессования. Также происходит однородное распределение карбидной составляющей по всему образцу. После ТМО (РКУП и ТО) формируется измельченная ферритно-бейнитная структура. В результате измельчения зерна и формирования субзеренной структуры, а также фазовых изменений, происходит повышение прочностных характеристик. Повышение предела текучести после ТМО можно объяснить формированием

деформированной структуры, состоящей из тонких частиц бейнита – карбида, расположенных в пластинках пересыщенного углеродом феррита.

Исходное состояние материала имеет большое влияние на процесс создания дислокационной структуры, её термомеханическую стабилизацию и после последующей обработки на свойства материала. Исследования показали, что лучшие результаты по прочности и ударной вязкости при одинаковом режиме РКУП обеспечиваются, когда заготовка предварительно подвергается закалке. Сочетание ТО и РКУП оказывает значительное влияние и на показатели ударной вязкости и механизм разрушения.

В результате кручения в 2 оборота средний размер зерна стали 09Г2С уменьшился до 12,5 мкм. В свою очередь комбинированная термомеханическая обработка (кручение + закалка + РКУП) обеспечило измельчение зерна до 4-5 мкм. После обработки заготовок по режиму (ковка + закалка + РКУП) – формируется мелкозеренная структура со средним размером зерна 3-5 мкм. При рассмотренных случаях обработки наилучшие показатели по прочности и пластичности достигнуты по следующему режиму комбинированной обработки: 1) ковка в 3 цикла с началом циклаковки при 1173 К и его завершением при 1023 К, с последующим охлаждением в масле; 2) РКУП в $n=4$ прохода по маршруту B_C при температуре 673 К с последующим остыванием заготовки на воздухе. Кручение при данных режимах не дает желаемых результатов по прочности.

Сочетание способов обработки, как одного вида, так и разной физической природы, а также варьирование их режимами дает возможность управлять структурой, прочностными и пластическими свойствами материала и свойствами, характеризующими сопротивление хрупкому разрушению. Основной вклад в повышение прочности стали вносят зернограничное упрочнение за счет измельчения зерен при равноканальном угловом прессовании и увеличение плотности дислокаций. Дополнительный отжиг, как после закалки и РКУП, так и перед ЭПП после закалки и РКУП, способствует повышению характеристик ударной вязкости исследуемых сталей. При рассмотренных режимах – ультразвуковая ударная обработка оказывает незначительное влияние на ударную вязкость.

Показана возможность получения материалов с заданными эксплуатационными свойствами, путем комбинирования способов обработки сталей и оптимальным выбором их режимов. Кроме того, полученные данные по структуре, прочности, ударной вязкости, дефектности и фазовому состоянию конструкционных сталей, в зависимости от сочетания методов и режимов обработки, могут служить основой для разработки технологий упрочнения и создания научных основ формирования оптимального структурно-фазового состояния в конструкционных сталях.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта по программе III.28.1 СО РАН и проекта 12-01-98509 РФФИ.

Список литературы

1. Иванова В.С., Гордиенко Л.К. Новые пути повышения прочности металлов. М.: Наука, 1964. 118 с.
2. Бернштейн М.Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов. Т. 1. М.: Металлургия, 1968. 596 с.
3. Гуляев А.П. Структурные изменения при термомеханической обработке стали и их влияние на механические свойства // Металловедение и термич. обр. материаллов. 1965. №11. С.9–17.
4. Григорьев А.К., Коджаспиров Г.Е. Термомеханическое упрочнение стали в заготовительном производстве. М.: Машиностроение, Л.О., 1985. 143 с.
5. Садовский В.Д., Маханёк Г.В. Сталь. М.: Наука, 1990. 112 с.
6. Сэстри Ш.М.Л., Добаткин С.В., Сидорова С.В. Формирование субмикроструктурной структуры в стали 10Г2ФТ при холодном равноканальном угловом прессовании и последующем нагреве // Металлы. 2004. – № 2. – С. 28–35.

ПОЛУЧЕНИЕ ЭКОНОМИЧНЫХ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ ЗАГОТОВОК ДИСКОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ НА ВОЗДУХЕ

Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Моисеев Н.В.

Россия, ФГУП «ВИАМ», admin@viam.ru

ECONOMICAL HIGH QUALITY HALF-FINISHED NICKEL BASE SUPER ALLOYS DISCS MANUFACTURING BY ISOTHERMAL STAMPING AT THE AIR

Kablov E.N., Ospennikova O.G., Lomberg B.S., Moiseev N.V.

FSUE «ВИАМ» new technological working out in the sphere of half-finished nickel base super alloys discs for little dimension gas turbine engines isothermal stamping are represented in the report. Technical and economic data of worked out processes are represented.

В ФГУП «ВИАМ» разработана уникальная технология обработки давлением, обеспечивающая изготовление заготовок дисков сложной геометрии с гарантированным уровнем свойств из сложнодеформируемых никелевых сплавов – изотермическая штамповка на воздухе.

В качестве основного механизма для достижения пластичности металла и однородности его структуры используется процесс контролируемой динамической рекристаллизации.

В институте создан опытно-промышленный участок изотермической штамповки производительной мощностью до 1500 заготовок в год. Специализированные прессы усилием 1600 и 630 тс оснащены программным управлением процессами нагрева заготовок и их деформации.

Исходными заготовками для получения штамповок дисков служат слитки высокоградиентной направленной кристаллизации (ВГНК), одна из последних разработок ФГУП «ВИАМ», или прессованные прутки диаметром 80-150 мм.

Заготовки дисков диаметром до 300 мм из высокожаропрочных никелевых сплавов ЭК151, ЭП742, ЭП975 и др. серийно поставляются на ряду предприятий для изготовления малоразмерных газотурбинных двигателей (ГТД).

Разработанные технологии и комплекс созданного оборудования не имеют аналогов в отечественной и зарубежной промышленности, а технологии изотермической штамповки в режиме сверхпластичности и отливки исходных заготовок для последующей деформации методом (ВГНК) превосходят мировой уровень. Отличительной особенностью новой технологии по сравнению с зарубежной является проведение процесса высокотемпературной (1200°C) изотермической штамповки на воздухе, а не в вакуумных конструктивно сложных малопроизводительных установках с дорогими молибденовыми штампами.

Для успешного осуществления процесса впервые в отечественной практике разработаны и применены высокоресурсный жаропрочный сплав для штампов и специальные защитные антиокислительные покрытия, являющиеся одновременно высокотемпературной смазкой для деформации.

Применение новой технологии изотермической штамповки на воздухе обеспечивает:

- увеличение коэффициента использования металла в 2.0 - 3.0 раза за счёт уменьшения технологических припусков в процессе штамповки и механической обработки;
- снижение трудоёмкости и энергоёмкости производства в 3.0 – 5.0 раз за счёт сокращения операций при штамповке и окончательной механической обработке деталей;
- повышение однородности макро- и микроструктуры и снижение дисперсии механических свойств в 1.5 – 2.0 раза;
- снижение стоимости штамповок в 1.5 – 2.0 раза.

МАГНИТОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Комшина А.В.¹, Коровушкин В.В.², Шипко М.Н.³, Каминская Т.П.⁴, Степович М.А.^{5,6}

¹Россия, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана

²Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
krvsch@mail.ru

³Россия, Ивановский филиал Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова,
ivrgteu_nir@mail.ru

⁴Россия, Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, ktp53@mail.ru

⁵Россия, Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского,
m.stepovich@rambler.ru

⁶Россия, Финансовый университет при Правительстве Российской Федерации

PULSE MAGNETIC TREATMENT OF Ti ALLOYS

Komshina A.V., Korovushkin V.V., Shipko M.N., Kaminskaya T.P., Stepovich M.A.

The problems of pulse magnetic treatment of Ti alloys are studied.

Методами порометрии, атомной силовой и растровой электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа, а также рентгенофазовым и ядерным гамма-резонансным методами изучено влияние слабых (10-100 кА/м) низкочастотных (10-20 Гц) импульсных магнитных полей на физико-механические свойства титановых сплавов ВТ14, ВТ16 и ВТ23, которые являются конструкционными сплавами высокой прочности. В настоящее время эти сплавы подвергают упрочняющей термической обработке, которая включает в себя закалку и последующее старение. В то же время в качестве альтернативного, более простого в реализации и дешёвого метода может быть рассмотрен метод магнитоимпульсной обработки. Полученные результаты измерений микротвёрдости, порометрии и атомной силовой микроскопии образцов сплавов до магнитоимпульсной обработки и после нее показывают, что импульсы магнитного поля влияют как на микротвёрдость сплавов, так и на удельную поверхность с учетом открытых пор, а также на суммарный объём пор.

Исходя из результатов наших исследования, можно сделать вывод о том, что магнитоимпульсная обработка приводит к уменьшению поверхностных дефектов, их «залечиванию» и перераспределению. Это дает основание рассматривать магнитоимпульсную обработку в качестве эффективного инструмента для снижения дефектности поверхности, улучшения ее качества. Отметим, что, хотя анализу подвергались поверхностные дефекты (поры), можно предположить возникновение аналогичных процессов и в глубине материала, т.к. магнитоимпульсная обработка воздействует на весь объем, а не только на поверхность.

Исследования проведены при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ (проект № 1.6107.2011).

МЕЖКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ КРИОПРОКАТАННОГО И СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА D16

Крымский С.В., Басырова Р.М., Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В.

Учреждение Российской академии наук Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
stkr_imsr@mail.ru, mvmark@imsr.ru

INTERGRANULAR CORROSION OF CRYOROLLED AND AGED D16 ALUMINUM ALLOY

Krymskiy S.V.¹, Avtokratova E.V.², Sitdikov O.Sh.³ and Markushev M.V.⁴

Russia, Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

The effects of isothermal cryorolling with a strain of $\epsilon \sim 2$ at liquid nitrogen temperature and further natural and/or artificial aging on the resistance to intergranular corrosion (IGC) of preliminarily quenched D16 (2024) aluminum alloy have been studied. It is shown that cryorolling leads to an increase in depth and intensity of the alloy IGC for both conditions aged under T4 and T6 conventional regimes. Structure and phase factors of the alloy IGC after processing with and without cryodeformation are discussed in detail.

Исследовали эффект низкотемпературной термомеханической обработки, сочетавшей упрочняющую термическую обработку (закалку и естественное или искусственное старение) и криогенную прокатку на сопротивление межкристаллитной коррозии (МКК) промышленного алюминиевого сплава Д16 стандартного химического состава. Сначала сплав закаливали в воду с 505 °С, затем прокатывали с суммарной степенью (ϵ) от ~0,2 до 4,2 в изотермических условиях при температуре жидкого азота, и старили с различной длительностью в интервале температур от комнатной до 190 °С.

Оценку сопротивления сплава МКК проводили по ГОСТ 9.021-74 на образцах с размерами 20x10x0,7 мм, поверхности которых, кроме одной, предварительно защищали лаком, устойчивым к коррозионной среде. Образцы выдерживали в течение суток при комнатной температуре в водном растворе 3% NaCl с добавлением 1% HCl. Интенсивность и глубину коррозионного поражения определяли с помощью оптического микроскопа как среднюю величину соответствующих измерений очагов коррозии вдоль незащищенной торцевой поверхности образца. Полученные результаты сравнивали с данными коррозионного поражения состаренного недеформированного материала.

Установлено, что степень деформации при криопротатке, а также температура и длительность старения сплава, заметно влияют на интенсивность и глубину проникновения коррозии. В общем случае, криопротатка с увеличением степени деформации снижает, а старение при более низкой температуре и с меньшей выдержкой усиливает сопротивление сплава МКК. Так сплав, криопротатанный с $\epsilon \sim 2,0$ и естественно состаренный в течение ~6 суток, показал глубину и интенсивность поражения (35 мкм и 14 %, соответственно) чуть больше, чем в недеформированном и состаренном по тому же режиму состоянии (25 мкм и 4%). Искусственно же состаренный по серийному режиму Т1 (190°С, 12 ч) криопротатанный сплав продемонстрировал значительно большую глубину поражения (~475 мкм) при почти 90% его интенсивности, превышающей почти в два раза интенсивность МКК недеформированного и Т1 термообработанного сплава, глубина и интенсивность коррозионного поражения которого составили ~525 мкм и 50%, соответственно.

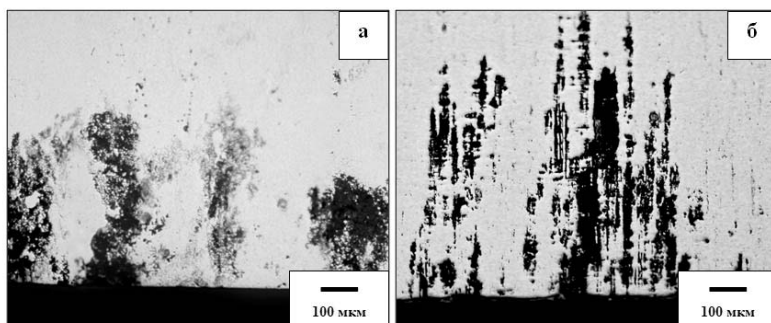


Рис. Очаги коррозионного поражения в алюминиевом сплаве Д16 в состояниях Т1 (а) и Т1+криопротатка с $\epsilon \sim 2,0$ (б)

Обсуждены причины коррозионного поведения сплава с учетом выявленных изменений его (суб)зеренной структуры, размеров и распределения первичных и вторичных фаз, вызванных прокаткой и последующим старением, и обусловленных, в частности, наложением фазовых превращений, протекающих при пост-деформационном вылеживании и искусственном старении, на преобразования развитой ячеистой структуры прокатки за счет возврата и рекристаллизации. Показана возможность придания криопротатанному сплаву нового качества, заключающегося в демонстрации уникального комплекса механических и коррозионных свойств, за счет оптимизации режимов его обработки, в том числе, финальной термической обработки (старения).

ОСОБЕННОСТИ ВОЗДЕЙСТВИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОЛУЧАЕМЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОДНОРОДНЫХ ПАР МЕТАЛЛОВ

Кузьмин Е.В.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, e.v.kuzmin@yandex.ru

FEATURES OF INFLUENCE ULTRASONIC VIBRATION DURING THE EXPLOSIVE WELDING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HOMOGENEOUS PAIRS OF METALS

Kuzmin E. V.

This paper describes the influence of ultrasonic vibration during explosive welding on the properties of the obtained compounds. We investigated the effect of ultrasonic vibration on the structure of explosively welded composites steel and copper. Shown a fundamental change of the profile of the wave form and structure melted metal sections after explosive welding at the same time exposure to ultrasound.

Одним из направлений повышения технологичности изготовления конструкционных (функциональных) материалов является разработка и внедрение качественно новых технологий, основанных, в том числе на комбинированном воздействии нескольких видов энергии или совмещении различных способов ее подвода.

Ультразвуковые технологии относятся к таким методам, которые позволяют создавать как новые вещества, так и изменять физико-химические свойства конструкционных материалов. Характерной особенностью практического использования ультразвука за последние годы является непрерывный рост области применения, совершенствование существующих способов и технологий, разработка современного оборудования, позволяющего значительно повысить производительность труда, снижая при этом себестоимость продукции. Не исключением является и сварочное производство, где применение ультразвуковых колебаний является перспективным и прогрессивным направлением в современной технологии. Для повышения качества соединений и работоспособности ультразвуковая обработка применяется и при других способах сварки (плавлением, контактная, трением), а также после сварки – для снятия остаточных напряжений.

Целью данной работы являлось исследование влияния ультразвуковых колебаний в условиях сварки взрывом на структуру и свойства получаемых соединений.

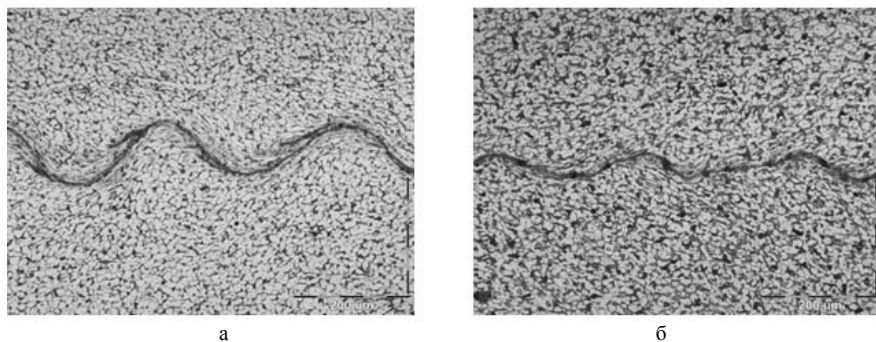


Рис. 1. Микроструктура границы сваренного взрывом соединения ВСт3сп+ВСт3сп: а – без ультразвуковых колебаний;

б – встречно-направленные ультразвуковые колебания

Первые результаты проведенных исследований показали, что одновременное воздействие ультразвуковых колебаний на свариваемые материалы в условиях сварки взрывом оказывает существенное влияние на структуру и свойства полученных соединений по сравнению со сваркой взрывом модельных образцов без применения ультразвука.

Металлографические исследования зоны соединения стальных образцов показали, что при сварке взрывом с ультразвуковой обработкой и без нее граница соединения имеет равномерный волновой профиль по всей длине образцов с минимальным количеством оплавленного металла, сосредоточенного у вершин волн (рис.1).

Микроструктура сваренных взрывом медных образцов с воздействием ультразвука характеризуется пластически деформированным металлом преимущественно в направлении вектора точки контакта, а участки оплавленного металла имеют меньший объем в сравнении с контрольными образцами и не содержат усадочных раковин и игольчатых дендритов.

Стоит отметить, что кинетическая энергия метаемой пластины в обоих случаях была одинаковой, однако ярко выраженное изменение кинетики формирования сварных соединений указывает на то, что её диссипация после соударения происходит по разным механизмам. Кроме этого, на вышеуказанные процессы, возможно, оказывает изменение размера кристаллитов в результате предварительного ультразвукового воздействия на металл.

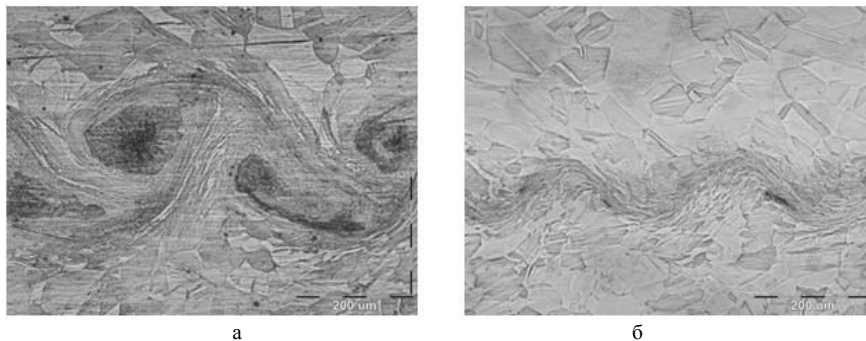


Рис. 2. Микроструктура границы сваренного взрывом соединения М1+М1:
а – без ультразвуковых колебаний;
б – встречно-направленные ультразвуковые колебания

Воздействие ультразвуковых колебаний при сварке взрывом медных образцов приводит к принципиальному изменению кинетики формирования соединения. Анализ микроструктуры контрольных образцов методами оптической и СЭМ металлографии показал, что в результате соударения вытесняемый в направлении метаемой пластины объем деформированного металла неподвижной пластины испытывает в верхней точке разделение потока от последующего соударения с метаемой пластиной, т.к. процесс идет в динамике. Часть этого потока продолжает течение в направлении вектора скорости точки контакта, а другая – в противоположном направлении с образованием зоны завихрения и локального участка оплавленного металла под гребнем волны. Оплавленный металл состоит из игольчатых дендритов, ориентированных по нормали к поверхности теплоотвода, и усадочной раковины в центре. В зоне волнообразования кристаллы вытянуты в направлении течения металла, их форма и размер определяются процессами фрагментизации, а вблизи зоны пластически деформированного металла наблюдается уменьшение размера зерна за счет процессов рекристаллизации и двойникового.

Таким образом, полученные результаты в области обработки металлов взрывом с одновременным воздействием ультразвука являются принципиально новыми, а механизм взаимодействия ударных волн с ультразвуковыми колебаниями в соударяющихся пластинах недостаточно ясен, что требует проведения детального исследования данного процесса.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИД-ОБРАЗУЮЩИХ ДОБАВОК НА КИНЕТИКУ МАССОПЕРЕНОСА В СИСТЕМЕ FE-NI ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОЙ ХОЛОДНОЙ МЕГАДЕФОРМАЦИИ

Литвинов А.В., Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Козлов К.А.

Россия, Екатеринбург, Институт физики металлов УрО РАН, litvinov@imp.uran.ru

EFFECT OF INTERMETALLID-FORMING ADDITIVES ON MASS TRANSFER KINETICS IN FE-NI SYSTEM AT LOW-SPEED COLD MEGADEFORMATION

Litvinov A.V., Shabashov V.A., Sagaradze V.V., Kozlov K.A.

Russia, Ekaterinburg, Institute of Metal Physics UB RAS, litvinov@imp.uran.ru

Deformation temperature and rate as a critical parameters of the process of anomalously low-temperature deformation-induced diffusion in metals is investigated for low rates $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ c}^{-1}$.

Для понимания механизма механосплавления большое значение имеет кинетический фактор – зависимость интенсивности атомного массопереноса от условий деформирования. Критическими параметрами аномальной диффузии в металлах являются температура и скорость деформационного воздействия. В условиях импульсных воздействий при скоростях деформации $\dot{\epsilon} \sim 10^2 \dots 10^3 \text{ c}^{-1}$ в структуре, предположительно [1], генерируются междоузлия, обеспечивающие низкотемпературный атомный массоперенос. При малых скоростях деформации $\dot{\epsilon} \sim 10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ c}^{-1}$ и в условиях повышения температуры значительную роль играют процессы распада, контролируемые большим количеством вакансий деформационного происхождения [2, 3].

В настоящем исследовании получены кинетические кривые растворения в матрице ГЦК Fe-Ni сплавов частиц интерметаллидов Ni_3Me (Me=Ti, Al, Zr, Si) и чистого никеля в зависимости от температуры и скорости деформации в интервале температур 77...470 К и скоростей $10^{-2} \dots 10^{-1} \text{ c}^{-1}$. Влияние скорости и температуры деформации в наибольшей степени проявляется на крутом участке кинетической зависимости растворения интерметаллидов, когда преобладает ротационная мода деформации. В то же время, показано, что в отсутствии добавок интерметаллид-образующих элементов при интенсивной деформации смеси никеля и железоникелевого сплава сколько-нибудь существенного различия в величинах эффективного магнитного поля в зависимости от скорости вращения наковален Бриджмэна не наблюдается.

Установлено, что кинетика растворения контролируется конкурентным развитием альтернативных процессов растворения и выделения фаз [2, 3]. Увеличение угла наклона кинетических кривых происходит, прежде всего, вследствие уменьшения подвижности неравновесных деформационных вакансий (при снижении температуры) и сокращения времени действия альтернативного процесса выделения интерметаллидов (при увеличении скорости деформации). Кроме того, показано влияние скорости деформации на изменение инкубационного периода деформации, необходимого для предварительного дробления частиц.

Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ (№ 10-03-00113), Президиума РАН (№ 12-П-2-1043) и Президиума УрО РАН (№ 12-У-2-1020).

1. Герцикен Д.С., Мазанко В.Ф., Тышкевич В.М., Фальченко В.М., Киев: РИО ИМФ, 1999, 436 с.

2. V.A. Shabashov, V.V. Sagaradze, A.V. Litvinov, Mat.Sci.Eng. 2011, A528, pp. 6393-6400.

3. Сагарадзе В.В., Шабашов В.А., Лапина Т.М., Печеркина Н.Л., Пилюгин В.П., ФММ, 1994, Т. 78, вып. 6, с. 49-61.

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИ АРМИРОВАННОГО ЛИСТА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТРУБ

Максимов А.Б.

Украина, Керченский государственный морской технологический университет,
aleksandrmsk@yandex.ru

PERIODICAL MACROINHOMOGENETY STRUCTURE – THE WAY NEW TECHNOLOGICAL POSSIBILITIES OF STEEL

Maximov A.B.

A question of the influence of process step in the manufacture of sheet bending pipe. Due to the fact that when one side of the bend is stretched, and the other contracts, the sheet material for the manufacture of the pipe must be on one side plastic, and with another - durable. Stronger side bended sheet should be the inner surface of the pipe.

Любой конструкционный материал должен обладать определенным комплексом эксплуатационных свойств. Одним из свойств конструкционного материала является его способность противостоять разрушению в условиях эксплуатации. Поэтому необходимо учитывать схему напряженно-деформированного состояния металла, обусловленную условиями эксплуатации. Более того, надо учитывать влияние технологических операций для изготовления изделия из листа.

В данной работе рассмотрены некоторые требования, предъявляемые к материалу, способствующие снизить риск аварийности и негативных последствий разрушения для магистральных труб большого диаметра для газо- и нефтепроводов.

Трубы газо- и нефтепроводов в процессе эксплуатации испытывают избыточное внутреннее давление. Это приводит к возникновению плоского напряженного состояния. Разрушающее напряжение (окружное) в этом случае направлено по касательной к образующей трубы. Анализ аварий на газо- и нефтепроводах показывает, что длина разрушенной части трубопровода может составлять несколько километров. Предотвратить разрушение металла невозможно, однако, повысить конструкционную прочность и уменьшить длину разрушения трубопровода является реальной задачей.

Обеспечение повышения конструкционной прочности трубы можно достигнуть, используя сталь с повышенными прочностными свойствами. Однако, это приводит к противоречию с технологической операцией изгиба листа в трубу. При изгибе внутренняя сторона листа испытывает деформированное состояние сжатия, а внешняя сторона - деформированное состояние растяжения.

В стенке труб, находящейся под действием избыточного внутреннего давления, действует двухосное напряженное состояние [1] (рис. 1): окружное – σ_θ , причем $\sigma_m = \sigma_\theta/2$. Результирующая схема напряженного состояния трубы с учетом напряженных состояний технологического характера и избыточного внутреннего давления приведена на рис. 2.

Причем: $\sigma_1 = \sigma_\theta + \sigma_u$, $\sigma_2 = \sigma_\theta - \sigma_u$, (1)

Расчеты показывают, что для трубы с толщиной стенки 17 мм диаметром 1420 мм с избыточным внутренним давлением 75 атм ($82,5 \cdot 10^5$ Па) окружное напряжение, вычисленное по формуле:

$$\sigma_\theta = \frac{PR}{2\delta^2} \quad (2)$$

где P – избыточное внутреннее давление,

R – радиус трубы,

δ – толщина стенки трубы, будет составлять порядка 30 МПа,

окружное напряжение составляет порядка 300 МПа.

Деформация листа на поверхности для изготовления трубы при изгибе можно рассчитать по формуле:

$$\varepsilon = \frac{\delta}{2R} 100\%, \quad (3)$$

Подставляя численные значения, получим, что . Аналогичная деформация при растяжении образует внутреннее напряжение 10-15 МПа.

Таким образом, напряжения σ_1 и σ_2 вычисленные по формулам (1) будут соответственно 40 и 20 МПа.

Если величина напряжения σ_1 превысит предел текучести стали, то образуется трещина, распространяющаяся вдоль образующей трубы, т. е. перпендикулярно напряжению σ_1 .

Различие в деформированном состоянии двух сторон листа при изгибе должно быть учтено при производстве толстолистового проката. Отсюда следует, что одна сторона листа, которая будет внешней стороной трубы должна иметь большую пластичность, чем противоположная. Однако, увеличение пластичности стали неизбежно приводит к снижению прочностных свойств. Поэтому, учитывая изгиб листа при изготовлении трубы, одна сторона листа должна иметь повышенную пластичность, а другая – повышенную прочность.

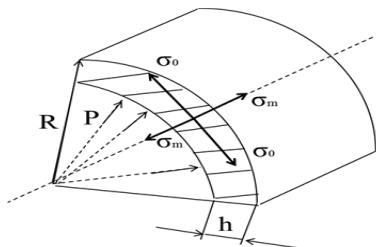


Рис. 1. Напряжения в трубе под действием избыточного внутреннего давления P:
 σ_0 – окружное напряжение,
 σ_m – меридиональное напряжение

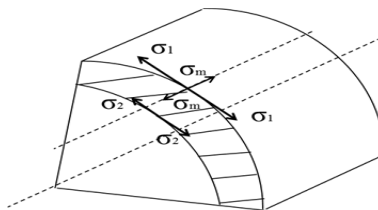


Рис. 2. Результирующие напряжения в трубе (технологические и под действием избыточного внутреннего давления)

Такое сочетание двух противоположных требований может быть достигнуто, если одна сторона листа имеет структуру нормализованного металла, а вторая термически армированную: феррито-перлитная матрица с участками термоупрочненного металла [2].

В таблице представлены данные механических свойств ряда трубных сталей в нормализованном и термоупрочненном состояниях. Видно, что повышение прочностных характеристик при термоупрочнении приводит к снижению пластичности стали.

По данным работы [3] холодный изгиб стального листа сопровождается повышением прочностных характеристик и снижению пластичности и вязкости. При указанной степени деформации повышение предела текучести для разных марок сталей (см. табл.) в нормализованном состоянии составляет (40-100) МПа, при снижении относительного удлинения на (5-6)%.

Механические свойства трубных сталей

Таблица

Марка стали	Нормализованное состояние				Термоупрочненное состояние			
	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	КСУ ⁻⁷⁰ , МДж/м ²	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	КСУ ⁻⁷⁰ , МДж/м ²
Ст3сп	300	440	30	–	370	520	26	0,41
09Г2	300	470	36	2,75	470	570	24	1,85
10Г2С1	325	525	35	1,84	480	590	29	1,35
16Г2АФ	468	685	27	1,1	740	790	21,5	0,45

Снижение пластичности стали (относительного удлинения) приводит к уменьшению ресурса долговечности стали и области обратимой повреждаемости. В работе [4] предложено оценивать область обратимой повреждаемости по формуле:

$$\varepsilon = (0,2-0,3)\delta, \quad (4)$$

где ε - деформация металла, соответствующая обратимой повреждаемости,

δ - относительное удлинение стали.

Поэтому снижение исходной пластичности стали уменьшает область обратимой повреждаемости стали, вследствие этого сокращается ресурс долговечности трубы в процессе эксплуатации.

На основании проведенной работы предложено, что при изгибе листа в трубу упрочнять сжимаемую поверхность листа.

Список литературы.

1. Дарков А. В. Сопrotивление материалов / А. В. Дарков, Г. С. Шпиро – М.: Высшая школа. – 1989 – 623 с.
2. Максимов А. Б. Термически армированный толстолистовой прокат из низколегированных сталей / Вопросы материаловедения – 2010-№3-С. 40-45.
3. Максимов А. Б. Упрочняющая обработка толстолистового проката. – Изд. КГМТУ – г. Керчь – 2012. – 124 с.
4. А. С. СССР №1433990. Способ обработки листового проката. Подгайский М. С., Максимов А. Б., Наливайченко Т. М. – Бюл. 40, 30.10.80

СТРУКТУРА И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ ПАРАМЕТРЫ МНОГОСЛОЙНЫХ ВТСП-ЛЕНТ, ПОДВЕРГНУТЫХ УДАРНО-ВОЛНОВОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ ПЛАЗМЫ Михайлов Б.П.¹, Никулин В.Я.², Силин П.В.², Михайлова А.Б.¹, Минеев Н.А.³, Гайда Д.⁴, Шамрай В.Ф.¹

¹Институт металлургии и материаловедения им.А.А.Байкова Российской академии наук, Москва, Россия

²Физический институт им.П.Н.Лебедева Российской академии наук, Москва, Россия

³Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Москва, Россия

⁴Международная лаборатория сильных магнитных полей и низких температур, Вроцлав, Польша, borismix@yandex.ru

STRUCTURE AND SUPERCONDUCTING PARAMETERS OF MULTILAYER HTSC- TAPES AFTER PLASMA SHOCK WAVE INFLUENCE

Mikhaylov B.P.¹, Nikulin V. Ya.², Silin P.V.², Mikhaylova A.B.¹, Mineev N.A.³, Gayda D.⁴, Shamray V.F.¹

In the report the results of plasma shock wave influence at the structure and properties of the current-carrying Bi-HTSC tapes in external magnetic fields (0-5 T) in different conditions (number of strokes (n), the distance from the anode to the sample (t), one-sided and double-sided tape processing, etc.) are presented. The researches were carried out on the tapes prepared by various companies «Sumitomo» (Japan) and «EAS» (Germany). In the initial state the critical currents of these ribbons are, respectively, 85 A and 175 A (77K). For the experiments the small installation fusion "Plasma Focus" in the PN Lebedev Physical Institute of the Russian Academy of Sciences was used.

In the original tapes and tapes after shock wave influence the current-voltage characteristics, dependences $I_c(B)$, $I_c(n)$, $I_c(t)$, T_c , XRD, microstructure of the longitudinal and transverse cross-sections of tapes were investigated. The critical current was determined at $U = 1$ mкВ.

As a result of researches the critical currents dependences on the number of strokes (1 to 15) (Fig. 1, 2) and the distance from the anode (25 to 80 mm) (Fig. 3) were established and it was shown that these conditions have a significant effect on the critical current. It can increase or decrease in dependence on these conditions. The researches of microstructure were revealed two different effects - consolidation and destruction of HTSC layers.

Except of these factors the power of plasma pinch, the thickness and material of the shield and other factors that must be set and optimized can influence on the critical current.

В работах [1-6] показана возможность повышения токонесущей способности ВТСП-лент за счет воздействия ударных волн плазмы. Эффект ударной волны может проявляться в уплотнении сверхпроводящих ВТСП прослоек за счет кратковременного нагрева и высокого давления, в образовании в прослойках дополнительных дефектов (дислокаций) играющих роль центров пиннинга, в дроблении и измельчении зерен и других факторов. При этом необходимо отметить, что наряду с повышением критического тока в зависимости от условий и режимов воздействия плазмы (количества ударов, расстояний от источника плазмы, мощности ударов, и других факторов) наблюдается также деградация токонесущих свойств.

Доклад представляет результаты исследований влияния условий плазменного удара (количества ударов (n), расстояния образца от анода (t), односторонней и двухсторонней обработки лент, и др.) на структуру и токонесущие свойства Bi-ВТСП лент во внешних магнитных полях./.. Исследования проведены на лентах, приготовленных различными фирмами «Sumitomo», Япония и «EAS» Германия. В исходном состоянии критические токи указанных лент отличаются в 2 раза, соответственно, 85 и 175 А.

Для проведения экспериментов использована малая установка термоядерного синтеза «Плазменный фокус» в Физическом институте им.П.Н.Лебедева РАН. Ударные волны в ней рождаются при ударе пинча термоядерной плазмы о материал мишени. Энергия удара (пинча) достигает 4 КДж. Время воздействия на мишень составляет 10^{-7} сек. Плотность потока энергии на мишень при скорости разлета пинча $\sim 10^7$ см/с. достигает $\sim 10^{10}$ Вт/см² В качестве рабочего газа использовался аргон при давлении 2 тора. Энергия ионов, разлетающейся плазмы, изменяется в пределах от 100 КэВ до нескольких десятков эВ. Расстояние от поверхности образца до анода изменялось от 25 до 80 мм, количество ударных импульсов от 1 до 15. Удары наносились с одной стороны ленты и с 2-х сторон.

От прямого термического воздействия плазменного импульса образцы защищались пластиной молибдена толщиной 0,1 мм. Генерируемые при ударе плазмы нелинейные ударные волны передаются в объем образцов, проходя через 2,0 мм слой эпоксидной смолы, нанесенной на поверхность ВТСП лент. Для предотвращения смещения образца при плазменных ударах образец фиксировался в алюминиевой кювете. Такая конструкция позволяет равномерно передавать давление и защитить поверхность исследуемых лент от температурного всплеска ..Временной интервал между импульсами – составлял 1,5 мин...

На исходных лентах и на лентах после ударов исследованы вольтамперные характеристики (ВАХи), зависимости $I_c(B)$, $I_c(n)$, $I_c(t)$, T_c , РФА и микроструктура продольного и поперечного сечений лент. Критический ток определялся при $U=1$ мкВ.

В результате проведенных исследований установлены закономерности влияния количества ударов от (1 до 15), расстояния от анода (от 25 до 80 мм) на критические токи лент. В докладе приведены зависимости критического тока от напряженности магнитного поля. При сравнении указанных закономерностей видно, что на лентах фирмы EAS, имеющих изначально более низкие значения токов, эффект повышения критического тока проявляется более явно, чем в случае лент фирмы «Sumitomo», имеющих высокую плотность ВТСП прослоек. Нанесение 2-х сторонних ударов на ленты EAS на расстояниях 30,40 и 50 мм не привело к заметному повышению критического тока.

Выводы

-В результате исследований влияния нелинейных ударных волн, генерируемых сверхмощной импульсной плазмой в многожилных Bi-2223 лентах EAS-E HTS (VAC), показана возможность 2-х кратного повышения критического тока в нулевом магнитном поле и в параллельных поверхности ленты магнитных полях от 0,5 до 3,0 Т при $T=77$ К.

- Установлено, что условия УВВ (расстояние образца от плазменного источника и количество ударов) могут оказывать заметный эффект на величину критического тока. При этом в зависимости от указанных условий наряду с повышением критического тока наблюдается и понижение..

- На лентах с исходно высокими критическими токами фирмы «Sumitomo» эффект УВВ в параллельном магнитном поле проявляется заметно слабее, в поперечном поле установлено повышение тока.

- Сверхпроводящий переход на лентах EAS-E HTS (VAC) после УВВ проходит в интервале температур 104-105 К.

- Микроструктурные исследования выявили как уплотнение, так и разрушение ВТСП слоев.

- Рентгенофазовые исследования на данном этапе не выявили заметных различий в фазовом составе исходных лент и после УВВ.

- Кроме указанных факторов на критический ток лент влияют мощность плазменного пинча, толщина и материал защитного экрана и возможно ряд других факторов, которые должны быть установлены и оптимизированы.

Литература

1. Priti Aragwala, M.P.Srivastava, P.N.Dheer, V.P.N. Padmanaban, A.K.Gupta. Enhancement in Tc Superconducting BPSCCO thick films due to irradiation of energetic argon ions of dense plasma focus // Physica C, 1999, v.313, p.87-92.
- 2 Г.Н.Михайлова, Л.Х.Антонова, А.В.Троицкий и др. Улучшение сверхпроводящих свойств ВТСП ленты Y-123 при воздействии высокотемпературной импульсной плазмы // Сборник трудов 3-ей международной конференции «Фундаментальные проблемы высокотемпературной сверхпроводимости», Москва, ФИАН, 2008, С.272-273.
3. L.E Murr, C.S.Niou, S.Jin at al. Shock wave induced changes in superconductivity in YBa₂Cu₃O_{7-x} Appl. Phys.Lett. 55(15), 9 October 1989, P. 1575-1577.
4. Kh.Antonova, I.V.Borovitskaya, P.V.Gorshkov at.al. Effect of Shock Waves on the Current-Carrying Properties of HTSC YBCO(123) Tape// Doklady Physics, 2009, vol.54, N0.10, p.463-465.
5. Б.П.Михайлов, Л.И.Иванов, В.Ф.Шамрай, В.Я.Никулин и др. Влияние импульсной высокоплотной плазмы на сверхпроводящие свойства многожильной Bi-2223 ленты// Перспективные материалы, 2009, №6, С.57-60.
- 6.Galina Mikhailova, Landych Antonova, Irina Boroviskaya, Oleg Krochin, Aleksey Majorov, Boris Mikhailov, Valeriy Nikulin, Pavel Silin, and Aleksey Troitskiy The shock waves application for increasing of a critical current in composite HTSC Physica status solid C10, №04, 689-692, (2013)

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 11-02-00854 -а

СТРУКТУРА И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ И ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРОКАТКОЙ И ПРЕССОВАНИЕМ ПОРОШКОВ ВТСП СОЕДИНЕНИЙ

Михайлов Б.П.¹, Кадырбаев А.Р.¹, Михайлова А.Б.¹, Руднев И.А.², Минеев Н.А.², Шамрай В.Ф.¹, Алибеков С.Я.³, Хапов П.В.³

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова
Российской академии наук, г.Москва, Россия*

² *НИЯУ Московский инженерно-физический институт, г.Москва, Россия*

³ *Поволжский государственный технологический университет, г.Йошкар-Ола, Россия
borismix@yandex.ru*

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SUPERCONDUCTING TAPES AND COATINGS
OBTAINED BY ROLLING AND CONSOLIDATION OF THE POWDER HTSC COMPOUNDS
Mikhaylov B.P.¹, Kadyrbaev A.R.¹, Mikhaylova A.B.¹, Rudnev I.A.², Mineev N.A.², Shamray V.F.¹,
Alibekov S. Ya.³, Khapov P.V.³

The purpose of the work is design and structure analysis of highly dense and textured in the basal plane HTSC tapes and multi-layer coatings. For this different methods were used such as hot and cold rolling, extrusion and heat treatment.

• 1. The metallurgical method of making high-density multi-layer coatings with using Bi-2223, Bi-2212 and Y-123, and others compounds in which the basic texture is perpendicular to the surface of the tape was created.

• 2. The influence of multistage hot and cold rolling, pressing and heat treatment at the amount of the frozen magnetic field and the critical current of Bi-2223 coatings on the surface of silver and other ductile metals was shown.

• 3. The dependences the magnetization and the current-carrying properties of composites based on HTSC compounds Bi₂Sr₂Ca₂Cu₃O_{10+x} on the degree of deformation and heat treatment were researched.

Цель работы заключается в создании и исследовании высоко плотных по структуре и текстурированных в базисной плоскости ВТСП покрытий и многослойных лент Для этого использованы методы холодной и горячей прокатки, прессования. и термообработки [1.].

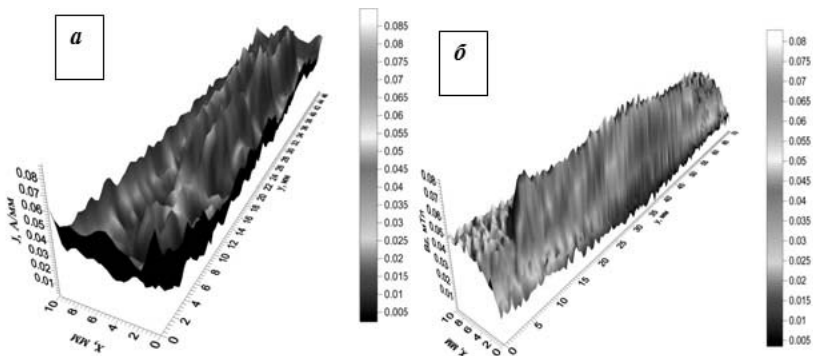


Рис.1 Картина распределения замороженного магнитного поля на поверхности покрытия Bi-2223, прокатанного на серебре, после термообработки при 830°C/4 часа, (а) . и после термообработки при 835°C/6 часов (б)

Процесс включает следующие основные этапы:..

1. Синтез порошков ВТСП соединений
2. Приготовление подложки из серебра (выплавка стержней, ковка, прокатка в ленту до заданной толщины, выдавливание лунок на поверхности ленты)
3. Заполнение лунок одинаковыми порциями порошка ВТСП композитов
4. Прессование порошка на поверхности подложки
5. Холодная прокатка ленты с порошком до толщины 1,0 мм
6. Разрезка прокатанной ленты на 3-4 куса одинаковой длины
7. Размещение лент в пресс-форме в виде 3-4-х слойного пакета
8. Помещение пресс-формы в установку горячего прессования
9. Горячее прессование пакета лент под усилием 10-15 тонн в течение 5-10 мин.
10. Последующий отжиг многослойного композита при 835- 850°C / 5 часов,
11. Прокатка ленты до заданной толщины – 0,3 – 0,4 мм
12. Окончательный отжиг при 840 -845°C в течение 50 часов

Неоднократное повторение процессов сборки и прокатки позволяет увеличить количество слоев до нескольких десятков и более.

В докладе представлены результаты исследований микроструктуры поверхности и поперечного сечения (толщина слоев) прокатанных покрытий, Рентгенофазовые исследования проведены на дифрактометре Rigaku Ultima IV, Картина распределения замороженного магнитного поля и токов на поверхности лент исследована с помощью холловской дифференциальной магнитометрии

На рис.1 представлены результаты холловской магнитометрии на образцах лент с однослойным ВТСП покрытием после различных термообработок, на рис.2 микроструктура поверхности ВТСП прослойки в 2-х слойной ленте и на рис.3 влияние температуры отжига на величину замороженного магнитного поля при одинаковом времени отжига (5 часов).

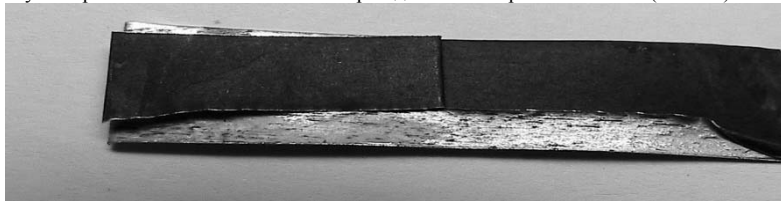


Рис.2 Микроструктура поверхности Bi-2223 слоя, развернутого в 2-х слойной ленте, после термообработки при температуре 837°C в течение 5 часов.

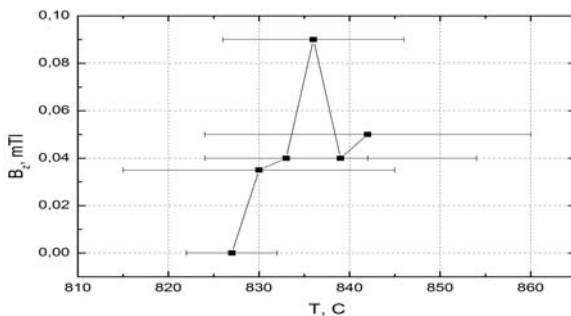


Рис.3 Температурная зависимость величины замороженного магнитного поля на поверхности однослойной Bi-2223 ленты, продолжительность отжига 5 часов на воздухе

Выводы

1. Исследовано влияние многоступенчатой холодной и горячей прокатки, прессования и термообработки на величину замороженного магнитного поля и критический ток покрытий из соединения Bi-2223 на поверхности серебра и других пластичных металлов.

2. Показана возможность получения текстурированных ВТСП прослоек с высокой плотностью и с равномерной толщиной по длине ленты.

Литература

1. Б.П. Михайлов, И.А. Руднев, Л.П. Ичкитидзе и др. Эволюция структуры и свойства ВТСП-покрытий после холодной прокатки и термообработки Перспективные материалы, Специальный выпуск (6) Функциональные наноматериалы и высокочистые вещества 2008 Часть 2, С. 51-57

ТИКСОФОРМИРОВАНИЕ ФАСОННЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Нго Тхань Бинь

Россия, Москва, МГТУ им. Н. Э. Баумана. Email: binh01@mail.ru

THIXOFORMING OF SHAPED ALUMINIUM PARTS

Ngo Thanh Binh

Bauman Moscow State Technical University. Email: binh01@mail.ru

К настоящему времени сформировалось убеждение, что высокопрочные алюминиевые сплавы могут быть подвергнуты переработке в твердожидком состоянии аналогично тому, как это осуществляется с литейными сплавами. Рассмотрена проблема формирования требуемой микроструктуры и проанализированы особенности получения и эффекты переработки различными методами тиксозаготовок из перспективных, но трудно деформируемых высокопрочных сплавов. Работы по тиксоштамповке деформируемых сплавов в нашей стране проводятся впервые.

Развитие ТНХО-технологий изменило представление о возможных способах управления процессами, протекающими в формообразующей оснастке в интервале затвердевания сплавов. Сорок лет назад возникла и активно осваивается принципиально новая идея управления формированием кристаллического строения отливок – идея, получившая сегодня обобщающие наименования «тиксоформирование, Semi Solid Processing, Thixoforming». Под этими терминами объединяются тиксо- и реолитье, тиксо- и реоштамповка, тиксо- и реомолдинг, новое реолитье и др. В практической деятельности ведущих машиностроительных фирм происходит «тихая революция» в заготовительных производствах – осуществляется внедрение нового технологического оборудования, способного в условиях массового производства заменить традиционные методы изготовления фасонных заготовок ответственных

деталей. Однако эти методы коммерциализированы в основном на литейных сплавах. Сегодня за рубежом проводятся многочисленные исследования, направленные на разработку промышленной технологии тиксоформинга из высокопрочных алюминиевых сплавов.

Производство изделий в твердожидком состоянии методом тиксоштамповки (это один из процессов тиксоформинга) предполагает выполнение операции формообразования металлов в интервале температур между ликвидусом и солидусом при высокой доле твердой фазы. Этот процесс требует создания в материале недендритной микроструктуры первично кристаллизующейся фазы в виде твердых слабо взаимодействующих сферических частиц, окруженных жидким металлом, чтобы обеспечить течение суспензии, соответствующее тиксотропному поведению при сдвиговых деформациях. Требуемое поведение во многом определяется способом подготовки материала.

Существует несколько способов, позволяющих создать эту обязательную микроструктуру. К ним относят как жидкофазные, так и методы, считающиеся твердофазными (RAP (рекристаллизация и частичное плавление) и SIMA (интенсивная деформация и последующая активация плавлением)). В обоих случаях последней стадией подготовки к тиксоформингу является нагрев заготовки (фидстока) до твердожидкого состояния с использованием либо электропечи сопротивления, либо индуктора. С помощью того и другого метода изучено много материалов, но удается получать заготовки (фидстоки) только малого диаметра.

Информацию о начальной морфологии твердой фазы, используемую в качестве критериев пригодности, можно получить, анализируя микроструктуру тиксозаготовки. Эта характеристика суспензии должны быть дополнены теплофизическими и реологическими свойствами сплава в интервале затвердевания. В работе показан опыт организации информационного потока и последовательность определения критериев пригодности при тиксоштамповке модельной детали «поршень» из литейных (доэвтектический АК7, заэвтектический АЛ25) и деформируемых алюминиевых сплавов (АК4-1, 1973, В95 и В961Ц3), накопленный в МГТУ им. Н. Э. Баумана.

В технологической цепочке мы используем схему теплового разрушения дендритов, образующих твердую корочку на водоохлаждаемом желобе и размываемых потоком слегка перегретого металла. Частично расплавляя осколки дендритов, поток переносит готовые зародыши высокого качества в тонкостенный стакан, где организуется их согласованное кооперативное движение, а медленный отвод тепла от стакана способствует объемному затвердеванию и формированию суспензии с глобулярными частицами твердой фазы. Процесс достаточно отработан и оптимизирован для получения мерных заготовок массой до 5 кг из литейных алюминиевых сплавов. Вся необходимая информация о структуре материала в момент завершения первой или второй стадий процесса может быть получена современными компьютерными методами анализа изображений.

Литье тиксозаготовок мы начинаем, только изучив подробную информацию о протекании фазового перехода в планируемом к использованию сплаве. Такую информацию получаем из анализа данных калориметрии (DSC) и кривых охлаждения сплава в условиях, приближенных к равновесным. В нашем методе только совместный анализ этих двух зависимостей позволяет назначить рабочее окно получения тиксозаготовки и рабочее окно тиксоформинга. Рисунки показывают, насколько эта информация индивидуальна, и насколько она, при внешней схожести кривых, различна у литейных и деформируемых сплавов. У первых рабочее окно литья тиксозаготовки заканчивается около критической для темпа кристаллизации температуры сплава, связанной с естественным прекращением роста кристаллов твердого раствора и началом выделения равновесной эвтектики; у деформируемого сплава В95 – это искусственное прерывание роста кристаллов твердого раствора, приводящее при закалке в воду к кристаллизации неравновесной эвтектики и образованию щелевой пористости по границам гранул. В результате при повторном нагреве (II стадия процесса, рабочее окно тиксоформинга) в правильно подготовленном литейном сплаве формируется металлическая суспензия со стабильной по составу жидкой фазой, в которой при выдержке (называемой в реологии отдыхом суспензии) по классическим закономерностям развиваются процессы агломерации и деагломерации твердых частиц. В тиксозаготовках из высокопрочных сплавов, закристаллизованных в очень неравновесных условиях, в рабочем окне тиксоформинга формируются жидкие прослойки, имеющие состав, не находящийся в термодинамическом

равновесии с твердой фазой и газо-усадочная пористость. Реологические свойства подобных суспензий не изучены, а критерию $df_3/dT < 0,015$ соответствуют только сплавы, имеющие большую долю равновесной эвтектики. По-видимому, по этой причине большинство работ по тиксоформингу деформируемых сплавов (не отвечающих этому критерию) до настоящего времени находятся в мировой практике на стадии исследований, а не коммерциализации. Таким образом, для деформируемых сплавов должен быть установлен дополнительный критерий пригодности или введена дополнительная технологическая операция на стадии получения тиксозаготовки, указывающая путь решения проблемы.

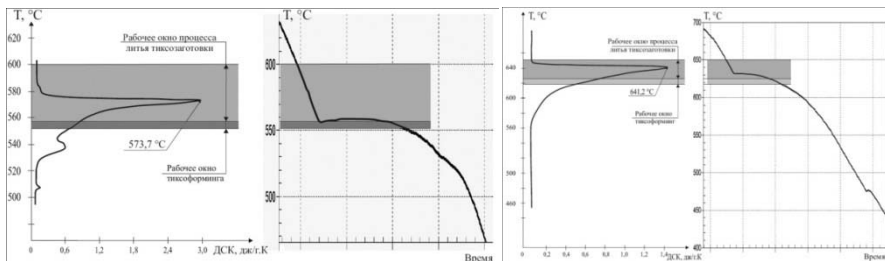


Рисунок. DSC зависимости и кривые охлаждения сплавов Al25 и B95

Трудности достижения высокого качества в фасонных заготовках из сплавов АК4-1, 1973, B95 и B96ЦЗ связаны с очень широким интервалом затвердевания (645 – 475 °С) этих сплавов, с высоким темпом кристаллизации твердой фазы в интервале температур, соответствующих 40–60 % твердой фазы, и с отсутствием равновесной эвтектики. В результате на стадии получения фидстока (тиксозаготовки) описанным жидкофазным методом по границам гранул твердого раствора формируется очень развитая шелевого типа пористость, открытая для окружающей газовой среды. Как следствие, нагрев таких заготовок можно осуществлять только в защитной атмосфере, а усилие, необходимое и достаточное для устранения этой пористости, оказывается значительно большим, чем усилие, требуемое для формообразования фасонной штамповки. К настоящему моменту получены штамповки, имеющие высокое качество внешней поверхности и полноценное воспроизведение гравюры штампа, но сохраняющие заметную долю остаточной пористости. Одновременно следует отметить высокое качество гранул твердого раствора, фиксируемое измерением твердости образцов (HV1=190), и высокую пластичность (14–18 %), установленную при растяжении образцов. Однако сохраняющаяся остаточная пористость пока не позволила достигнуть в изделии паспортизованных значений прочности названных сплавов в испытаниях на растяжение. Следует, однако, заметить, что при работе с высокопрочными деформируемыми сплавами заказчики будущего тиксоштампованного изделия нередко ориентируются на стандартизованные характеристики полуфабриката, изготовленного прессованием, желая видеть подобное качество в фасонной заготовке детали.

Автор выражает глубокую благодарность научному руководителю д.т.н. профессору Семенову Борису Ивановичу.

ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ ПРОВОЛОКИ СТАЛЬ-АЛЮМИНИЙ

Николаев А.Г., Банних О.А., Симонов М.И.

*Российская Федерация, Федеральное Государственное бюджетное учреждение науки
Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российская Академия наук,
Vasil.1564@mail.ru*

THE PROCESS OF PLASTIC DEFORMATION AND HEAT TREATMENT FOR PRODUCTION WIRE STEEL-ALUMINUM

Nicolaev A.G., Bannich O.A., Simonov M.I.

The process of production wire steel-aluminum, including cold deformation and heat treatment, was presented. Results of oxidation resistance tests were introduced. It was shown the advantage of wire steel-aluminum over wire nickel-chromium, when its were used for heaters.

Тенденция роста цен на цветные металлы стимулирует исследования в области разработки материалов, не содержащих дефицитные и дорогостоящие компоненты. К таким материалам относится проволока сталь-алюминий, не содержащая дорогостоящих хрома и никеля. По своим технологическим характеристикам она не уступает широко применяемой в электронагревательных устройствах проволоки из сплавов Х80Н20 и Х23Ю5Т и других сплавов систем никель-хром, никель-хром-железо и железо-хром-алюминий.

В работе представлен перспективный процесс получения проволоки сталь-алюминий, включающий изготовление биметаллической заготовки способом холодной формовки алюминиевой ленты на стальном сердечнике с последующей сваркой давлением, окончательным волочением и термической обработкой (диффузионный отжиг).

Проведены испытания образцов полученной проволоки сталь-алюминий и проволок из сплавов Х20Н80 и Х23Ю5Т на жаростойкость и исследования изменения удельного электросопротивления в условиях эксплуатации нагревателей. Показано, что проволока сталь-алюминий обладает более высокой жаростойкостью, чем проволока из сплава никель-хром.

Сравнительные натурные испытания электронагревателей со спиральями из проволоки никель-хром и спиральями из проволоки сталь-алюминий подтвердили возможность и экономическую целесообразность замены такой проволокой нихромовой проволоки в трубчатых электронагревателя.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ АНИЗОТРОПНОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14 ПРИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ

Нугманов Д.Р.¹, Ситдиков О.Ш.², Маркушев М.В.³

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук.

dn86@list.ru, sitdikov@nm.ru, mvmmark@imsp.ru

THEORETICAL AND EXPERIMENTAL ANALYSIS OF THE ANISOTROPY STRENGTHENING OF FINE-GRAINED MAGNESIUM ALLOY MA14 UNDER WARM ROLLING

Nugmanov D.R.¹, Sitdikov O.Sh.², Markushev M.V.³

Institute for Metals Superplasticity Problems Russian Academy of Sciences

The theoretical and experimental analysis of texture and grain size effects on yield strength of fine-grained MA14 (Mg-5,8Zn-0,65Zr) (% wt.) magnesium alloy was performed. The alloy was subjected to severe plastic deformation via multi-step isothermal forging and isothermal rolling. The new analytical Hall-Petch type equation, taking into account orientation factor of mail texture component, was applied to strength value estimation. It has been obtained, that the equation gives authentic yield stress values at the rolling strain up to $e \sim 0,9$.

Один из наиболее распространенных методов повышения прочности металлических материалов основан на измельчении их зерен в процессе литья и/или последующей деформационно-термической обработки слитка. В многочисленных экспериментах показано, что

увеличение прочности материалов в этом случае описывается уравнениями типа соотношения Холла-Петча (Х-П) [1-3], $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + kd^{-1/2}$, где предел текучести ($\sigma_{0,2}$) обратно пропорционален квадратному корню размера зерна (d).

Соотношение Х-П хорошо описывает изменение прочности металлов и сплавов с кубической кристаллической решеткой при измельчении зерен вплоть до субмикро- и наноразмеров [4-7]. Однако для поликристаллов характеризуемой низкой симметрией и малым числом активных систем скольжения, например с гексагональной плотноупакованной (ГП) решеткой, изменение прочности с уменьшением размера зерна происходит разнонаправленно, со значительной ориентационной зависимостью.

Впервые соотношение для расчета предела текучести анизотропных поликристаллов было предложено Армстронгом для описания изменения деформации в условиях легкого скольжения с критическим сдвиговым напряжением (τ_{lc}) [5]. При этом упрочняющие вклады принимались аддитивными величинами, действующими с учетом преимущественной ориентировки и ориентационного фактора M . Однако работы Армстронга не получили должного развития ввиду значительных методических сложностей и затрат на получение корректных и достоверных данных о структуре и механическом поведении исследуемых объектов, в особенности сложносформированных сплавов и материалов с наноразмерными структурными составляющими.

Новые возможности в получении и аттестации мелко- и ультрамелкозернистых структур металлов и сплавов, появившиеся в последние десятилетия с бурным развитием методов их интенсивной пластической деформации (ИПД), а также высокоразрезающих методов рентгеновской дифрактометрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, позволяют на качественно новом уровне решать упомянутые выше задачи, в том числе выявлять закономерности изменения прочности текстурованных ГП поликристаллов.

В работе проведено экспериментальное и теоретическое исследование влияния параметров кристаллографической текстуры и зеренной структуры на предел прочности магниевого сплава МА14 (Mg-5,8Zn-0,65Zr) (% , вес), подвергнутого ИПД всесторонней изотермической ковкой (ВИК) и последующей прокаткой с целью измельчения и повышения однородности распределения структурно-фазовых составляющих. Микро- и тонкую структуру сплава изучали методами оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии (EBSD анализ). Кристаллографическую текстуру аттестовали с помощью рентгеноструктурного дифрактометра с автоматической текстурной приставкой. Предел прочности сплава определяли при растяжении при комнатной температуре на образцах, вырезанных в двух взаимно перпендикулярных направлениях – вдоль и поперек направления прокатки.

Установлено, что после ВИК сплав имел ультрамелкозернистую структуру с размером и объемом рекристаллизованных зерен $\sim 4,5$ мкм и $\sim 80-90\%$. В процессе последующей прокатки рекристаллизованная структура охватывала практически весь объем, а размер зерна уменьшался до 2 мкм. При этом изменялся также тип кристаллографической текстуры, острота текстурных максимумов и их интегральная ширина ($\frac{N_{\text{текстур}}}{N}$), а также параметры прочности листа вдоль и

поперек направления прокатки. На основании анализа полученных данных предложено новое макрофеноменологическое соотношение вида

$$\sigma_{0,2} = \left(f \left(M, \frac{N_{\text{текстур}}}{N} \right) \right) \tau_{0001} + kd^{-\frac{1}{2}}$$

представляющее собой модифицированное аддитивное соотношение Армстронга, и позволяющее установить взаимосвязь анизотропного изменения прочности сплава с действующей системой легкого скольжения (0001) и параметров его кристаллографической текстуры. Проверка модели показала, что предложенное соотношение позволяет достоверно описать изменение анизотропии предела текучести сплава при прокатке со степенями не более $\sim 0,9$.

Рассмотрены причины и природа обнаруженных закономерностей изменений структуры, текстуры и параметров статической прочности сплава в процессе обработки.

Литература

1. N.J. Petch. The cleavage strength of polycrystals // J. Iron and Steel Inst., v.174, p.25 (1953).
2. A.H. Holden, J.H. Hollomon. Homogeneous yielding of carburized and nitrided single iron crystals // Trans. Am. Inst. Mining Met. Engrs. v. 185, p.179 (1949).
3. J.D. Eshelby, F.C. Frank and F.R.N. Nabarro. The equilibrium of linear arrays of dislocations // Phil Mag. v. 42, p.351 (1951).
4. R.E. Shalman, R.J. Bishop. Modern physical metallurgy and materials engineering. Reed educational and progress published. Ltd., 438 (1999).
5. R.W. Armstrong. Theory of the tensile ductile-brittle behavior of poly-crystalline h.c.p. materials, with application to beryllium // Acta Metallurgica. (1968). v. 16. P. 347-355.
6. M.V. Markushev, M.Yu. Murashkin. Structure and mechanical properties of commercial Al-Mg 1560 alloy after equal-channel angular extrusion and annealing // Mat. Sci. Eng. A. v 367, 234 (2004).
7. M.V. Markushev and A. Vinogradov. Room temperature mechanical properties of submicrocrystalline commercial aluminum alloys processed by severe plastic deformation. In: severe plastic deformation: Towards bulk production of nanostructured materials, (ed) Burnhanettin Altan, Nova Science Publishers. USA, (2006), P. 233-247.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС МЕТОДОМ ТЕПЛОЙ ДРОБЕУДАРНОЙ ОБРАБОТКИ

Пахомова С.А.

*Московский Государственный Технический университет им. Н.Э. Баумана, Россия
pahom_sv@mail.ru*

Для повышения работоспособности цементованных зубчатых колес широко применяют дробеударное упрочнение, которое целесообразно сочетать с последующим низким отпуском [1, 2]. Однако положительное влияние последеформационного отпуска проявляется при невысоком нагреве (160...180°C), ограничивающем температуру эксплуатации зубчатых колес из теплоустойчивых сталей, применяемых для тяжелых условий работы.

Известно [3, 4], что наиболее высокой устойчивостью к тепловым и силовым воздействиям обладает структура мартенсита с ячеистой полигонизованной субструктурой, получаемой при одновременном осуществлении пластической деформации и нагрева. В данной работе изучали возможность формирования такой структуры в цементованном слое теплоустойчивых сталей 12Х2НВФА и 16Х3НВФМБ-Ш методом тепловой дробеударной обработки (ТДО). ТДО состояла в обдувке дробью цементованной поверхности, нагретой до температуры 160...240 °С.

Образцы проходили типичную для зубчатых колес химико-термическую обработку: газовую цементацию в шахтной печи при температуре 930°C, отпуск при температуре 650°C, закалку в масле от 910 °С, обработку холодом при -70 °С, низкий отпуск при температуре 250 °С. После удаления припуска 0,15 мм шлифованием, эффективная толщина цементованного слоя составляла 0,9...1,1 мм, концентрация углерода на рабочей поверхности образцов из стали 12Х2НВФА - 1,2...1,5 мм, из стали 16Х3НВФМБ-Ш - 1,3...1,6 мм. Твердость на поверхности была равной HRC, 61...63, в сердцевине HRC, 35...38.

В исходном недеформированном состоянии поверхностные слои роликовых образцов из сталей 12Х2НВФА и 16Х3НВФМБ-Ш имеют разное структурное состояние. Цементованный слой стали 12Х2НВФА кроме мартенсита отпуска содержит 15 % избыточной карбидной фазы и 10 % остаточного аустенита. В стали 16Х3НВФМБ-Ш доля карбидной фазы достигают 20 %, а остаточный аустенит практически отсутствует (по данным рентгеновского анализа его количество менее 5 %). По данным электронномикроскопических исследований, проведенных на фольгах на микроскопе JEM-200, мартенситная матрица цементованного слоя представляла собой сочетание пакетного дислокационного и двойникового пластинчатого мартенсита (рис. 1, а). При этом из-за более высокой концентрации углерода в цементованном слое доля двойникового мартенсита в стали 16Х3НВФМБ-Ш больше, чем в стали 12Х2НВФА. Избыточная карбидная фаза состояла из частиц легированного цементита, имеющих вид

глобулей размером 1...3 мкм, и включениями более мелких специальных карбидов $M_{23}C_6$ и MC (VC в стали 12Х2НВФА и NbC в стали 16ХЗНВФМБ-Ш).

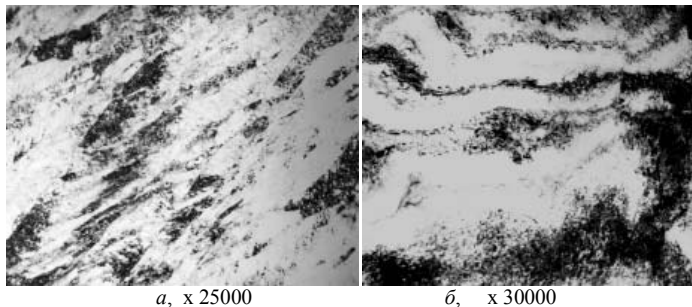


Рис. 1. Субструктура цементованного слоя стали 116ХЗНВФМБ-Ш после различных режимов обработки: *a* – исходное состояние; *б* – ТДО ($\tau_{эл} = 4$ мин, $t = 160$ °С)

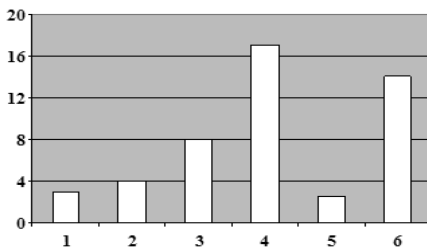


Рис. 2. Контактная выносливость стали 12Х2НВФА после различных режимов обработки: 1,5 – исходное состояние; 2 – ДО; 3 – ДО и отпуск; 4 и 6 – ТДО; 1-4 – температура испытания 100 °С; 5,6 – температура испытания 175 °С

ДО без нагрева меняет характеристики качества поверхностного слоя и субструктуру цементованного слоя. Изменения претерпевают все его структурные составляющие: низкоотпущенный мартенсит, остаточный аустенит и включения избыточных карбидов. Первостепенное значение для контактной выносливости имеют изменения в мартенситной матрице. Как показано в [1, 2] эти изменения формируются в результате развития конкурирующих процессов. Одни процессы вызывают выравнивание структурной неоднородности мартенсита в результате релаксации высоких локальных искажений вследствие частичной аннигиляции «свежих» и имеющихся дислокаций. Другие процессы вызывают локализацию микродеформаций и микронапряжений у структурных концентраторов. На степень развития этих процессов влияют включения избыточных карбидов и остаточный аустенит.

При ТДО одновременное воздействие деформации и нагрева создает условия для сингулярного изменения [3, 4] дислокационной структуры мартенсита. Основные изменения претерпевает «речечное» строение пакетного мартенсита. Формируется фрагментированная структура, характеризующаяся наличием относительно свободных от дислокаций участков, разделенных зонами с высокой степенью сплетения дефектов кристаллического строения, выполняющих функцию границ ячеек (рис. 1, б). Стенки ячеек - зоны с повышенным уровнем энергии, стимулирующие при ТДО развитие процесса деформационного старения мартенсита. Переход атомов углерода к дислокационным стенкам и закрепление последних в процессе такого старения способствует более высокой степени упорядочения субструктуры в виде замкнутых ячеек.

Сформированная при рациональном режиме ТДО дислокационная структура устойчива к повышенному тепловому и силовому воздействию в условиях эксплуатации. Повышение температуры испытаний от 100°С до 175°С незначительно снижает контактную выносливость стали 12Х2НВФА, которая остается более высокой, чем после ДО с отпуском (рис. 2).

Дополнительное повышение контактной выносливости возможно при проведении отпуска стали после ТДО. Это происходит за счет релаксации пиковых локальных микронапряжений, а также дополнительного упрочнения мартенсита в результате его деформационного старения.

Выводы

1. Увеличение долговечности сталей после ТДО по оптимальным режимам обусловлено формированием благоприятной фрагментированной субструктуры мартенсита и снижением чувствительности к концентраторам напряжений.

2. Отпуск стали после ТДО значительно повышает ее контактную выносливость за счет релаксации пиковых локальных микронапряжений, а также дополнительного упрочнения мартенсита в результате его деформационного старения.

3. Сохранение значительной доли упрочнения, достигнутого при ТДО, в условиях нагружения при повышенных температурах свидетельствует о большой устойчивости этого эффекта.

4. Стабильность упрочненного состояния ячеистой субструктуры обеспечивает более широкий диапазон температур эксплуатации деталей из теплостойких сталей после тепловой дробеударной обработки, чем после дробеударной обработки ненагретых деталей.

Список использованных источников

1. Пахомова С.А., Рыжов Н.М. Совершенствование технологии поверхностного упрочнения шестерен из высокопрочной стали // Тяжелое машиностроение. - 2009. - № 10. - С. 35-38.
2. Материаловедение: Учебное пособие для ВУЗов / Л.В.Тарасенко, С.А.Пахомова, М.В.Унчикова. - М.: Изд-во ИНФРА-М, 2012. - 475 с.
3. Иванова В.С. Синергетика и усталостное разрушение металлов. М. Наука: 1989. – 246 с.
4. Панин В. Е., Панин А. В. Фундаментальная роль наномасштабного структурного уровня пластической деформации твердых тел // Материаловедение и термическая обработка металлов. - 2006. - № 12. - С. 5-10.

ПРИМЕНЕНИЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕРМОБИМЕТАЛЛОВ

Сайков И.В., Первухин Л.Б., Малахов А.Ю.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, revan.84@mail.ru

EXPLOSION WELDING PRODUCTION OF THERMOSTATIC BIMETALS

Saikov I.V., Pervukhin L.B., Malakhov A.U.

Explosive welding used for the manufacture of thermostatic bimetals with passive layer of the alloy Ni-36. The samples meet the requirements for the continuity and strength of adhesion layers.

Термочувствительные биметаллические материалы (термобиметаллы) находят широкое применение в различных отраслях промышленности при изготовлении измерительной, электро- и теплотехники, в приборостроении, выполняя функции измерительных, компенсационных, регулирующих и защитных элементов. Термобиметаллы состоят из двух и более слоев металлов с различными тепловыми коэффициентами линейного расширения, сваренных между собой по всей поверхности соприкосновения. Их основным свойством является термочувствительность, т.е. способность изгибаться при изменении температуры. Элемент из термобиметалла, имеющий, как правило, плоскую форму, в процессе нагрева деформируется за счет неравномерного распределения внутренних напряжений. Изгиб происходит таким образом, что при нагреве слой с большим коэффициентом теплового расширения испытывает напряжения сжатия, а слой с меньшим коэффициентом теплового расширения – напряжения растяжения. При охлаждении термобиметаллический элемент изгибается в противоположном направлении. Одним из важных требований при производстве термобиметаллов является обеспечение достаточной прочности сцепления слоев, качество границы раздела и отсутствие неметаллических включений на ней. В связи с этим представляется перспективным применение сварки взрывом при производстве термобиметаллов. В отличие от технологии литья, сварка взрывом не требует затрат энергии и

сложного прокатного оборудования и способна обеспечить плакирование практически неограниченных площадей основного слоя.

Известно, что на качество соединения при сварке взрывом большое значение оказывают термодинамические параметры в сварочном зазоре, которые характеризуют режим сварки. После столкновения свариваемых пластин точка контакта движется вдоль них, образуя перед собой область ударно-сжатого газа (УСГ), выполняющую тем самым роль «поршня», размер которого с пройденным расстоянием увеличивается. Воздействие этого потока приводит к прогреву металла вплоть до расплавления его поверхности, что может оказывать существенное влияние на качество соединения [1, 2, 3]. Поскольку в качестве активного слоя в термобиметаллах применяются сплавы, содержащие легкоплавкие компоненты, такие как цинк, выбор режима сварки должен быть проведен с учетом недопущения эффекта «эжекции», когда поток УСГ с высоким давлением, движущийся в зазоре с большой скоростью, увлекает за собой среду низкого давления (легкоплавкие фазы), в результате чего снижается прочность соединения вплоть до непровара, а также нарушается фазовая (химическая) однородность слоев в околошовной зоне. Кроме того целью проводимых исследований помимо собственно получения сплошного соединения является поиск режима, позволяющего подавить либо минимизировать эффект волнообразования в околошовной зоне.



Рисунок 1 – Лист термобиметалла 36Н+Л63 размером 6х300х800 мм

Теоретически рассчитаны параметры УСГ в сварочном зазоре и его влияние на поверхность свариваемых листов. Проведены оценка температуры на границе УСГ–металл и степень ионизации в пограничном слое. Проведены эксперименты по плакированию инвара 36Н (3-3,5мм) латуни Л63 (3,5-4,5мм). Размеры образцов составляли до 300х800 мм (рисунок 1).

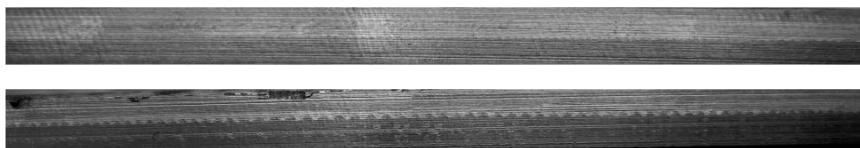


Рисунок 2 – Структура зоны соединения в термобиметалле 36Н (3 мм)+Л63 (3 мм): сверху – начальный участок; снизу – на расстоянии 500 мм от начала сварки

В результате экспериментов по сварке взрывом по данным ультразвукового контроля получены образцы со 100% сплошностью соединения. Прочность сцепления слоев на уровне прочности латуни Л63 и достаточна для последующей механической обработки. Установлено, что на качество границы раздела, помимо режима сварки взрывом, оказывает влияние предварительная подготовка поверхности (шлифовка для удаления шероховатостей и риск). Образование устойчивой волновой картины в зоне соединения наблюдается начиная с 500 мм от начала сварки. На основании разработанной технологии выпущены опытно-промышленные партии термобиметалла ТБ130/17.

Литература:

1. Бондаренко, С. Ю. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом / С. Ю. Бондаренко, Д. В. Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11. – с.46 – 48.

2. Л. Б. Первухин, О. Л. Первухина, С.Ю. Бондаренко Очистка свариваемых поверхностей от окислов и загрязнений и их активация в процессе сварки взрывом / «Автоматическая сварка». – 2010. – №7. – с. 46-49.

3. Первухина, О.Л. Деформационные и термодинамические условия при плакировании титаном цилиндрических деталей методом сварки взрывом / О. Л. Первухина, И. В. Сайков, Л. Б. Первухин, Ф. Б. Хайдаров // Технология машиностроения. – 2010. – №7. – с. 30–33.

ВЛИЯНИЕ СУЛЬФИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА КАЧЕСТВО ПРОКАТА АВТОМАТНОЙ СТАЛИ АС14

Святкин А.В., Солдаткин А.С.

Россия, ОАО «АВТОВАЗ», AV.Svyatkin@vaz.ru; AS.Soldatkin@vaz.ru

EFFECT OF SULPHIDE INCLUSIONS TO A FREE-CUTTING STEEL AS14 ROLLING QUALITY Svyatkin A.V., Soldatkin S.A.

This article is about quality and fabricability of free-cutting steel AS14 rolling. It is fixed, that the steel deoxidation defines a steel quality. The morphology of manganese sulphides directly defines a machining property and ability to a cold work and cold strain. Results allowing are obtained is secured to provide quality of metal rolling.

За последние годы в технической литературе крайне редко публикуются работы посвященные проблемам производства и применения автоматных сталей. Между тем, в настоящее время вопрос производства качественной автоматной стали высокой обрабатываемости в России стоит достаточно остро.

В последнее время в открытых информационных источниках появилась информация о получении бессвинцовистых, к примеру, сернистых или висмутсодержащих марок [1], сравнимых по обрабатываемости со свинецсодержащими аналогами. Однако, многочисленные исследования, выполненные ранее, в том числе, специалистами ОАО «АВТОВАЗ» и ОАО «НИИМ» [2, 3], показали, что применение бессвинцовистых сталей взамен свинецсодержащих возможно только при снижении производительности обработки как в случае сернистых марок стали, либо увеличении стоимости стали при использовании, допустим, висмутсодержащих марок. Рассматривая проблему в этом ракурсе можно сказать, что получение сопоставимых результатов по обрабатываемости между свинцовистыми и бессвинцовистыми марками возможно только в условиях неоптимальной морфологии сульфидных включений первых и, наоборот, получении благоприятных для обрабатываемости сульфидов в случае бессвинцовистой стали. Приведенные литературные и экспериментальные данные показывают, что обрабатываемость автоматных марок, в основном, зависит от морфологии сульфидов, определяемой во многом степенью раскисления. Установлено, что оптимальное соотношение длины сульфида к толщине, которого придерживаются в технических требованиях на прокат улучшенной обрабатываемости многие потребители, составляет не более 6:1 [4]. Данное требование необходимо для обеспечения высокой производительности при обработке на станках - автоматах до недавнего времени производителями отечественного металлопроката не выполнялось. Кроме того, периодически на стали марок АС14 и АС35Г2 отмечена повышенная дефектность по трещинам готового проката.

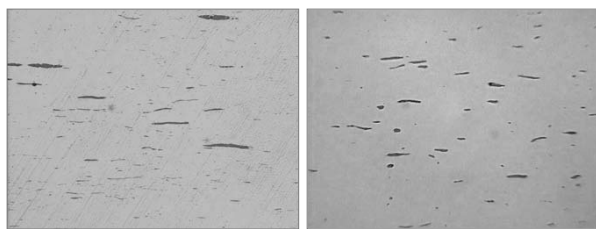
Комплексный анализ проблемы позволил установить взаимосвязь между снижением обрабатываемости и дефектностью партий металла. Статистический анализ позволил установить, что периоды снижения обрабатываемости резанием, совпадают со снижением пластичности стали, что приводит при переработке проката свинецсодержащей стали, например, к разрушению деталей при холодной формовке. При этом, в химическом составе выявлялось высокое содержание ненормируемых остаточных элементов – кальция и алюминия. Такая зависимость была обнаружена в металле различных поставщиков, что показывает, что в рамках действующих технических условий, основанных на ГОСТ 1414, возможно получение автоматной стали с низкими технологическими и эксплуатационными характеристиками.

Ранее было установлено [2, 3], что форма сульфидных включений напрямую зависит от условий раскисления стали при ее производстве. Глубокое раскисление приводит к получению тонких пластинчатых сульфидов, так называемых сульфидов II типа [5], что может привести к

растрескиванию стали как при горячей (красноломкость), так и при холодной деформации. Здесь стоит отметить, что остаточное содержание элементов - раскислителей (Al, Ca) не оговаривается ни в ГОСТ 1414, ни в одном из нормативных документов на поставку автоматной стали в нашей стране.

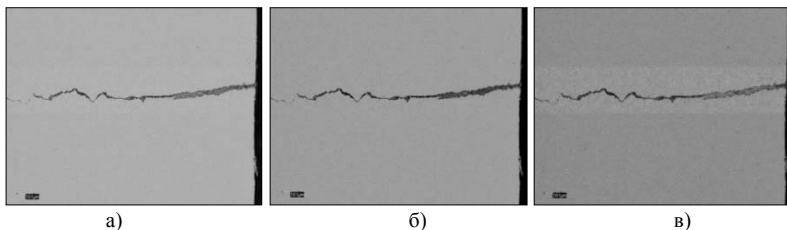
В результате проведенной работы с производителями проката стали АС14 была отработана технология раскисления с ограничением содержания по верхнему пределу алюминия и кальция. На рис. 1 приводится сравнение морфологии сульфидных включений до начала работ и по окончании. Измерения механических свойств показали, что прокат, склонный к растрескиванию имеет показатель соотношения пределов текучести и прочности равный 1, что исключает запас пластичности.

Было установлено, что крайне негативным фактором, определяющим образование трещин напряжения проката автоматной стали является раскисление металла силикокальцием. На рис. 2 приведены электронные изображения трещин напряжения, в очаге которых выявлены кальций, кремний и алюминий.



а) исходные б) после корректировки раскисления

Рис. 1 Сульфидные включения в стали марки АС14, х200



а) б) в)

Рис. 2 Распределение кальция (а), кремния (б), алюминия (в) в очаге трещины напряжения

Полученные результаты позволили сформулировать ряд требований, позволяющих исключить появление дефектов типа «трещина напряжения», а также обеспечить стабильное обеспечение необходимой морфологии сульфидных включений.

Список литературы

1. Алиев А.А. Разработка и внедрение новой бессвинцовой автоматной стали для изготовления деталей распределителей зажигания автомобильных карбюраторных двигателей – МиТОМ. 2012. №3. С. 46 – 47.
2. Яшин Ю.Д. Влияние сульфидных включений и свинца на контактные взаимодействия при обработке автоматной стали. сб. Теория трения, смазки и обрабатываемости металлов. Чебоксары. 1980. С. 17 – 21.
3. Заславский А.Я. Современные автоматные стали. Состав, включения, свойства: Монография. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2005. – 206 с.
4. Хаутман А. Приближенное определение обрабатываемости малоуглеродистых сталей автоматных сталей. Черные металлы. 1968. №2. С. 49-55.
5. Sims C.E. Effect of Aluminium on the Properties of Medium Carbon Cast Steel / Sims, C.E. and Dahle F.B. – Trans. Amer. Found. Soc. – 1938, – V. 46 – P. 65-132.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ЛМцАЖН ПРИ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКЕ

Святкин А.В., Герасин А.П., Сенокосова О.В.

Россия, ОАО «АВТОВАЗ», AV.Svyatkin@vaz.ru; AP.Gerasin@vaz.ru; OV.Senokosova@vaz.ru

DETERMINING THE CAUSES OF FRAGILE DESTRUCTION ALLOY BRASS Cu-Mn-Al-Fe-Ni WHEN HOT STAMPING

Svyatkin A.V., Gerasin A.P., Senokosova O.V.

The criteria that determine the propensity of the alloy brass CU-MN-AL-FE-NI to cracking were determined on the basis of the complex experimental work: fractography, metallography, X-ray spectral and statistical studies. The correlation with an inert content, a ratio (Mn+Fe)/Si and a calculated amount of α -phase is fixed.

Проблема периодической повышенной дефектности штампованных заготовок колец синхронизаторов из латуни сплава ЛМцАЖН, несмотря на достаточно большое количество работ посвященных этой теме, не решена до сих пор. Основной проблемой является образование трещин при штамповке заготовок. В ранних работах [1, 2] было установлено, что склонность к разрушениям определяется фазовым составом полуфабриката – латунных труб и величины остаточных напряжений. На основании этих работ в технические требования введены минимально допустимый уровень α -фазы равный 5% и остаточных напряжений – 12 кгс/мм². Заданное количество α -фазы обеспечивается корректировкой требований к химическому составу, а также варьированием химического состава в рамках действующих технических условий, в соответствии с методикой прогнозирования фаз, приведенной в работе [3]. Выполнение второго условия обеспечивается финишной операцией отжига на заводе - изготовителе, что позволяет снизить уровень остаточных напряжений не более 3...4 кгс/мм². В настоящее время поставка партий труб с неблагоприятной структурой и остаточными напряжениями практически исключена. Внедренные мероприятия позволили практически исключить всплески дефектности при штамповке колец.

Однако в течение 2011 года вновь был отмечен всплеск по дефекту – «растрескивание» штампованных заготовок. В работе [4] на основании эксперимента, проведенного совместно специалистами ОАО «АВТОВАЗ» и поставщика, было высказано предположение, что разрушение заготовок обусловлено высокой температурой нагрева под штамповку (перегревом), понижение температуры нагрева до 700 °С позволит исключить дефектность. Сравнительные эксперименты показали, что штамповка партий, отличающихся дефектностью с температуры 700 °С хоть и снижает уровень брака, но не исключает его полностью, в то же время штамповка «бездефектных» партий труб при пониженных температурах приводила к недоштамповкам и преждевременному разрушению дорогостоящей оснастки. В результате работы, направленной на определение влияния температуры нагрева под штамповку на рост зерна β -фазы установлено, что в партиях металла, в которых прогнозируемое содержание α -фазы превышает 20% отмечается рост отдельных зерен β -фазы. При этом несмотря на большое количество отштампованных заготовок (~ 20 000 шт.) ни одна не разрушилась. Тем не менее, прогнозируемое количество α -фазы можно отметить, как фактор, способствующий росту зерна и, как следствие, разрушению. При измерении температуры в процессе перемещения заготовок от печи до штампа установлено, что температура колец перед ударом штампа составляет 677±26° С. Учитывая, что это соответствует началу выделения α -фазы [5] понижение температуры на 80 °С вряд ли целесообразно. Основываясь на вышеприведенных результатах, было высказано предположение, что разделение партий труб на две характерные выборки, определяется условиями производства сплава, прежде всего выплавкой. Надо отметить, что к похожим выводам пришли авторы работы [6], разделив сплав по химическому составу на 2 группы.

Для выявления критических факторов были проведены фактографические, металлографические, рентгеноспектральные и статистические исследования. Выявлено, что поверхность разрушения характерна для хрупкого характера с поверхности и вязкого в сердцевине. При этом в центральной части заготовок сохранены значительно деформированные волокна, состоящие из мелкого зерна (10-11 балла). С поверхности заготовки излом носит крупнокристаллический характер (3-4 балл), зерна равноосные. Разрушение, как правило,

проходит по самому узкому сечению заготовки, где степень деформации превышает 60%. При изучении микроструктуры установлено, что в разрушенных заготовках трещины зарождаются от складок на поверхности заготовок и развиваются по границам зерен. При этом границы зерен углощены, отдельные границы имеют зигзагообразный характер, что указывает [6] на взаимодействие границ с примесями на приграничных областях. Специальным травлением по границам зерен и в зерне выявлены дислокационные фигуры, характерные для начальной стадии выделения α -фазы, когерентно связанной с решеткой β -фазы. Таким образом, разрушение происходит при деформации сплава в момент, когда движения дислокаций заблокированы выделением метастабильной фазы, что повышает его хрупкость. По результатам сравнительного статистического анализа [7] установлено, что имеется корреляционная связь между прогнозируемым содержанием α -фазы, содержанием свинца в сплаве с количеством растрескивавшихся при штамповке заготовок. Также установлена связь растрескивания отдельных партий от соотношения $(Mn+Fe)/Si$. Данное соотношение определяет степень легированности раствора элементами, упрочняющими раствор. К разрушению склонны партии, в которых данный параметр менее 28 ед. Наибольшим коэффициентом корреляции с уровнем дефектности имеет свинец и соотношение $(Mn+Fe)/Si$. Причем коэффициент корреляции соотношение $(Mn+Fe)/Si$ и уровня дефектности отрицательный.

Рентгеноспектральный анализ фрагментов труб, отобранных в состоянии поставки от партий склонных к растрескиванию, показал наличие включений содержащих мышьяк, селен, не свойственных для сплава ЛМцАЖН. Это указывает на использование при выплавке ломов, содержащих значительное количество данных примесей. Считается, что для горячей деформации двухфазных латуней наличие свинца не опасно в связи с фазовой перекристаллизацией, однако на электронном изображении, снятом с разрушенной заготовки видно, что на отдельных участках включения свинца локализируются в виде строчек. К растрескиванию склонны партии латуни ЛМцАЖН с высоким содержанием свинца (более 0,12%), соотношением $(Mn+Fe)/Si$ менее 28 и прогнозируемым содержанием α -фазы более 20%. Т.е. партии с пониженной легированностью, склонные к росту зерна в состоянии поставки, границы зерен которых ослаблены примесями. В результате комплекса работ, проведенных совместно с поставщиком в течение 2011 года, установлено ряд дополнительных ограничений к химическому составу и условиям производства латунного сплава ЛМцАЖН, включающим в себя использование чистых латунных ломов. В результате по итогам работы за 2012 год удалось снизить уровень дефектности с 15 000 до 120 штук в год, т.е. в 125 раз. Заготовки, разрушившиеся в 2012 году, имели завышенное содержание свинца и кремния. По результатам проведенной работы согласованы изменения в технические условия на поставку латунных труб, позволяющие исключить производство и поставку нетехнологичной продукции.

Список литературы

1. М.Д. Копыл, В.Г. Азизбекян. Исследование причин трещинообразования в процессе изготовления блокирующих колец синхронизаторов из сложнолегированной латуни марки ЛМцАЖН на Волжском автозаводе. Сб. тр. III международной конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва, 2009. – С. 360-362.
2. А.В. Тропотов, Н.Б. Пугачева, Ю.В. Рязанцев, Л.М. Жукова. Исследование остаточных напряжений в изделиях, изготовленных из сложнолегированных латуней // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2006, № 1.– С. 28 – 32.
3. Д.А. Котов, Р.К. Мысик, А.А. Еремин, М.И. Волков, Л.М. Жукова. Прогнозирование фазового состава сложнолегированных латуней. *Литейщик России* – 2005. №9. – С. 17 – 21.
4. Н.Б. Пугачева А.В. Лебедь. Влияние структуры прессованной трубной заготовки из латуни 59Cu-3,5Mn-2,5Al-0,5Fe-0,4Ni на характер разрушения при последующей горячей штамповке. *Вестник Самарского гос.-тех. университета. Серия физ.-мат. науки.* 2012. №4 (29). С. 180-187.
5. И.И. Курбаткин, Н.А. Белов, Ю.Н. Райков, А.Д. Горин, В.В. Антипов. Формирование структуры многокомпонентной марганцевой латуни и ее связь с появлением брака. *Известия ВУЗОВ. Цветная металлургия.* №5. 2002. 58 – 62.
6. И.И. Курбаткин, Н.А. Белов, Ю.Н. Райков и др. Влияние легирующих элементов и технологических факторов на фазовый состав и свойства латунных труб, применяемых в автомобильной промышленности. *Цветные металлы.* 2001. №5. С. 73-76.

7. А.В. Святкин. Применение статистических методов при оценке причин возникновения дефектов сложнoleгированных латуней. *Материаловедение, технологии и экология в 3-м тысячелетии: Сб. докладов V Всероссийской конференции молодых ученых [Электронный ресурс]. – Томск: Издательство ИОА СО РАН, 2012. – С. 2-50 – 2-53.*

ПРОКАТКА СЛОИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ Ti-Al С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Смирнов Г.В., Варгин А.Н., Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С.

Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН, smirnovgennady@gmail.com

В последнее время большое внимание уделяется повышению функциональных свойств титановых сплавов. Наибольший интерес представляет алюминид титана, особенно γ -TiAl, обладающий наибольшей удельной прочностью, жаропрочностью и жаростойкостью. Однако широкое применение этого уникального материала затруднено из-за низкой пластичности. В большей степени это касается листового материала, получение которого связано с многократной и сравнительно большой деформацией. В данной работе предложена концепция получения листового слоистого материала, упрочнённого интерметаллидами системы Ti - Al, суть которой состоит в том, что вначале из чередующихся слоев металлических титана и алюминия получают слоистый материал путем их совместной прокатки. Затем его подвергают нагреву до определенной температуры и в результате экзотермической реакции между слоями образуются химические соединения, объемная доля которых зависит от температуры и времени выдержки.

Для получения слоистого композита исходными материалами были выбраны алюминий марки А5 и титан марки ВТ1-0. В соответствии с требованиями ОСТ 1-90145-74 «Фольга из титановых сплавов» титан поставляется в нагартованном состоянии и по своим пластическим характеристикам заметно уступает алюминию. С целью предотвращения надрывов и увеличения пластических характеристик титанового слоя проводился вакуумный отжиг фольги при 530 °С, с медленным охлаждением в вакууме. Это позволило не только провести смягчающий отжиг, но и снизить содержание азота и водорода, повышая пластичность титановой составляющей пакета.

Из карточек титана размерами 0,1x50x100 мм и пластин алюминия размерами 0,02x50x100 были собраны пакеты с различными толщинами и соотношением слоёв. Выбор обусловлен тем, что материалы, составляющие пакеты, имеют резко отличающиеся пластические и прочностные характеристики и при их совместной пластической деформации неизбежно возникнет большая неравномерность обжатия слоёв, особенно на конечных стадиях деформации. [1,3]

Для выбора оптимальных условий получения стехиометрического состава для преимущественного образования γ -TiAl при последующей высокотемпературной обработке композита были изготовлены пакеты с различным исходным соотношением толщин слоёв титана и алюминия, а именно 100/20, 100/40, 100/60 и 100/200 (мкм).

С целью предотвращения смещения слоёв относительно друг друга передний конец пакета фиксировался с помощью стальных заклёпок. Для предотвращения сдвига слоёв валками в направлении прокатки при подаче пакета в клеть вакуумного прокатного стана ДУО-170, а так же для получения более равномерной деформации пакета, применяли стальные обкладки толщиной 1 мм. На внутреннюю поверхность защитных стальных полос, для предотвращения схватывания с пакетом, предварительно наносили противосварочную пасту.

С целью наглядного изучения послойной деформации пакета использовались пакеты с более толстыми слоями Ti и Al (0,5 мм и 0,1 мм соответственно) (Рис.1).

Поскольку процесс прокатки совмещённый со сваркой в твёрдой фазе проводился при температурах 450-520 °С, а известно, что титан активно взаимодействует с газами, входящими в состав атмосферы, то для предотвращения окисления и обеспечения условий для прочного соединения слоёв, первичную деформацию пакетов проводили на вакуумном прокатном стане ДУО-170 (вакуум $5 \cdot 10^{-5}$ мм.рт.ст.) в ИМЕТ РАН. Последующую раскатку сваренных пакетов осуществляли на воздухе, на прокатном стане ДУО-300 и КВАРТО 110/320x300.

Для получения большего количества данных при меньшем количестве проходов были изготовлены ступенчатые обкладки. Это позволяет за один проход получить 3 разных степени обжатия, от 29 до 57%.

Температурный режим прокатки пакетов выбирали так, что бы исключить образование между слоями хрупких интерметаллидов, резко снижающих технологическую пластичность материала. С целью определения температуры начала образования интерметаллидных фаз в реальных условиях прокатки, прокатка пакетов в вакууме осуществлялась при разных температурах 450-520 °С. Установлено, что при температуре прокатки 470 интерметаллиды практически не образуются (до 0,5%). В то же время, при этой температуре титан и алюминий сохраняют пластические свойства, необходимые для получения композита.

С целью оптимизации режимов прокатки слоистого пакета, для обеспечения диффузионной сварки, предотвращения разрывов слоёв в пакете и предотвращения образования интерметаллидных фаз варьировалась степень деформации на различных стадиях прокатки. Исходная толщина пакетов составляла 3,6; 4,2; 5; 4,2; 7,2 и 8,0 мм. Конечная толщина всех пакетов - 0,8 мм. Установлено, что при прокатке пакета на первом проходе при сварке в твёрдой фазе оптимальной является степень деформации 25-40%, а при последующей раскатке сваренных слоёв – 8-10% за проход. В работах [4,5] установлена значительная неравномерность деформации титанового и алюминиевого слоёв. В большей степени деформируются слои алюминия. Не смотря на предварительно проведённый отжиг, в титановых слоях образуются сужения, что в конечном итоге приводит к нарушению сплошности слоя. Шейкообразование на титановом слое вызвано большей разницей в характеристиках пластичности титана и алюминия. При одинаковых степенях деформации титан разрушается, а алюминий нет. Причем разрывы титанового слоя носят периодический характер, что связано с накоплением деформации. При достижении её критического значения происходит разрушение титанового слоя.

Результаты, полученные при прокатке пакета из чередующихся слоев титана и алюминия до толщины 2,4 мм (Рис. 3) показали, что приповерхностные слои деформируются в большей степени. Степень деформации в приповерхностных слоях не превышала в среднем 50-60%, в то время как в центральных слоях она составляла в среднем 35 - 45%. Что является важным фактором, который необходимо учитывать при формировании пакета. Таким образом, изменяя толщину исходного пакета можно получить слоистый материал с различными служебными характеристиками, что расширяет области применения получаемого слоистого материала.

Степень нагартованности составляющих пакета оценивали сравнивая микротвёрдость полученных слоёв с микротвёрдостью исходного титана и алюминия (Таблица 2).

При увеличении обжатия слоистой заготовки с 45% до 98% микротвёрдость титанового слоя практически не изменилась, тогда как микротвёрдость алюминиевого слоя увеличилась на 30-40%.

Соотношение слоев оказывает существенное влияние на прочностные и пластические свойства материала. Механические испытания показывают, что увеличение доли слоёв алюминия в пакете приводит к повышению прочности и снижению пластичности композита. Это объясняется активным образованием интерметаллидов по границам раздела Ti-Al. Так, для слоистого материала с соотношением слоев Ti и Al 1/1 предел прочности составил 198 МПа, предел текучести – 151 МПа, относительное удлинение – 2,9%, а при соотношении слоев 1:2 эти характеристики стали равны: $\sigma_b = 297$ МПа, $\sigma_{0.2} = 248$ МПа, $\delta = 0,36\%$ (таблица 3). Следует отметить, что характер разрушения образцов был хрупким, значения механических свойств слоистого материала значительно выше, чем монолитного алюминия, и ниже, чем у монолитного титана.

С целью получения равномерного распределения интерметаллидных фаз оптимального размера по объёму композита проводился вакуумный отжиг образцов при разных температурах и времени выдержки.

Формирование интерметаллидных фаз проводили в вакууме в температурном интервале 510-1100°C с выдержкой от 0 до 4 часов (таблица 3). Фазовый состав и количество образовавшихся интерметаллидов при нагреве определяли на установке рентгеноструктурного анализа (ДРОН).

Рентгеноструктурный анализ слоистого материала показал, что после деформации все же образуются в совокупности до 4-6% интерметаллидов Ti_3Al , $TiAl$ и Ti_2Al . Это связано, очевидно, с локальным разогревом свыше 500°C материала при деформации.

Следует отметить, что после нагрева слоистого материала до различных температур и времени выдержки во всех случаях образуются все перечисленные выше интерметаллиды.

РАЦИОНАЛЬНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ СТАЛИ 40X ДЛЯ ВЫСАДКИ УПРОЧНЕННЫХ БОЛТОВ

Филиппов А.А., Пачурин Г.В.

Россия, Нижегородский государственный технический университет
им. Р.Е. Алексеева, E-mail.:PachurinGV@mail.ru

RATIONAL STEEL PROCESSING TECHNOLOGY FOR LANDING 40X HARDENING BOLTS Filipov AA, Pachurin GV

Based on the study of the influence of the structure, mechanical properties and hardness of hot-rolled steel on its quality for the different modes of technological preparation develop rational resource-saving mode of technological processing steel 40X in order to obtain high-quality hardened long bolts.

На основании анализа влияния режимов технологической обработки проката получены требуемые механические характеристики как проката, так и болтовых изделий из стали 40X без дальнейшей их закалки и отпуска. По данной технологии получен патент на изобретение №2380432 [1-3].

Сравнительные схемы изготовления проката по действующей и предлагаемой технологиям показаны на рис.1.

Предлагаемая технологическая схема подготовки проката:

- 1) отжиг г/к проката: температура нагрева 770⁰С, выдержка 3 часа, охлаждение до температуры 700⁰С, выдержка 3 часа, охлаждение с печью;
- 2) подготовка поверхности проката к волочению;
- 3) предварительная деформации методом волочения со степенью деформации 15% (с диаметром 13,0 мм на 11,95 мм);

Сравнительные схемы изготовления проката стали 40X

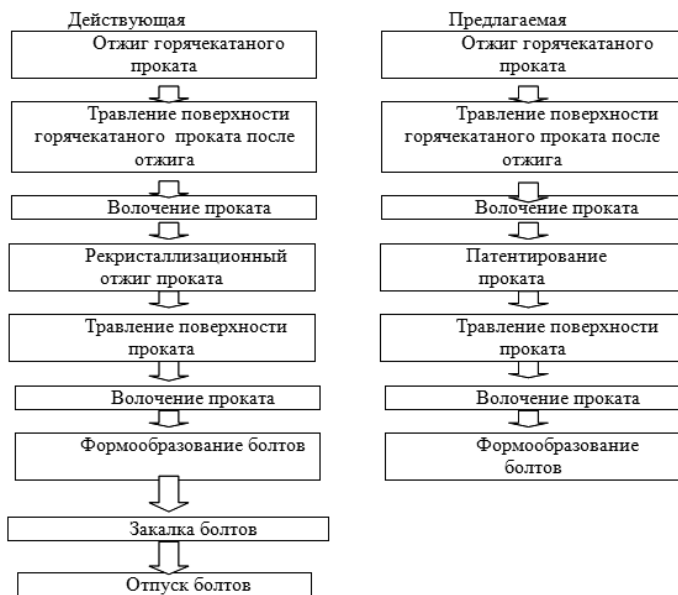


Рис. 1. Сравнение схем предложенного варианта с действующим на производстве

- 4) патентирование проката: температура нагрева 880⁰С, охлаждение при температуре селитровой ванны 400⁰С (выдержка 5 мин.), охлаждение на воздухе (1 мин.), окончательное охлаждение в воде;

- 5) подготовка поверхности проката с фосфатированием;
- 6) окончательная деформация методом волочения с деформацией 5% (с диаметра 11,95 мм на 11,65 мм);
- 7) высадка и накатка резьбы упрочненных длинномерных болтов (M12x110мм).

По действующей технологии из проката изготавливается крепеж методом ХОШ с последующей его закалкой и отпускаем. При этом в результате закалки в длинномерных изделиях могут возникать деформации и трещины, что снижает качество болтов и повышает их отбраковку.

По предложенной технологии из проката методом ХОШ изготовлены упрочненные длинномерные болты M12x110 и M10x95 с низкой обрезной головкой и проведено их статическое испытание. Испытания болтов M12x110 и M10x95 проводились в соответствии ГОСТ 1759.4-87. Характер излома болтов со структурой «сорбит патентирования» - волокнистый.

Анализ микрорельефа излома выявил наличие матовой шероховатой поверхности с признаками пластической деформации (утяжки). Разрушение болтов при натуральных испытаниях происходило по резьбе.

Волокнистый излом по классификации энергетического разрушения относится по характеру разрушения к вязкому виду разрушения. Это значит, что болты с данной структурой обладают высокой работой разрушения.

Упрочненные длинномерные болты M12x110 и M10x95 с короткой обрезной головкой, изготовленные из калиброванного проката с микроструктурой «сорбита патентирования» и упрочненные пластической деформацией в процессе редуцирования и накатки резьбы обладают комплексом прочностных и пластических характеристик, соответствующих классу прочности 9.8 крепежа ГОСТ Р 52643-2006.

Выводы.

1. Разработана и предложена рациональная технологическая схема подготовки проката стали 40X диаметром 9,65 и 11,7 мм для получения упрочненных длинномерных болтов с низкой обрезной головкой, соответствующих классу прочности 9.8, исключая операции закалки и отпуска изделий.
2. Предлагаемая технологическая схема подготовки является ресурсосберегающей, т.к. исключаются операции закалки и отпуска изделий. Затраты по закалке и отпуску готовых метизов составляют более 8% от их стоимости. Это приводит к снижению трудо- и энергозатрат.
3. Отсутствие закалки и отпуска длинномерных изделий позволяет избежать коробления и трещин и, как следствие, повышает качество длинномерных болтов и исключает операцию отбраковки и рихтовки.
4. Предлагаемая технологическая схема подготовки проката является также экологичной, так как отсутствие закалки и отпуска позволяет исключить из производственного процесса газовые проходные печи и селитровые ванны. Это обеспечивает снижение выбросов отработанных газов в атмосферу и использования солей в производстве.

Список литературы

1. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Термическая подготовка калиброванного проката из стали 40X к холодной высадке высокопрочных крепежных изделий // Метизы, 2010, № 01 (22). С. 56-57.
2. Пачурин Г.В., Филиппов А.А. Экономичная технология подготовки стали 40X к холодной высадке крепежных изделий // Вестник машиностроения. 2008. № 7. С. 53-56.
3. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Патент на изобретение «Способ обработки горячекатаного проката под высадку болтов», Патент RU 2380432 C1 C21D 8/06. 2008151317/02; Заявл. 23.12.2008; Опубл. 27.01.2010. Бюл. № 3.

СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОКАТА ПОСЛЕ ПАТЕНТИРОВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ

Филиппов А.А., Пачурин Г.В.

Россия, Нижегородский государственный технический университет
им. П.Е. Алексеева, E-mail.:PachurinGV@mail.ru

STRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL AFTER PATENTING AND PLASTIC HARDENING DRAWING

Filippov AA, Pachurin GV

The results of the study a comprehensive assessment of the structure and mechanical properties of rolled steel 40Cr steel, produced by patenting and plastic hardening at drawing with different degrees of compression, which takes into account both its strength and plastic characteristics.

Анализ прочностных и пластических характеристик горячекатаного (г/к) проката после деформации методом волочения от 5 до 60% показывает [1-5], что с увеличением обжатия от 5 до 60%, увеличиваются его прочностные и снижаются пластические характеристики, что согласуется с опубликованными в литературе результатами на других марках сталей.

Выявлено, что с увеличением степени деформации от 5% до 60% и последующем патентировании при температуре 400°C, прочностные характеристики проката изменяются немонотонно. Предел текучести при обжатиях от 5 до 60% увеличивается с 690 до 780 МПа. Предел прочности при обжатиях от 5 до 60% увеличивается с 910 до 1040 МПа. При этом кратковременный нагрев проката (5 минут) при температуре 880 снимает наклёп полностью.

Анализируя полученные зависимости пластичности, можно сделать вывод, что с увеличением обжатия от 5 до 60% при температуре патентирования 400°C, пластические характеристики проката изменяются незначительно, и остаются на достаточно высоком уровне ($\psi=53-58\%$; $\delta=15-17\%$). Твердость образца при температуре патентирования 400°C, находится в пределах от 27 до 30 HRC, но в результате операции патентирования может происходить изменение профиля поверхности проката, которое не позволит обеспечить точность геометрии готового изделия.

Микроструктура г/к проката представляет собой - перлит сорбитообразный + феррит в виде разорванной сетки по границам перлитных зерен. В структуре отсутствует полосчатый и структурно-свободный цементит на границах зерен в виде столбчатый или сетки. Микроструктура не имеет грубопластинчатого перлита и видманштетовой структуры. При прочих положительных условиях подготовки проката можно ожидать на высаженных упрочненных длинномерных болтах отсутствие трещин.

При волочении и последующем патентировании проката при температуре 370°C образуется структура «троостит». Прокат с такой структурой обладает высокими прочностными характеристиками ($\sigma_{\text{в}}=1100$ МПа), недостаточной пластичностью ($\psi=33\%$) и высокой твердостью (HRC 35). Данная структура не рекомендуется для изготовления из него длинномерных болтов методом ХОШ. После волочения и патентирования проката при температурах 400, 425, 450 и 550°C образцы имеют структуру «сорбит патентирования». Образованный из аустенита, при патентировании калиброванного проката при температурах 400, 425, 450 и 550°C, сорбит виден при увеличении $\times 500$.

Снижение значений $\sigma_{\text{в}}$ и σ_{T} при деформации со степенями обжатия более 30% обусловлено особенностями формирования очага деформации, ведущему к интенсивному пластическому течению, как по перчному сечению проката, так и зернах с разной ориентацией.

При обжатиях от 5 до 20% пластические характеристики остаются на достаточно высоком уровне ~52-60%. При степени деформации 30% прокат достигает минимального значения своих пластических характеристик. При обжатиях свыше 35% пластические характеристики снова начинают увеличиваться ввиду начала интенсивного пластического течения, что согласуется с данными других авторов.

Дальнейшее повышение температуры патентирования $^{\circ}\text{C}_{\text{до}} \text{приводит}$ к существенному возрастанию пластичности ($\psi=58-62\%$), но снижению прочности (905 МПа) и твердости (HRC 22), что связывается с полным распадом до температуры 550 переохлажденного аустенита в ферритно-цементитную смесь (сорбит).

После патентирования при температуре 500°C прокат имеет структуру «сорбит и включения мартенсита». Мартенсит образовался из аустенита при патентировании проката при температуре 500°C и хорошо виден при увеличении $\times 600$. Это объясняется тем, что за 5 минут при температуре 500°C не заканчивается полностью превращение аустенита и при последующем охлаждении оставшейся аустенит переходит в мартенсит. Образцы не выдержали испытания осадкой 50%.

Анализ механических характеристик проката после патентирования и 500 последующего волочения показывает, что прокат при патентировании и 500 волочении с обжатием от 5 до 20% способен поддаваться пластической деформации. При деформациях от 30 до 60% происходит его обрыв в волоке волочильного стана. В этом случае исследуемый прокат теряет полностью пластичность. Структуре «сорбит с участками мартенсита» соответствует разнородная твердость проката.

Вытянутость зерен калиброванного проката начинается с 20% степени обжатия. При деформации 40 и 60% текстура составляет 100% структуры, то есть при обжатиях 40% и более практически все составляющие микроструктуры ориентированы вдоль оси деформации. В процессе волочения с обжатием 30, 40 и 60 %, предварительно патентированного проката при температуре 500°C, произошла полная потеря его пластичности и разрушение образца, вследствие образования внутренних трещин. Прокат с обжатиями 30, 40 и 60%, предварительно патентированный при температуре 500°C, под воздействием внешних растягивающих усилий не обладает способностью к холодной пластической деформации: прокат при растяжении разрушался при волочении.

В процессе растяжения создались благоприятные условия для роста трещин в направлении, перпендикулярном действию растягивающих сил. Микроструктура проката «сорбит с включениями мартенсита» является структурой неоднородной, что привело к неоднородности деформации по сечению проката. Неоднородность деформации вызвала в поверхностных слоях перенаклеп и появление по этой причине очагов разрушения, а в центре – появление осевых разрывов из-за избыточных растягивающих напряжений.

Сравнение критериев работоспособности (W_c , K_{zt} , $K_{рт}$) по различным вариантам технологической обработки, показало, что калиброванный прокат, обработанный по режиму: патентирование при температуре 500°C и волочение со степенью обжатия 5%, более предпочтителен, чем прокат, обработанный по другим режимам, включая действующий.

Полученные значения показателя энергоёмкости W_c проката стали 40X определяются сочетанием характеристик прочности (предел текучести и предел прочности) и пластичности (равномерной и предельной деформаций). Критерии зарождения трещины исследуемого проката контролируется в основном величиной показателей пластичности.

Самые высокие значения K_{zt} имеет прокат, обработанный по режиму: патентирование при температуре 400°C и при последующем волочении со степенью деформации 5%; самые низкие показатели K_{zt} у проката, обработанного по режиму: патентирование при температуре 370°C и волочение со степенью деформации 40%.

Режим патентирования при температуре 400°C и обжатие со степенью 5% обеспечивают достаточную твердость (HB 286) и прочность ($\sigma_b = 970$ МПа) при сохранении достаточного уровня пластичности ($\Psi = 55\%$). Комплекс механических характеристик проката сформировался благодаря термической операции патентирования и деформационному упрочнению методом окончательного волочения. Образцы выдержали испытание осадкой 66% первоначальной высоты.

Список литературы

1. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Разработка конкурентоспособных технологий подготовки хромистых сталей под холодную высадку высокопрочных крепежных изделий // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 10. С. 28-32.
2. Филиппов А.А., Пачурин К.Г., Пачурин Г.В. К вопросу термической обработки стали 40X при подготовке калиброванного проката под холодную высадку крепежа // Тяжелое машиностроение, 2008. №12. С. 19-21.
3. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Выбор температуры изотермической закалки перед калибровкой проката стали 40X // «Ремонт. Восстановление. Модернизация», 2007, №10. С. 33-35.

4. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Температура изотермической закалки калиброванного проката из стали 40Х под холодную высадку // Заготовительные производства в машиностроении, 2007, №10. С. 44-46.
5. Пачурин Г.В., Филиппов А.А. Выбор рациональных значений степени обжата горячекатаной стали 40Х перед холодной высадкой метизов // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2008. № 7. С. 23- 25.

ОБОСНОВАНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ ПОДГОТОВКИ СТАЛЬНЫХ ЗАГОВОК ДЛЯ ВЫСАДКИ УПРОЧНЕННЫХ БОЛТОВ

Филиппов А.А., Пачурин Г.В.

Россия, Нижегородский государственный технический университет

им. П.Е. Алексеева

E-mail.:PachurinGV@mail.ru

BASIS OF PREPARATION DIRECTIONS STEEL PARTS FOR LANDING HARDENING BOLTS Filipov AA, Pachurin GV

Based on the analysis of domestic and literature substantiated research areas integrated assessment of the rental received by patenting and plastic hardening at drawing, taking into account both its strength and plastic characteristics.

Важнейшей задачей развития современного крепежа является улучшение качества металлопродукции и изготавливаемых из нее деталей. Низкая доля применения упрочненного крепежа представляется негативным технико-экономическим показателем как промышленности, производящей эту продукцию, так и промышленности, производящей конструкции, применяющей крепеж. Для первой – это неоправданное повышение материалоемкости производства деталей. Для второй – нерациональное завышение веса конструкций и, соответственно, ухудшение их эксплуатационных качеств.

Решение проблемы расширения отечественного производства упрочненного крепежа представляет собой актуальную задачу для отечественной промышленности и охватывает различные отрасли.

Одним из приоритетных направлений в решении этой задачи является снижение стоимости производимого крепежа за счёт рационализации технологии его упрочняющей обработки и минимизации стоимости стали, например, относительно боросодержащих сталей [1].

В плане минимизации стоимости стали наиболее предпочтительной представляется стандартизованная сталь марки 40Х (ГОСТ 4543). Данная марка стали при необходимости может быть регламентирована по прокаливаемости, что имеет существенное значение в обеспечении стабильности качества термического упрочнения. Сталь 40Х традиционно имеет наибольшее распространение для упрочняемых крепежных изделий и зарекомендовала себя легко осваиваемой метизным производством любой степени массовости. При этом соответствующее содержание углерода и достаточно экономное легирование хромом упрощает реализацию предлагаемого технического решения во всех его технологических компонентах.

На основе анализа состояния поставляемого металлопроката с отечественных и зарубежных металлургических предприятий [2-8], используемого для изготовления различных видов крепежной продукции, закономерностей влияния термической обработки, степени обжата проката на микроструктуру, его твердость, прочностные и пластические характеристики, рассмотрения основных технологических вариантов подготовки проката для получения крепежных изделий класса прочности 8.8 и выше установлено, что основным способом получения высокопрочного крепежа является высадка из проката после волочения, имеющего микроструктуру зернистый перлит.

После холодной объемной штамповки (ХОШ) их подвергают закалке и отпуску. После закалки на крепеже могут образовываться микротрещины и обезуглероженный слой. Если вопрос подготовки проката с микроструктурой 80-100% зернистого перлита изучен достаточно глубоко, то из-за роста сопротивления пластической деформации, имеющего структуру сорбит патентирования, уделяется недостаточное внимание.

Общим недостатком, термически обработанного проката в действующих технологиях, является локальная неоднородность механических свойств, наблюдающаяся на соседних участках проката небольшой протяженности и по всей длине мотка. Поэтому требует исследования вопрос получения проката с равномерными механическими характеристиками по длине мотка для изготовления упрочненных длинномерных болтов с требованиями ГОСТ Р 52643-2006 «Болты и гайки высокопрочные и шайбы для металлических конструкций» без последующей их закалки и отпуска.

Вопрос о комплексном влиянии патентирования и волочения с различными обжатиями на структуру, прочностные и пластические характеристики, твердость проката в литературе освещен недостаточно, поэтому требует более детального изучения.

Требуется комплексная оценка состояния проката, полученного методом патентирования и пластического упрочнения при волочении, которая учитывает одновременно прочностные и пластические его характеристики.

С этой целью в работе были поставлены следующие задачи:

- установить закономерности влияния структуры, механических характеристик и твердости горячекатаного (г/к) проката на качество проката для различных режимов технологической подготовки;

- исследовать влияние степени обжатия на структуру и механические характеристики проката после волочения;

- исследовать совместное влияние термической (патентирования) и пластической обработок на структуру и механические свойства проката и выбрать оптимальные их режимы под холодную высадку крепежных изделий.

- установить оптимальную технологическую схему подготовки калиброванного проката стали 40Х для дальнейшего изготовления из него упрочненных длинномерных болтов с низкой обрезной головкой, соответствующих классу прочности 9.8.

Для их решения исследовался г/к прокат конструкционной легированной стали перлитного класса марки 40Х и изготовленный из него прокат для высадки упрочненного крепежа. Изучению подвергался прокат до и после волочения с различными прочностными и пластическими характеристиками, получаемый после сфероидизирующего отжига и патентирования.

Прокат изучался в недеформированном состоянии, а также после различных степеней обжатия при волочении с целью определения его пригодности по прочностным и пластическим характеристикам, и твердости для ХОШ длинномерных болтовых изделий согласно ГОСТ 10702-78 «Сталь качественная конструкционная углеродистая и легированная для холодного выдавливания и высадки».

Исследованию подвергались микроструктура, прочностные и пластические характеристики, твердость проката до и после операции волочения и патентирования.

Проводились испытания на осадку, определение качества поверхности, оценка структурно-энергетических комплексов разрушения и др. Прочностные (σ_b , $\sigma_{0.2}$) и пластические (Ψ , δ), свойства, твердость горячекатаного и калиброванного проката определялись по двум вариантам:

- калибрование горячекатаного и калиброванного металлопроката со степенями обжатия 5, 10, 20, 30, 40 и 60% с последующим патентированием при температуре 370, 400, 425, 450, 500 и 550°C;

- патентирование при 370, 400, 450, 500 и 550°C и последующее калибрование со степенями обжатия 5, 10, 20, 30, 40 и 60%.

Список литературы

1. Филиппов А.А., Власов О.В., Пачурин Г.В. Технология подготовки калиброванного проката стали 38ХГНМ под холодную объемную штамповку // Ремонт. Восстановление. Модернизация, 2010, №4. С. 40-43.

2. Филиппов А.А., Пачурин Г.В., Гушин А.Н., Пачурин В.Г. Повышение качества поверхности стального проката под калибровку перед высадкой крепежных изделий // журнал Заготовительное производство №3, 2007. С. 51-53.

3. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Анализ поверхностных дефектов заготовок горячекатаного проката для холодной высадки метизов // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 5. С. 35-37.

4. Филиппов А.А., Пачурин В.Г., Пачурин Г.В. Анализ контроля качества поверхности горячекатаного проката для холодной высадки метизов // Современные наукоемкие технологии, 2010, №12. С. 115-117.

5. Филиппов А.А., Пачурин К.Г., Гуцин А.Н., Пачурин Г.В. Анализ дефектности горячекатаного проката для холодной высадки метизов // Фундаментальные исследования, 2006, №4. С. 38-39.

6. Филиппов А.А., Пачурин Г.В. Анализ поверхностных дефектов заготовок горячекатаного проката для холодной высадки метизов // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 5. С. 35-37.5.

7. Филиппов А.А., Пачурин В.Г., Пачурин Г.В. Анализ контроля качества поверхности горячекатаного проката для холодной высадки метизов // Современные наукоемкие технологии, 2010, №12. С. 115-117.

8. Пачурин Г.В., Филиппов А.А. Выбор рациональных значений степени обжатия горячекатаной стали 40Х перед холодной высадкой метизов // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 2008. № 7. С. 23- 25.

ПРИМЕНЕНИЕ КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ КОКРАФТА-ЛАТАМА ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ МАРШРУТОВ ПРОФИЛИРОВАНИЯ ХОЛОДНОГНУТЫХ ПРОФИЛЕЙ ИЗ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ И ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ

Хохлов А.В., Голубчик Э.М.

Россия, ФГБОУ ВПО «Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И.Носова», lateray@mail.ru

APPLICATION OF COCKROFT-LATHAM CRITERION IN ENGINEERING ROUTE OF PROFILING BENT PROFILES FROM STEEL GRADES OF INCREASED AND HIGH DURABILITY

Khokhlov A.V., Golubchik E.M.

Annotation. Scientists ФГБОУ ВПО «МГТУ им.Г.И. Носова» new approach to development of profiling and calibration of routes for the manufacture of shaped roll-formed profiles steel grades of increased and high durability. Is the result of modeling of lump roll-formed profiling channel out of steel grade S550MC in software package DEFORM-3©

Повышение спроса на рынке металлопродукции холодногнутых профилей с каждым годом становится все более устойчивой тенденцией. Происходит это вследствие того, что данный вид металлопродукции может сочетать высокую жесткость конструкции с ее малым весом и иметь практически любое поперечное сечение. Основным направлением развития данного вида продукции является повышение прочностных свойств металла, за счет использования новых марок стали повышенной и высокой прочности. Достаточно высоким спросом данная металлопродукция пользуется в грузовом автомобилестроении, в частности для создания основной несущей конструкции автомобиля – лонжеронной рамы.

На сегодняшний день для совершенствования существующей технологии производства лонжеронной заготовки из стали высокой и повышенной прочности необходимо разработать систему, которая могла бы заранее определять границы и возможности процесса, вероятность появления дефектов, связанных с трещинообразованием, а также их локализацию на начальной стадии производства. Другими словами, создание эффективного маршрута профилирования и разработки калибровок для его реализации.

При профилировании заготовка в месте изгиба испытывает растягивающие и сжимающие напряжения, при этом, на возможность возникновения трещинообразования значительно влияет растягивающее напряжение. Поэтому основной задачей при создании калибрующей системы является определение уровня напряжений и степени деформации при профилировании. Определяя данные параметры, возможно рассчитать запас пластичности для исследуемой марки стали, что особенно важно для высокопрочных сталей.

Учеными и аспирантами кафедры машиностроительных и металлургических технологий была разработана схема моделирования в программном комплексе DEFORM [1,2] позволяющая оценить и спрогнозировать вероятность возникновения дефектов, связанных с нарушением сплошности обрабатываемой заготовки, например, образование трещин.

Оценка нарушения сплошности производится с помощью критерия разрушения Кокрафта-Латама. Данный критерий предназначен для анализа и вычисления места перелома или трещинообразования обрабатываемого тела в холодном состоянии, учитывая накопление пластической деформации, интенсивность напряжений и максимальное главное растягивающее напряжение. Помимо оценки возникновения дефектов нарушения сплошности данная схема направлена на возможность расчета ресурса пластичности, а также выявления закономерностей распределения интенсивности напряжений по сечению обрабатываемой заготовки.

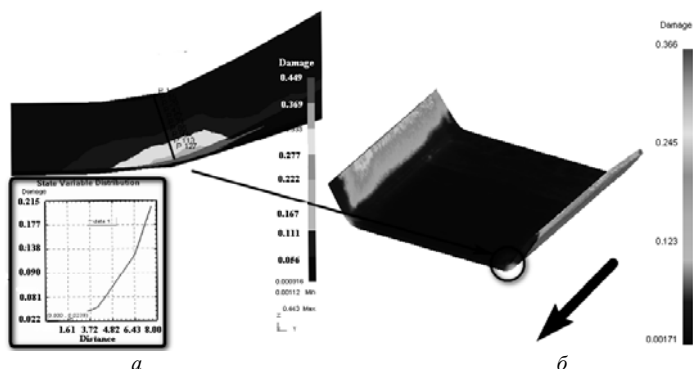


Рисунок 1 – Распределение полей величины критерия разрушения в поперечном сечении места изгиба (третий проход) (а) и по поверхности обрабатываемого тела (б) (шестой проход)

Произведя пробное моделирование на примере поштучного профилирования лонжеронной заготовки размерами 258x72x8 мм, с маршрутом профилирования включающим 9 проходов, были получены и проанализированы данные после каждого прохода (профилирующей клетки). Маршрут профилирования принимался следующий: 10° - 20° - 32° - 44° - 58° - 70° - 80° - 88° - 90° . Наиболее важными показателями при изучении схемы профилирования явились:

- распределение интенсивности напряжений;
- вычисление ресурса пластичности (по критерию разрушения Кокрафта - Латама).

Изучая распределение и величину данных показателей в месте изгиба и на поверхности обрабатываемого тела, можно делать выводы, о том насколько эффективна разработанная калибровка. На рисунке 1 представлены поля распределения величины критерия разрушения как по сечению (в месте изгиба а), так и по поверхности обрабатываемой заготовки (б).

Значение критерия разрушения возрастает от прохода к проходу, как в месте изгиба, так и по телу подгибаемой полки, что может быть следствием возникновения растягивающих напряжений в области плавного перехода в процессе профилирования.

Данная схема является одним из этапов разработки универсальной системы, позволяющей производить учет прочностных параметров исходной заготовки, напряженное состояние в процессе моделирования при расчете калибровок для фасонных холодногнутых профилей. Учет в данной системе критерия разрушения Кокрафта-Латама, для определения запаса пластичности, дает возможность при расчете параметров калибровки варьировать ее геометрические параметры в сторону увеличения жесткости профиля посредством уменьшения радиусов изгиба места сопряжения основания с полками.

Список литературы:

1. Голубчик Э.М., Архандеев А.В., Хохлов А.В. Особенности технологии профилирования фасонных гнутых профилей из высокопрочных сталей // Формообразование

гнутых профилей: теория и практика (2012 г.): Сборник научных трудов / под науч. ред. д-ра техн. наук, профессора В.И. Филимонова. – Ульяновск : УЛГТУ, 2012. – С. 26-30

2. Голубчик Э.М., Телегин В.Е., Хохлов А.В. Производство специальных видов проката // Производство проката. – 2013. – №1. – С. 27-29.

3. Голубчик Э.М., Хохлов А.В. К расчету схемы профилирования при производстве холодногнутого профиля из сталей повышенной прочности с учетом критерия разрушения // Инновационные процессы получения и обработки сплавов с ультрамелкозернистой структурой: сб. материалов междуз. конф. МГТУ, – 2013. – С.131-134

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕДИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ДИНАМИЧЕСКОМУ НАГРУЖЕНИЮ

Чембарисова Р.Г., Дун Ю.Ч., Александров И.В.

*Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет
chroza@yandex.ru, dongyuecheng@mail.ru, iva@mail.rb.ru*

PLASTIC DEFORMATION OF CU SUBJECTED TO DYNAMIC LOADING

Chembarisova R.G., Dong Y.C., Aleksadrov I.V.

The paper presents the results of development and application of an elastic-plastic model with account of kinetics of dislocations, point defects and deformation twinning describing plastic deformation of Cu during dynamic loading. The model allowed obtaining extensive information on the evolution of the density of dislocations and deformation twins, concentration of deformation vacancies, dislocation slip rate, misorientations between grains. The stress sensitivity to strain rate has been calculated against strain rate and grain size.

Напряжения, возникающие в деформируемом теле, зависят от внутренних структурных параметров, таких как размер зерна, плотность подвижных дислокаций и дислокаций леса, температуры, давления, а также скорости деформации. Принято считать, что при скорости деформации менее 10^5 с^{-1} тело испытывает квазистатическое нагружение, а при скорости деформации более 10^3 с^{-1} оно подвергается динамическому нагружению (ДН) [1]. Деформационное поведение металлических материалов при высоких скоростях деформации значительно отличается от случая квазистатических скоростей деформации. ДН заключается в приложении быстро возрастающих усилий и приводит к ускоренному движению частей тела друг относительно друга. На такое экстремальное воздействие металлические материалы откликаются увеличением напряжения течения [2]. При этом коэффициент деформационного упрочнения увеличивается. До достижения значения скорости деформации порядка 10^3 с^{-1} напряжение течения растет медленно, а затем начинает быстро расти с увеличением скорости деформации [2]. При высоких скоростях деформации в систему накачивается энергия, значительно превосходящая тепловую. В результате препятствия на пути скользящих дислокаций легко преодолеваются без участия термофлуктуаций. Диссипация энергии дислокации при этом обусловлена её переходом в энергию колебаний кристаллической решетки. При увеличении температуры с увеличением энергии колебаний решетки скорость дислокаций падает. Соответственно, при достаточно высоких скоростях деформирования с увеличением температуры может наблюдаться необычное увеличение напряжения течения [3]. Высокоскоростная деформация является адиабатическим процессом, поэтому температура деформируемого образца может повышаться также в процессе ДН [1]. Высокоскоростная деформация часто сопровождается образованием адиабатических полос сдвига [1, 4], локализующихся в областях наиболее активного протекания пластической деформации. Их образование связано с нестабильностью деформации и обусловлено тепловыми эффектами, сопровождающими пластическую деформацию. Размер зерен в образцах, подвергшихся ДН, намного меньше, чем при квазистатической деформации, что обусловлено высокой скоростью размножения дислокаций при ДН. Причем тело зерен не свободно от дислокаций, а углы разориентации между зернами достигают более высоких значений.

Пластическая деформация реализуется путем скопления дислокаций и двойникования. Причем в ГЦК металлах двойникование наблюдается при низких температурах [5] и/или при

высоких скоростях деформации [6]. В связи с этим при ДН наблюдается образование большого количества деформационных двойников.

Для исследования деформационного поведения Cu и анализа механизмов деформации при ДН была разработана модель упругопластического поведения среды с учетом кинетики дислокаций и точечных дефектов, которая учитывает такие параметры, как температура, скорость деформации, размер зерна. Основные теоретические соотношения упругопластического поведения среды были записаны для случая изотропной среды в условиях одноосной деформации. Тензор полной деформации в главных осях, одна из которых совпадает с осью нагружения, был представлен в виде суммы тензора упругих деформаций и тензора пластических деформаций. Считалось, что плоскость скольжения совпадает с плоскостью действия максимального сдвигового напряжения, вдоль которого пластические деформации максимальны.

Степень пластической деформации определялась на основе дислокационно-кинетических уравнений эволюции плотности дислокаций, учитывающих влияние границ зерен (ГЗ) на длину свободного пробега дислокаций, испускание дислокаций ГЗ, их размножение на препятствиях деформационного и недеформационного происхождения и аннигиляцию при двойном поперечном скольжении. Была учтена возможность аннигиляции избыточных сидячих краевых дислокаций в ГЗ при их неконсервативном движении в результате захвата вакансий. Считалось, что в условиях ДН возможно зарождение дислокаций в результате термоактивации. Модель позволила также получить информацию о скорости скольжения дислокаций.

Скользят дислокации блокируются границами двойников. Считалось, что увеличение плотности дислокаций, обусловленное наличием границ двойников, пропорционально величине обратной расстоянию между двойниками. Для учета влияния скопленных дислокаций у границ двойников на напряжение течения был использован закон типа Холла–Петча, отражающий зависимость напряжения течения от размера зерна. Для учета вклада двойникования в полную пластическую деформацию использовался закон смеси. Изменение плотности двойников в поликристаллах описывалось исходя из предположения, что зародышами двойников являются дислокации в ГЗ. Безразмерная плотность двойников определялась как вероятность нахождения границ двойников между любыми двумя соседними плоскостями скольжения, расстояние между которыми $h = a/\sqrt{3}$, где a – параметр решетки.

Модель позволила также оценить разориентировки между соседними зернами, концентрацию деформационных вакансий в процессе ДН. В рамках представленной модели была рассчитана чувствительность напряжения к скорости деформации в зависимости от размера зерна при ДН. Показано, что при очень больших скоростях нагружения рост скоростной чувствительности при уменьшении размера зерна ограничивается. Экспериментальными наблюдениями подтверждено, что измельчение микроструктуры может способствовать стабильности деформации [7]. Следовательно, увеличение коэффициента скоростной чувствительности, которое наблюдается при измельчении зерна, увеличивает сопротивление образованию динамических полос сдвига.

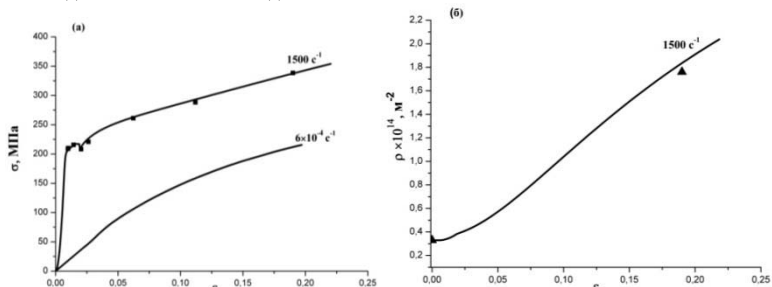


Рис. 1. Зависимость истинного напряжения течения от истинной степени деформации при ДН (модельная кривая) и квазистатической деформации сжатием Cu (экспериментальная кривая) (а). Модельная зависимость плотности дислокаций от истинной степени деформации при ДН Cu (б). ▲, ■ – экспериментальные значения.

Список литературы

1. Meyers M.A. Dynamic Behavior of Materials. John Wiley & Sons, New York. 1994.
2. Regazzoni G., Kocks U.F., Follansbee P.S. Acta Metall. 35 (1987) 2865.
3. Канель Г.И., Фортвов В.Е., Разоренов С.В. Успехи физических наук. 177 (2007) 809.
4. Bai Y., Dodd B. Adiabatic shear localization: occurrence, theories and applications. Pergamon Press, Oxford. 1992.
5. Blewitt T.H., Coltman R., Redman J.K. J. Appl. Phys. 28 (1957) 651.
6. Johari O., Thomas G. Acta Metall. 2 (1964) 1153.
7. Meyers M.A., Andrade U.R., Chokshi A.H. Metall. Mater. Trans. A 26 (1995) 2881.

ПОДГОТОВКА СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 40X ПОД ВЫСАДКУ БОЛТОВ

Чиненков С.В., Филиппов А.А., Пачурин Г.В.

*Россия, Нижегородский государственный технический университет
им. Р.Е. Алексеева, E-mail.: PachurinGV@mail.ru*

PREPARATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF STEEL MEHENICHESKIN 40X BOLTS FOR LANDING

Chinenkov SV, Filippov AA, Pachurin GV

Developed a rational and environmentally friendly alternative technology training structure and mechanical properties of rolled steel 40X for landing bolts, eliminating the mechanical turning of surface defects and costly operations in bell-type annealing furnaces.

В настоящее время вопросы разработки ресурсосберегающих технологий встают наиболее остро. Одно из направлений развития волоочильного производства – это повышение эффективности технологических процессов путем снижения металло- и энергосъёмов. К конструкционным материалам предъявляются все более высокие требования в отношении механических свойств. Одновременно усиливается потребность в снижении трудозатрат, экономии решения все более острых экологических проблем. В рамках современных требований повышения качества калиброванного проката необходимо изыскать дополнительные резервы на всех этапах технологического передела: оптимизации структуры металла, технологии его упрочнения и способов подготовки поверхности проката перед высадкой крепежа холодной объёмной штамповкой, что помимо чисто экономического эффекта позволит снизить нагрузки на формообразующий инструмент, а это даст возможность усложнить геометрию крепежа.

К болтам моторной группы автомобилей, предъявляются повышенные требования к наличию поверхностных дефектов: глубине поверхностных дефектов, наличию обезуглероженного слоя и чистоте поверхностного слоя. В действующих технологиях подготовки горячекатаный прокат подвергают пластическому упрочнению и снятию недопустимых дефектов поверхности путем дорогостоящей операцией отточки. Данные технологические операции приводят к значительному удорожанию метизных изделий. Таким образом, решение проблемы производства калиброванного проката без отжига на структуру зернистого перлита и рекристаллизационного отжига в колпаковых печах, а также отточки поверхности проката представляет собой актуальную задачу для волоочильного производства.

Одним из приоритетных направлений в решении этой задачи представляется в снижении стоимости производимого калиброванного проката за счёт рационализации структурного подхода при подготовке сортового металлопроката, обеспечивающей функциональное управление его свойствами. В работе это связывается с использованием фактора степени упрочнения, положительного влияния механо-электротермической подготовки структурно-механических свойств калиброванного проката на изменение механических характеристик, микроструктуры и величины обезуглероженного слоя. Данное решение подкреплено накопленным опытом метизного производства, свидетельствующим о возможности при подготовке горячекатаного проката отказаться в ряде случаев от традиционного термического отжига проката в печах. Негативные проявления традиционного термического отжига в полной мере относятся к калиброванному прокату для изготовления ответственного крепежа для

автомобильной промышленности. Предлагаемое техническое решение не исключает термического отжига, но он производится в виде индукционного нагрева, так как обеспечивает высокую стабильность поддержания температурного режима и исключает образования обезуглероженного слоя. Установлены рациональные степени обжатия при волочении проката стали 40X, имеющей наибольшее распространение в метизных предприятиях, изготавливающих крепеж для двигателей автомобилей, применяют сталь марки 40X.

Действующая схема переработки из горячекатаного проката диаметром 12,0 мм на готовый размер калиброванного проката 9,65 мм: сфероидизирующий отжиг в колпаковых печах с защитной атмосферой при температуре 750°C (общее время отжига – 24 часа); травление металлопроката до полного удаления окалины; волочение проката с диаметра 12,0 на 11,0 мм (степень обжатия -16,0%); рекристаллизационный отжиг в колпаковых печах с защитной атмосферой при температуре 670°C (общее время отжига 12 часов); травление металлопроката до полного удаления окалины; волочение проката с диаметра 11,0 мм до 10,2 мм (степень обжатия 14,0 %); обточка калиброванного проката с диаметра 10,2 мм на 9,97 мм; волочение проката с диаметра 9,97 на 9,65 мм (степень обжатия - 6,0%); покрытие смазочным материалом на готовом размере калиброванного проката (9,65мм). Обточка калиброванного проката производится с целью удаления поверхностных дефектов и устранения обезуглероженного слоя. При обточке поверхности металлопроката, кроме наклепа, возникают и другие недопустимые дефекты поверхности. Кроме вышеназванных недостатков, при данной технологии в стружку отправляется более 5,5% металла (более 55 кг с тонны металла). Кроме того, дополнительно возникают проблемы с появлением обезуглероженного слоя и необходимостью его последующего удаления с поверхности проката.

Для исключения вышеназванных недостатков авторами были исследованы следующие схемы подготовки проката для изготовления ответственных болтов автомобиля.

1. Травление г/к проката диаметром 12,0 мм → волочение с диаметра 12,0 мм на 11,0 мм (степень обжатия 15,9%) → отжиг ТВЧ (760°-780°C) → травление → волочение с диаметра 11,0 мм на 9,65мм (степень обжатия 23%) → отжиг ТВЧ (760°-780°C) → травление → волочение через фильтр диаметром 9,65 мм (в пределах упругой деформации). Суммарное обжатие 38,9%.

2. Отжиг горячекатаного проката ТВЧ (760 -780°C диаметром 14,0 мм → травление → волочение с диаметра 14,0 мм на 12,50 мм (степень обжатия 20%) → отжиг ТВЧ (760°-780°C) → травление → волочение с диаметра 12,50 мм на 11,00мм (степень обжатия 22,00%) → отжиг ТВЧ (760°-780°C) → травление → волочение с диаметра 11,00 мм на 9,65 мм (степень обжатия 23,00%) → отжиг ТВЧ (760°-780°C) → травление → волочение через фильтр диаметром 9,65 мм (в пределах упругой деформации). Суммарное обжатие 65%.

Установлено, что горячекатаный прокат имеет по длине неравномерные механические характеристики. Прочностные характеристики у образцов, взятых от внутренних и внешних концов различны: σ_b и $\sigma_{0,2}$ выше у внешних концов и ниже у внутренних концов мотка. Это связано с более высокой скоростью охлаждения внешней стороны мотка. Микроструктура у внешних концов более мелкодисперсная, хотя составляющая её одинаковая. Пластические характеристики и твердость у внешних и внутренних концов практически одинаковые. После отжига ТВЧ горячекатаного проката микроструктура становится менее мелкодисперсной и более равномерной по сравнению микроструктурой горячекатаного проката. Такое изменение структурного состояния приводит к снижению прочностных характеристик и твердости и повышению пластичности. С увеличением количества отжигов ТВЧ при температуре 760-780°C после холодной пластической деформации волочением наблюдается значительное изменение микроструктурного состояния, а именно сорбитообразный перлит становится менее дисперсным, а после отжига на размер 11,0мм в структуре появляется мелкозернистый перлит. После четвертого отжига на окончательном размере достигается формирование равномерной микроструктуры, состоящей из мелкозернистого и точечного перлита и равномерно распределенного феррита. Прокат обладает значительно меньшим сопротивлением пластической деформации ($\sigma_{0,2}=420$ МПа и более высокой пластичностью $\psi=75\%$), а твердость не превышает НВ 194. 3-х разовое волочение способствует постоянному упрочнению калиброванного проката, при этом его эллипсность на окончательном размере 9,65 мм отсутствует, обезуглероженный слой отсутствует. После отжига ТВЧ на поверхности проката возникла незначительный налет окислов, который удалялся при травлении в течение нескольких секунд.

Таким образом, калиброванный прокат, изготовленный по технологической схеме 2, обладает высокой способностью к холодному пластическому деформированию. Кроме того, предлагаемый технологический процесс экологически более чистый.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА В ЧЕТЫРЕХОЛИКОВОЙ ПРАВИЛЬНОЙ МАШИНЕ

Шинкин В.Н.

Россия, НИТУ «Московский институт стали и сплавов», shinkin-korolev@yandex.ru

THE ELASTO-PLASTIC DEFORMATION OF THE STEEL SHEET IN THE FOUR-ROLLED STRAIGHTENING MACHINE

Shinkin V.N.

The mathematical method for the determining of the technological parameters of the cold straightening of steel sheet on the four-rolled sheet-straightening machine is proposed. The calculations allow us to determine the curvature of the neutral line of the steel sheet under the straightening. The results of the research can be used at the metallurgical plants in the sheet steel production from a hot-rolled coil.

Пусть t – шаг между нижними роликами, H_2 и H_4 – величины обжатия срединной поверхности листа на втором и четвертом роликах, R – радиус рабочих роликов, h – толщина стального листа; σ_T , E , Pr и Pc – предел текучести, модуль Юнга и модули упрочнения стали при растяжении и сжатии; ε_i и ρ_i – кривизна и радиусы кривизны срединной линии листа в точках касания листа с роликами, φ_i – углы точек касания листа и роликов ($i = 1 \dots 4$) (рис. 1).

Коэффициент пружинения нейтральной линии листа при радиусе кривизны ρ равен [1,2]

$$\beta(\rho) = 1 / \left\{ \left[1 - \frac{Pr + Pc}{2E} \right] \left[1 - 3 \left(\frac{\rho \sigma_T}{h E} \right) + 4 \left(\frac{\rho \sigma_T}{h E} \right)^3 \right] \right\}.$$

Введем четыре локальных прямоугольных декартовых систем координат $y-z$ в точках касания листа с роликами листопрямляющей машины. Оси z направим по касательной к поверхности роликов слева направо, а оси y – в сторону центров соответствующих роликов. Будем аппроксимировать в этих системах координат нейтральную линию листа (между соседними точками касания листа и роликов) с помощью кубических полиномов вида $y(z) = a z^2 - b z^3$ (метод Шинкина). Обозначим a_i и b_i – коэффициенты кубических полиномов в i -ой системе координат ($i = 1 \dots 4$). Составим уравнения для коэффициентов кубических полиномов, кривизны и радиусов кривизны нейтральной линии листа в точках касания листа с роликами.

$$\begin{aligned} z_2 &= \left(\frac{t}{2} - R \sin \varphi_1 - R \sin \varphi_2 \right) \cos \varphi_1 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_1) - R(1 - \cos \varphi_2)] \sin \varphi_1, \\ y_2 &= - \left(\frac{t}{2} - R \sin \varphi_1 - R \sin \varphi_2 \right) \sin \varphi_1 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_1) - R(1 - \cos \varphi_2)] \cos \varphi_1, \\ a_1 &= \frac{3y_2 + tg(\varphi_1 - \varphi_2)z_2}{z_2^2}, \quad b_1 = \frac{2y_2 + tg(\varphi_1 - \varphi_2)z_2}{z_2^3}, \\ \varepsilon_{12} &= 2a_1, \quad \rho_{12} = \frac{1}{2a_1}, \quad \varepsilon_{21} = \frac{2a_1 - 6b_1z_2}{\left[1 + (2a_1z_2 - 3b_1z_2^2)^2 \right]^{\frac{3}{2}}}, \quad \rho_{21} = \frac{1}{\varepsilon_{21}}, \\ z_3 &= \left(\frac{t}{2} + R \sin \varphi_2 - R \sin \varphi_3 \right) \cos \varphi_2 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_2) - R(1 - \cos \varphi_3)] \sin \varphi_2, \\ y_3 &= - \left(\frac{t}{2} + R \sin \varphi_2 - R \sin \varphi_3 \right) \sin \varphi_2 + [H_2 - R(1 - \cos \varphi_2) - R(1 - \cos \varphi_3)] \cos \varphi_2, \end{aligned}$$

$$a_2 = \frac{3y_3 - tg(\varphi_2 + \varphi_3)z_3}{z_3^2}, \quad b_2 = \frac{2y_3 - tg(\varphi_2 + \varphi_3)z_3}{z_3^3},$$

$$\varepsilon_{23} = 2a_2, \quad \rho_{23} = \frac{1}{2a_2}, \quad \varepsilon_{32} = \frac{2a_2 - 6b_2z_3}{\left[1 + (2a_2z_3 - 3b_2z_3^2)^2\right]^{\frac{3}{2}}}, \quad \rho_{32} = \frac{1}{\varepsilon_{32}},$$

$$z_4 = \left(\frac{t}{2} + R \sin \varphi_3 - R \sin \varphi_4\right) \cos \varphi_3 + [H_4 - R(1 - \cos \varphi_3) - R(1 - \cos \varphi_4)] \sin \varphi_3,$$

$$y_4 = -\left(\frac{t}{2} + R \sin \varphi_3 - R \sin \varphi_4\right) \sin \varphi_3 + [H_4 - R(1 - \cos \varphi_3) - R(1 - \cos \varphi_4)] \cos \varphi_3,$$

$$a_3 = \frac{3y_4 - tg(\varphi_3 + \varphi_4)z_4}{z_4^2}, \quad b_3 = \frac{2y_4 - tg(\varphi_3 + \varphi_4)z_4}{z_4^3},$$

$$\varepsilon_{34} = 2a_3, \quad \rho_{34} = \frac{1}{2a_3}, \quad \varepsilon_{43} = \frac{2a_3 - 6b_3z_4}{\left[1 + (2a_3z_4 - 3b_3z_4^2)^2\right]^{\frac{3}{2}}}, \quad \rho_{43} = \frac{1}{\varepsilon_{43}}.$$

Граничные условия задачи имеют вид

$$\rho_{12} = \rho_1, \quad \rho_{21} = -\rho_{23}, \quad \rho_{32} = -\rho_{34}, \quad \rho_{43} = \beta(\rho_{34})\rho_{34}.$$

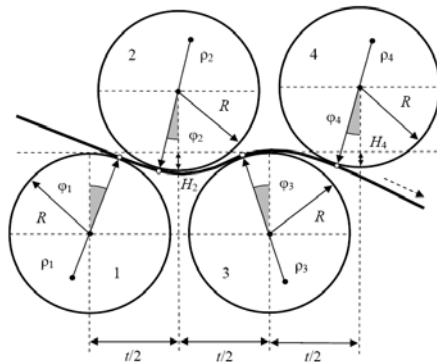


Рис. 1. Правка листа на четырехроликовой листопрямляющей машине

Решая систему уравнений при $t = 0,27$ м, $R = 0,125$ м, $h = 0,01$ м, $E = 2 \cdot 10^{11}$ Па, $\sigma_T = 500 \cdot 10^6$ Па, $H_2 = 0,012$ м, $H_4 = -0,012$ м, $\rho_1 = \infty$ м, получаем $\rho_2 = 0,406$ м, $\rho_3 = -1,605$ м, $\rho_4 = -29,538$ м, $\varphi_1 = 8,06^\circ$, $\varphi_2 = -0,49^\circ$, $\varphi_3 = 6,69^\circ$, $\varphi_4 = -3,70^\circ$ (рис. 2).

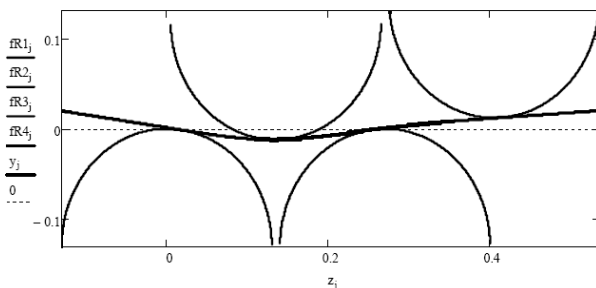


Рис. 2. Срединная линия листа в четырехроликовой листопрямляющей машине

Литература

1. Шинкин В.Н. Сопротивление материалов. Простые и сложные виды деформаций в металлургии. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2008. – 307 с.
2. Шинкин В.Н. Механика сплошных сред. – М.: Изд. Дом МИСиС, 2010. – 235 с.

МАГНИТОИМПУЛЬСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ

Шипко М.Н.¹, Коровушкин В.В.², Староверов Б.А.³, Степович М.А.^{4,5}

¹Россия, Ивановский филиал Российского экономического университета им. Г.В. Плеханова, ivrgteu_nir@mail.ru

²Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», krvsch@mail.ru

³Россия, Костромской государственный технологический университет, sba44@mail.ru

⁴Россия, Калужский государственный университет им. К.Э. Циолковского, m.stepovich@rambler.ru

⁵Россия, Финансовый университет при Правительстве Российской Федерации

PULSE MAGNETIC HARDENING OF MATERIALS

Shipko M.N., Korovushkin V.V., Staroverov B.A., Stepovich M.A.

The problems of influence of weak low-frequency pulse magnetic fields on physical and mechanical parameters of different materials are studied.

Более 30 лет назад в работах отечественных и зарубежных исследователей были обнаружены эффекты, связанные с распадом комплексов точечных и линейных дефектов в постоянных магнитных и электрических полях, вызывающие повышение пластичности, изменение твердости и инженерной прочности различных материалов. Этот эффект связывали со спин-зависимым взаимодействием между дефектами структуры и примесными центрами. Обнаруженное явление открывало новые возможности в самых разных направлениях модификации свойств материалов, прежде всего вследствие целенаправленного регулирования их реальной структуры. Несмотря на тот факт, что обнаруженный способ был конкурентоспособен с радиационными, химико-термическими, вибрационными, лазерными методами обработки материалов, его использование было затруднено из-за отсутствия необходимого количества экспериментальных данных и их надежного теоретического обоснования, что вызывало определенные сомнения в возможности его реализации. Более того, наблюдаемое улучшение (в 10-20 раз) физико-химических и прочностных свойств материалов не проявлялось в отсутствии электрического и магнитного полей. Вместе с тем ряд отечественных и зарубежных авторов доказали возможность устойчивого изменения свойств в импульсных магнитном и электрическом полях. Магнитоимпульсное воздействие способствовало проявлению новых эффектов в материалах: магнито- и электропластического, электретного, спинового эффекта Холла.

В настоящей работе проводится анализ состояния проблем, связанных с возможностями технологического использования импульсных воздействий магнитными и/или электрическими полями на материалы различной природы. Анализ условий импульсной обработки материалов электромагнитными полями показал, что проявление эффектов упрочнения материалов указывает на то, что при описании микропроцессов, происходящих под влиянием электрического и магнитного полей, невозможно использовать макроскопические (например, механические) модели. Имея дело с объектами атомного масштаба, к которым можно отнести точечные и линейные дефекты, следует учитывать квантовые эффекты с соответствующими квантовыми законами (принцип Паули), с правилами отбора. Переход от макро- к микро- и наномеханизмам воздействия на дефектную структуру материала позволяет рассматривать импульсные воздействия слабых электрических и магнитных полей как процессы квантового характера, связанные с релаксацией спиновых моментов. Такая релаксация может быть причиной открепления дислокаций от локальных препятствий, создания метастабильных состояний, организации дефектов или их качественным изменениям. В связи с этим появляются весьма привлекательные возможности использования новых состояний дефектов в металлах,

сплавах, полупроводниковых гетерокомпозициях, квазикристаллических материалах для управления их оптическими, электрическими, магнитными, механическими свойствами.

На основе имеющихся данных, в т.ч. и результатов собственных исследований, сделан вывод о том, что слабое низкочастотное импульсное магнитное поле, изменяя спиновое состояние частиц, может ускорить процессы реконструкции решетки, изменить энергетическое состояние дефектов и, как следствие, вызвать управляемое изменение физико-химических параметров материала.

Исследования проведены при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект № 1.6107.2011), а также Российского фонда фундаментальных исследований и правительства Калужской области (проект № 12-08-97595).

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА И СРТУ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1469

Шамрай В.Ф.¹, Клочкова Ю.Ю.², Лазарев Э.М.¹, Гордеев А.С.¹, Клочков Г.²

¹Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН.

²Россия, ФГУП Всероссийский институт авиационных материалов.
(E-mail: shamray@imet.ac.ru)

TEXTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF B-1469 ALLOY SHEETS

Shamray V.F., Klochkova Ju.Ju., Lazarev E.M., Gordeev A.S., Klochkov G

The mechanical properties of sheets from B-1469 alloy with clear expressed type Bs texture and sheets with multicomponent texture are investigated. It is shown that the sheets from the second part have noticeable higher crack propagation resistivity, what is connected with increased contribution of large angle boundaries and as result weakening of fatigue crack propagation

Как уже отмечалось ранее, в листах из сплава B-1469 обычно присутствует интенсивная практически однокомпонентная текстура типа Bs. Вследствие ориентационных соотношений между кристаллическими решетками матричной и основной термоупрочняющей фазы Al_2CuLi (T_1) пластины этой фазы расположены ориентировано, и в материале листов формируется микроструктура, имеющая выраженный ориентированный характер [1]. Рассматривалась возможность улучшения характеристик вязкого разрушения этого материала за счет ослабления ориентированного характера микроструктуры путем формирования дополнительных текстурных компонент. В настоящей работе приводятся результаты исследований структурных состояний и характеристик вязкого разрушения листов из сплава B-1469, текстурированных по типу [1] (листы партии А), и листов с существенно отличающейся текстурой (листы партии Б).

Технология листов аналогична той, которая приведена в [1]. Изменение параметров текстуры достигалось за счет варьирования режимов термообработки и прокатки. Рентгенофазовый анализ проведен по результатам съемки на дифрактометре ULTIMA IV в CuK_α излучении. Для съемки прямых полусных фигур ППФ использовали рентгеновский дифрактометр ДРОН-7. Микроструктуру исследовали методами оптической и растровой микроскопии (JAMP-9500F). Испытания механических свойств проводили в соответствии с действующими стандартами РФ.

Текстура срединной части листов партии А практически однокомпонентна по типу Bs $\{110\}\langle 112\rangle$, в область размытия этого компонента попадает компонент $\{186\}\langle 211\rangle$. На ФРО видны также с примеси компонента Cu $\{112\}\langle 111\rangle$, S компонента $\{123\}\langle 634\rangle$ и кубического компонента (рис. 1а). Для описания текстуры срединной части листов партии Б необходимо использовать ~7 ориентировок, большинство из которых рекристаллизационного типа. Часть из них $\{112\}\langle 110\rangle$, $\{111\}\langle 011\rangle$, $\{311\}\langle 011\rangle$, $\{034\}\langle 011\rangle$ приведена на рис. 1б.

Как видно из таблицы, характеристики СРТУ и K_{IC} у листов партии Б заметно лучше, чем у листов партии А при том, что значения σ_b , $\sigma_{0.2}$ у них несколько ниже. Разница в значениях СРТУ листов партии Б проявилась в характере разрушения материала, изменяющегося по мере распространения трещины. На начальной стадии, как известно [2], разрушение протекает путем кристаллографического скола (рис. 2а). Уже на этой стадии наблюдается начальный этап образования микротрещин, сопутствующих основной, магистральной трещине и возникающих

из пакетов полос сброса, имеющих определенную кристаллографическую ориентацию (рис. 2б). Далее наступает стадия вязкого разрушения с образованием чашечного излома (2в); и на заключительной стадии долома происходит объединение периферийных трещин и фрагментация материала. В материале партии Б, первая сопутствующая трещина появляется при заметно более высоких значениях коэффициента концентрации напряжений ΔK , а стадия кристаллографического разрушения оказалась заметно более протяженной.

Чувствительность текстурированных материалов к распространению трещин оценивается на основе моделирования механизмов кристаллографического разрушения. Согласно этой модели при кристаллографическом разрушении трещина распространяется в плоскости (100) вдоль направления $\langle 110 \rangle$ за счет последовательной активации двух связанных между собой систем скольжения [3]. Эти системы скольжения и соответствующие факторы Шмида определяются из условий ориентировки текстурированного образца и действующих напряжений.

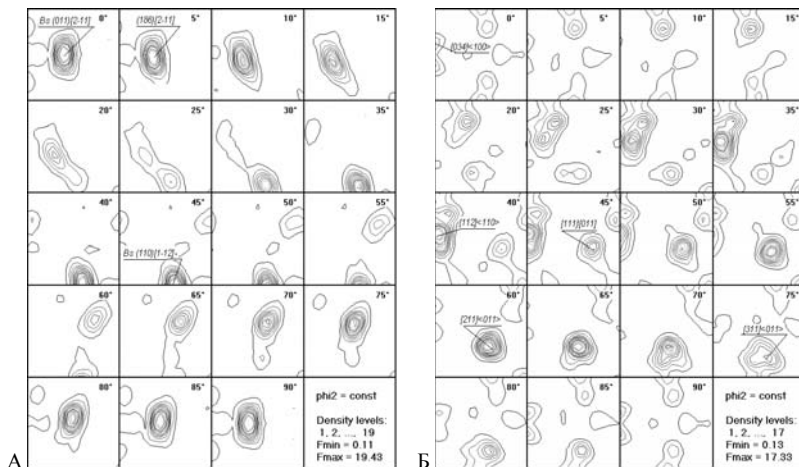


Рис 1. Функции распределения ориентировок ФРО срединной части листов партии А и партии Б.

Таблица. Механические свойства листов из сплава В-1469Г1

Партия	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	K_{IC}^y , МПа $\sqrt{м}$ В = 200 мм	СРТУ dI/dN, мм/цикл $\Delta K = 31$ МПа $\sqrt{м}$
А	≥ 560	≥ 530	≥ 10	72	3.0
Б	≥ 550	≥ 510	≥ 10.5	85	2.3

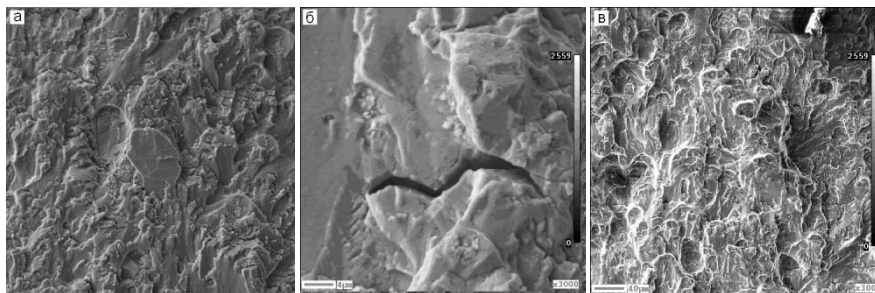


Рис.2. Поверхность разрушения материала на различных стадиях распространения трещины.

Для оценки сопротивления конструкционного материала пластической деформации (текущей) часто используют соотношения типа Холла-Петча, содержащие два слагаемых: первое, характеризующее сопротивление решетки движению дислокаций, второе, определяемое размером зерен и параметром блокировки, учитывающим вклад границ зерен в упрочнение (торможение дислокаций). В структуре текстурированного материала микроструктура в пределах достаточных областей могут быть слабо разориентированы друг относительно друга, что делает возможным реализацию механизма кристаллографического разрушения, как это было показано для материалов из сплава 1441 [4].

Наибольшее рассеяние микротрещин претерпевает на границах областей с сильно разориентированными зернами, вносящими наибольший вклад в параметр блокировки; протяженность этих областей в материале листов партии А, однако, относительно невелика. Образование сильно разориентированных границ при возникновении дополнительных текстурных ориентировок, по-видимому, служит одним из факторов способствующих рассеянию трещин и повышению характеристик трещиностойкости листов партии Б.

Литература

1. В.Ф.Шамрай, Ю.Ю.Клочкова, Э.М.Лазарев, А.С.Гордеев.//DFMN-IV. 2011. С.313.
2. Херцберг
3. Welch P.I., Pikard A.C. //ALUMINIUM. 1985. V.61. N5. P. 332-335.
4. Shamray V., Babareko A., Setiukov O. // Texture and microstructure, 1999. V.32. P. 341.

МАКРОСДВИГОВАЯ ПРОКАТКА В ГЕЛИКОИДАЛЬНЫХ ВАЛКАХ Юсупов В.С.¹, Карелин Ф.Р.¹, Чопоров В.Ф.¹, Акопян К.Э.¹, Колобов А.В.²

¹*Россия - Федеральное государственное бюджетное учреждение Институт Металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук*

²*Россия – ОАО «Северсталь», E-mail:Choporo5@yandex.ru*

Пластическая деформация оказывает существенное положительное влияние на свойства металла. Уровень механических свойств металла, полученного поперечно-винтовой прокаткой, ротационной ковкой, повышается вследствие знакопеременного характера деформации, ее демонотонности и больших значений накопленной деформации. Если для процесса не свойственно знакопеременное деформирование (продольная прокатка, кузнечные операции протяжки и др.), создают специальные условия для его реализации изменением конфигурации инструмента и заготовки, которые вызывают дополнительные макросдвиги. Практика использования инструмента и заготовки, вызывающих макросдвиги и повышение накопленной деформации, показывает (особенно при ковке), что при незначительной деформации литой структуры можно добиться высокого уровня механических свойств. Дополнительные макросдвиги разрушают дендритную и строчечную структуру и повышают характеристики пластичности и прочности литой структуры.[1-2].

Создание условий, обеспечивающих знакопеременность деформации и дополнительные сдвиги периодическим обжатием металла по его длине, технологически затруднено. Поэтому в ряде работ

[3-4] предложено иное техническое решение: существенная демонотонность процесса с дополнительными макросдвигами обеспечивается системой чередующихся выступов и впадин, наносимых в одном случае на поверхность широких граней непрерывнолитого сляба, а в другом — на рабочие валки. В этом случае, наряду с деформацией в высотном и продольном направлениях, характерных для прокатки на толстолистовых и широкополосных станах, создаются условия для деформации металла и в поперечном направлении, что должно сказаться на снижении анизотропии свойств.

В данной работе были поставлены следующие задачи:

1. Разработать конструкцию инструмента (геликоидального вала) продольной прокатки, обеспечивающего макросдвиговые деформации;
2. Экспериментально исследовать процесс прокатки в геликоидальных валках и раскатку рифленых заготовок, предварительно прокатанных в геликоидальных валках, на гладкой бочке;

Для решения поставленных задач в Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова предложен новый инструмент для продольной прокатки – геликоидальный валок, представляющий собой цилиндр с поверхностью в виде спирали (рис.1) [3] и способ продольной прокатки полос с использованием геликоидальных валков.

Между геометрическими параметрами геликоидального валка есть четкая геометрическая зависимость, позволяющая проектировать форму валка в зависимости от выбора технолога по тем или иным размерам:

$$A = mn$$

$$\alpha = \arctg(2D/mn) = \arctg(2D/A).$$

Эксперименты проводили на образцах из алюминиевого сплава марки АД1 и стали марки Ст3. Температура заготовки из АД1 была принята 20 °С, а для Ст.3 – 400 °С. Размеры исходных заготовок при моделировании двух материалов были одинаковыми и составляли $h \times b \times l = 8 \times 60 \times 100$ мм, где

h – Толщина заготовки, b – высота заготовки, l – длина заготовки.

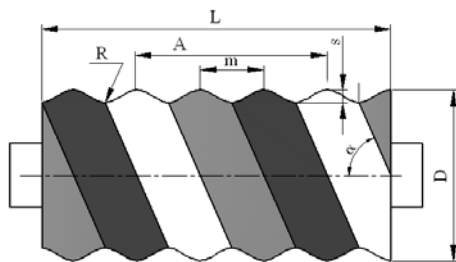


Рис.2. Основные геометрические параметры геликоидального валка: D – диаметр валка по выступам; A – шаг захода; m – шаг между выступами; s – высота выступа; R– радиус закругления выступа и впадины ; L – длина бочки валка.

При прокатке в геликоидальных валках деформация заготовки происходит только на отдельных (локальных) участках, направленных под углом α по отношению к продольной оси симметрии заготовки. Внедрение выступов валка в металл создает в объеме заготовки увеличенную проработку микроструктуры и локальное упрочнение отдельных ее участков. Это позволяет достичь повышения прочностных и вязкостных свойств горячекатаных и холоднокатаных листов без снижения пластичности. На рис. 3 приведено поперечное сечение образца, прокатанного в геликоидальных валках, и нанесена линия, характеризующая геометрические места максимального макросдвига.

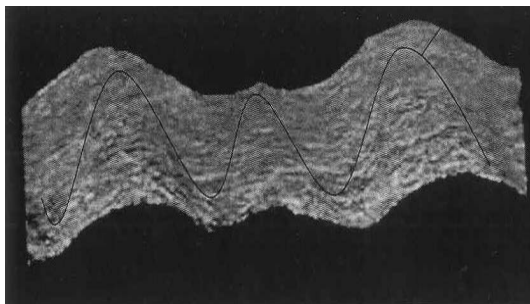


Рис.3. Микроструктура поперечного сечение образца, прокатанного в геликоидальных валках и линия макросдвига

Проведены расчеты усилия прокатки в геликоидальных валках на примере алюминиевого сплава АД1 и стали СтЗ. Показано, что усилие прокатки главным образом определяется глубиной внедрения выступов, т.е. обжатием по высоте, тогда как другие параметры геометрии профиля, такие как радиус скругления выступа, шаг между выступами, угол наклона геликоида при прочих равных условиях значимого влияния на усилие прокатки не оказывают.

Литература

1. Тюрин В.А. Механизм пластического деформирования с макросдвигами. Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. - 1998, №12, с.36-39.
2. Тюрин В. А. Дополнительные макросдвиги при пластической деформации слитков, непрерывно литых и прокатанных заготовок // Сб. тр. международной конференции «Черная металлургия России и стран СНГ в XXI веке». М., 1994, т. 4, с. 33-35.
3. Пат. 2407606 Рос. Федерация : МПК В21В27/02. Геликоидальный прокатный валок / Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С., Трайно А.И., Губанова Н.В.; заявитель и патентообладатель ИМЕТ РАН. — №2009133585/02; заявл. 09.09.2009 ; опубл. 27.12.2010. Бюл. №36.
4. Пат. 2427434 Рос. Федерация: МПК21В1/22/ Способ получения листового проката: Карелин Ф. Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С., Трайно А.И., Губанова Н.В., Лаишева Н.В., Мариев С.А. – заявл. 2010106468/02 26.02.2010; опубл.27.08.2011, Бюлл.№24. – С.37.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ Проект № 12-08-01218-А

СТРУКТУРНЫЕ УРОВНИ ДЕФОРМАЦИИ ПЕРЛИТА ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ

Яковлева И.Л.¹, Терешенко Н.А.¹, Чукин М.В.², Копцева Н.В.²

¹Россия, Институт физики металлов УрО РАН, ²Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, labmet@imp.uran.ru

STRUCTURE LEVELS OF PEARLITE DEFORMATION BY DRAWING OF EUTECTOID STEEL Yakovleva I.L., Tereshchenko N.A., Chukin M.V., Koptseva N.V.

The structure of eutectoid steel has been studied at various stages of producing high strength large diameter reinforcing bars using transmission and scanning electron microscopy. Peculiar features of structural state have been revealed by the scale factor. It has been demonstrated that the stage of intensive strengthening does not exist at the initial steps of drawing a large diameter wire. Using EBSD it has been established that, in the course of drawing, within the limits of the former austenite grain, a conglomerate is formed that consists of pearlitic colonies with the single orientation of the ferrite constituent along the {100} cleavage plane, which causes the poor technological plasticity of the studied steel.

Материалом для исследования послужила эвтектоидная сталь производства ОАО «ММК-МЕТИЗ». Образцы для исследования отбирали на различных технологических этапах метизного производства: горячей прокатки, патентирования и волочения. Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии с применением EBSD-анализа исследовали структуру стали.

Величина межпластиночного расстояния, определяющая уровень прочностных свойств сталей со структурой пластинчатого перлита, после различных обработок стали изменяется в широком интервале: от 0.2 мкм в горячекатаном состоянии до 0.06 мкм после волочения. В деформированной стали можно выделить два морфологических типа перлитных колоний, каждый из которых связан с определенным механизмом пластической деформации. В локальных микрообъемах, сохранивших морфологическое подобие с патентированным состоянием, пластическая деформация осуществляется преимущественно скольжением. В большем числе перлитных колоний, расположенных наклонно относительно оси проволоки, деформация реализуется путем сдвига. В процессе волочения в таких областях появляется стимул к переориентации под действием внешней нагрузки, при этом морфология карбидной фазы

изменяется - пластины цементита изгибаются и дробятся. С позиций влияния на прочность, деформация сдвигом приводит к переориентации отдельных частей перлитной колонии друг относительно друга, но, в отличие от деформации скольжением, практически не сопровождается уменьшением межпластиночного расстояния в перлите.

Установлено, что низкая технологическая пластичность, характерная для исследуемой стали, обусловлена трещинами, возникающими в процессе волочения. Раскрытие трещин и локализация пластической деформации проявляется на различных структурных уровнях. Технологически унаследованная неоднородность фазового состава, наличие бейнитных и ферритных участков, приводит к раскрытию единичных трещин на макроуровне - в масштабе, кратном нескольким мкм.

Основную долю в структуре деформированной стали составляют дефекты мезоуровня. Способность исследуемой стали к проявлению ротационной моды пластической деформации ограничена, разворот перлитных колоний вдоль оси волочения сопровождается дроблением цементитных пластин и образованием многочисленных микротрещин.

На микро уровне склонность к образованию микротрещин является следствием кооперативного разворота большого числа перлитных колоний вдоль плоскости феррита типа $\{100\}$, которая для ОЦК-кристаллической решетки является плоскостью скола. Методом EBSD установлено, что в процессе волочения в пределах бывшего аустенитного зерна формируется конгломерат из перлитных колоний с единой ориентацией ферритной составляющей вдоль плоскости $\{100\}$. Подобная иерархия перлитных колоний представляет собой своеобразный псевдомонокристалл на основе естественного композита, образование которого переводит материал в хрупкое состояние. При этом относительно оси волочения ориентация плоскостей (100) в соседних зернах различна и в масштабе образца проволоки текстура не проявляется.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта «Арктика» 12-2-2-001 и проекта РФФИ 13-02-00048.

СЕКЦИЯ 5

***НОВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ, ОБЛАДАЮЩИЕ
ПЕРСПЕКТИВНОЙ СТРУКТУРОЙ И ВЫСОКИМ
КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК***

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТРИП-СТАЛИ 23X15H5CM3Г В ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЕ В ПРИСУТСТВИИ α -МАРТЕНСИТА ЗАКАЛКИ

Алексеева Л.Е.¹, Терентьев В.Ф.², Галкин М.П.¹, Филиппов Г.А.¹, Буржанов А.А.¹,
Кorableва С.А.²

¹ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина", г. Москва, Россия, iqsl2@yandex.ru

²ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, fatig@mail.ru

FEATURES OF FATIGUE FAILURE MECHANISM IN COLD-ROLLED TRIP-STEEL 23X15H5CM3Г WITH THE PRESENCE OF α -MARTENSITE AFTER QUENCHING
Alekseeva L.E., Terentjev V.F., Galkin M.P., Filippov G.A., Burzhanov A.A., Korableva S.A.

The samples made of TRIP-steel 23X15H5CM3Г with up to 10-12% α -martensite after quenching were investigated. All samples were subjected to cyclic loading with stresses below the yield strength at different numbers of cycles. The structure of TRIP-steel was examined by X-ray analysis.

Оптимальная структура трип-стали 23X15H5CM3Г в холоднокатаной ленте толщиной 0,3 мм (для авиатехники), которая обеспечивает оптимальный ресурс, - метастабильный аустенит $\gamma + \alpha_{\text{мд}}$. При циклическом нагружении дополнительные фазовые мартенситные превращения $\gamma + \alpha_{\text{мд}}$ обеспечивают релаксацию микронапряжений в мартенсите деформации [1, 2]. Присутствие α -мартенсита охлаждения $\alpha_{\text{охл}}$ снижает ресурс ленты. Механизм этого влияния не изучен.

В настоящей работе рентгеноструктурным методом исследована структура стали 23X15H5CM3Г с содержанием до 10-12% $\alpha_{\text{охл}}$ после закалки - после усталостных испытаний образцов, вырезанных из промышленной ленты, а также после стендовых испытаний

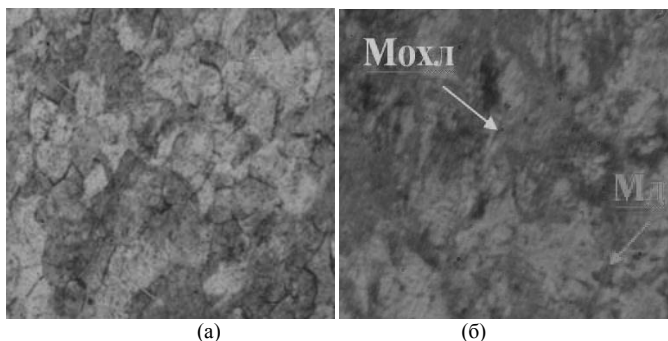


Рисунок 1 - микроструктура стали 23X15H5CM3Г - (а) с наработкой: 2600ч и - (б) с наработкой 390ч в продольном направлении.

На образцах, вырезанных из промышленной ленты и из деталей рентгеноструктурным методом определяли количество α и γ - фазы из соотношения интенсивности интерференционных линий (111) γ и (110) α и оценивали структурное состояние α -мартенсита по ширине интерференционной линии (211) - плотность дислокаций ρ , микроискажения кристаллической решетки $\Delta a/a$, средний уровень микронапряжений $\sigma_{\text{п}}$ и неоднородность их распределения - локальную их концентрацию по методике [1]. Усталостные испытания образцов исходной промышленной ленты толщиной 0,3мм проводили на сервогидравлической машине «8801» в условиях повторного растяжения с минимальным напряжением цикла 100 МПа и частотой 30Гц на базе 10^7 циклов, а также на усталостных стендах (деталей).

Исследовали образцы, простоявшие под воздействием циклических напряжений ниже предела текучести ($\sigma_{0,2}=890$ МПа) при определенном числе циклов: 1. $\sigma=850$ МПа, $N=2,2 \cdot 10^5$ циклов; 2. $\sigma=800$ МПа, $N=5,5 \cdot 10^6$ циклов; 3. $\sigma=650$ МПа, $N=3,0 \cdot 10^6$ циклов, 4. $\sigma=500$ МПа, $N=5,2 \cdot 10^6$ циклов; 5. $\sigma=750$ МПа, $N=1,08 \cdot 10^7$ циклов. В результате усталостных испытаний в стали во всех образцах возрастает количество α -мартенсита деформации до 70-72% по

сравнению с исходной лентой. Это свидетельствует о фазовом превращении $\gamma \rightarrow \alpha$ в процессе воздействия циклических нагрузок.

Остаточные микронапряжения в структуре стали 23X15H5CM3Г при наличии α -мартенсита охлаждения (после закалки) в результате воздействия циклических нагрузок возрастают, в то время как при исходной структуре стали в ленте - аустенит + мартенсит деформации - в отсутствие $\alpha_{\text{охл}}$ происходит релаксация микронапряжений.

Результаты рентгеноструктурного исследования и испытаний механических свойств представлены в графической схеме на рисунке 2. Исходное состояние (1), 2600ч(2), 390ч(3).

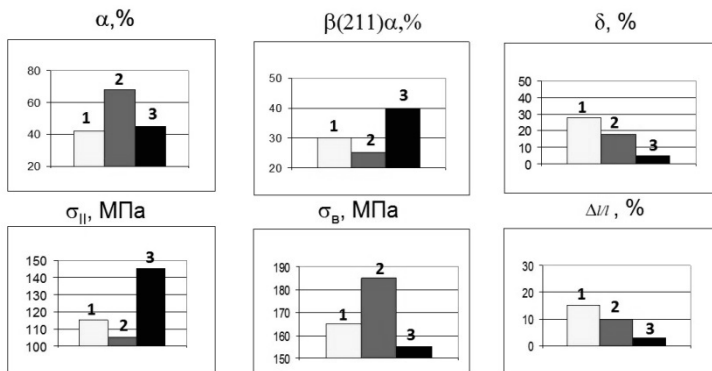


Рисунок 2 - Влияние присутствия в структуре трип-стелей фазы α -мартенсита охлаждения наряду с $\gamma + \alpha_{\text{м.д}}$ на количество α фазы, ширину интерференционной линии (211) α -фазы $\beta(211)\alpha$, средний уровень микронапряжений σ_{II} , и их локальную концентрацию δ , а так же на предел прочности σ_B и относительное удлинение $\Delta l/l$ в результате стеновых усталостных испытаний. 1- исходное состояние стали в ленте ($\alpha_{\text{охл}}$ - отсутствует) , 2-наработка торсиона 2600ч ($\alpha_{\text{охл}}$ - отсутствует), 3- наработка торсиона 390ч ($\alpha_{\text{охл}}$ - наблюдается).

Ширина линии α -фазы $\beta(211)$ увеличивается с 30 до 33 мрад, микроискажения кристаллической решетки увеличиваются с 4 до $5,5 \cdot 10^{-3}$, средний уровень микронапряжений σ_{II} с 1040 до 1180 МПа на 15% по сравнению с исходной лентой. Кроме того плотность дислокаций несколько увеличивается с 1,5 до $2,5 \cdot 10^{13} \text{см}^{-2}$. Локальная концентрация микронапряжений увеличивается более значительно - в 2 раза с 10 до 22%. Эти данные можно интерпретировать как превалирование процесса накопления дефектов над процессом релаксации микронапряжений в мартенсите трип-стали, что в конечном счете приводит к снижению ресурса ленты при эксплуатации.

Исследована лента после стеновых испытаний на стадии предразрушения с наработкой 2600ч со структурой $\gamma + \alpha_{\text{м.д}}$ и 390ч. со структурой $\gamma + \alpha_{\text{м.д}} + \alpha_{\text{охл}}$. Присутствие $\alpha_{\text{охл}}$ установлено по микроструктуре ($\alpha_{\text{м.д}}$ - пластины, а $\alpha_{\text{охл}}$ - в виде реек). На рисунке 1 представлена микроструктура стали с (а)-наработкой: 2600ч (б)- 390ч в продольном направлении.

Из этих данных следует, что для металла торсиона с наработкой 2600ч. наблюдаются установленные закономерности механизма усталости, а именно: напряжения меньше, чем в исходной ленте, прочность выше, количество α -мартенсита деформации выше. В присутствии $\alpha_{\text{охл}}$ (наработка 390ч.) установленные закономерности нарушаются: при развитии усталости будет также работать механизм накопления дефектов в $\alpha_{\text{охл}}$, с ростом микронапряжений (при меньшем количестве $\alpha_{\text{м.д}}$ микронапряжения $\beta(211)\alpha$ и σ_{II} , выше чем в исходном листе, при меньшей прочности). Результаты стеновых испытаний аналогичны результатам усталостных испытаний образцов в стали с метастабильным аустенитом, содержащей α -мартенсит охлаждения. Из этих данных следует что присутствие α -мартенсита охлаждения ограничивает ресурс ленты. Отсутствие $\alpha_{\text{охл}}$ достигается снижением мартенситной точки за счет легирования и микрولةгирования.

Литература

1. Л.Е.Алексеева, А. А.Буржанов, Панкова М.Н., Г.А. Филиппов, Я.П. Кравченко «Роль структуры коррозионностойкой трип - стали в повышении эксплуатационной надежности холоднокатаной ленты» // «Проблемы черной металлургии и материаловедения», №1 стр. 48-56, 2011г. 2. Л.Е. Алексеева, А.С.Баев, А.А. Буржанов, С.В. Михеев, Г.А. Филиппов, «Механизм усталостного разрушения трип-стали при воздействии циклических нагрузок»// «Деформация и Разрушение металлов», № 12, стр. 25-26, 2009г., изд. ООО «Наука и технологии».

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ МНОГОЖИЛЬНОГО СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Nb-Ti

Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б., Колосов С.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, e-mail: bsa@ispms.tsc.ru

STRUCTURAL RESEARCHES OF ELEMENTS MULTICORE SUPERCONDUCTOR ON THE BASIS OF Nb-Ti ALLOY

Barannikova S. A., Shlyakhova G. V., Zuev L.B., Kolosov S. V.

Methods of nuclear and power, electronic and optical microscopy investigated structure evolution at an intermediate stage of drawing upon transition of ~~0.132~~ of mm of a superconducting cable on the basis of an alloy niobium titan (Nb+47%Ti) which is used as current-carrying elements in magnetic system of the International thermonuclear experimental reactor (ITER). Diffusive Nb a barrier round the Nb-Ti fibers placed in a copper matrix is revealed. The determined consistent patterns have to be taken into account when developing technology of cold deformation by drawing before receiving superconductor veins of the demanded sizes.

В последние годы ультрамелкозернистое состояние было получено в металлах и сплавах различными методами интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальным угловым прессованием, многократной прокаткой, комбинацией экструзии и волочения. Средний размер зерен, получаемый различными методами ИПД, составляет 150-300 нм. Оптимизация деформационно-термической обработки с использованием методов ИПД является определяющей в технологии получения сверхпроводников Nb-Ti и Nb₃Sn с повышенными критическими параметрами для Интернационального Термоядерного Экспериментального Реактора. Большой интерес в этом отношении представляют композиционные объекты, содержащие элементы с двумя наномасштабными измерениями. В таком качестве можно рассматривать кабели, включающие в свою конструкцию сверхтонкие токонесущие жилы [1]. Принятая технология производства очень сложна, и наиболее ответственным ее этапом является холодное многоступенчатое волочение, в ходе которого исходная композиционная заготовка деформируется от Ø60 ...70мм д. до Ø0,1...1,0 мм. На этом этапе необходимо обеспечить безобрывность процесса и заданную плотность микродефектов в сверхпроводнике, контролирующих образование центров пиннинга. В ходе такой обработки некоторые элементы сверхпроводящего кабеля (барьерные слои и др.) приобретают наноразмерную толщину. При этом анализ их структуры и состояния традиционными микроскопическими методами оказывается затрудненным. Целью настоящей работы является анализ влияния холодной деформации волочением на структуру многожильного сверхпроводника на основе сплава Nb-Ti с привлечением новых методик. Исследованы микроструктура, фазовый состав и их влияние на свойства сверхпроводящего сплава Nb-Ti после холодного волочения и промежуточного отжига. Определены такие структурные параметры, как размеры зерен и субзерен, их однородность по химическому и фазовому составу. В результате интенсивной пластической деформации медь в элементах кабеля приобретает субмикроструктурную структуру. Выявлены зоны локализации пластической деформации в местах обрывов сверхпроводника [2]. Обнаружено изменение формы и химического состава волокон Nb-Ti в бездефектной области и в зоне разрыва кабеля. Выявлен диффузионный Nb барьер вокруг волокон Nb-Ti, размещенных в медной матрице [3]. Установленные закономерности должны приниматься во внимание при разработке технологии холодной деформации волочением до получения сверхпроводниковых жил требуемых размеров.

Литература:

1. Шиков А.К., Никулин А.Д., Силаев А.Г. и др. Разработка сверхпроводников для магнитной системы ИТЭР в России // Цветная металлургия. – 2003. – № 1. – С. 36-43.
2. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Колосов С.В. Исследование структур на микро-и мезоуровнях в деформируемых волоочением технических сверхпроводниках на основе NbTi сплава // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2012. – Т. 9. – №4. – С. 417-421.
3. Зуев Л.Б., Шляхова Г.В., Баранникова С.А., Колосов С.В. Исследование микроструктуры элементов кабеля из сверхпроводящего сплава Nb-Ti // Металлы. – 2013. – № 2. – С. 83-89.

ПОВЫШЕНИЕ КОМПЛЕКСА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ ПУТЕМ РАЦИОНАЛЬНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНЫМИ ПОРОШКАМИ

Бродецкий И.Л., Троцан А.И., Каверинский В.В.

Украина, Институт проблем материаловедения НАНУ; e-mail: brodig@mail.ru

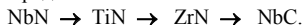
INCREASE OF THE COMPLEX OF MECHANICAL CHARACTERISTICS OF STEEL BY MEANS RATIONAL MODIFICATION DISPERSE POWDERS

Brodetsky I.L., Trotsan A.I., Kaverinskiy V.V.

The optimum technological parameters of disperse powders for modification of low-carbon steel are offered. It is shown, that modification of steel 20 by putting of disperse powder TiN with fraction 1...3 microns and expense of 0,12 kg/t all complex of mechanical properties is increased: σ_b and σ_T in 1,3 – 1,5 times; δ and ψ in 1,2 – 1,3 times; KCV on 30 – 40 %.

Одним из способов одновременного повышения прочностных и пластических свойств поликристаллических материалов (в том числе железуглеродистых сплавов) является измельчение их структуры, в частности уменьшение размеров зерен, что достигается путем ввода в расплав дисперсных порошковых модификаторов, причем эффективны частицы с размерами порядка сотых долей микрометра. Однако производство таких нанодисперсных порошков сложно и дорого, хранение и технологии их ввода в расплав затруднены. Решение вопроса может заключаться в определении условий ввода более крупных частиц (размером в несколько микрон), растворение которых происходит не полностью, а до размеров близких центру кристаллизации к моменту её начала. Данными свойствами обладают нитриды и карбиды, в частности титана, ниобия и циркония. Применение математического моделирования позволяет быстро и с минимальными затратами определять характеристики порошков, обеспечивающих эффективное модифицирование [1].

При определении оптимальных параметров порошковых модификаторов в качестве основных критериев рассматривались: равновесная растворимость модификатора в расплаве; количество образующихся дополнительных центров кристаллизации; доля вводимых частиц, способная становиться центрами кристаллизации. Проведенные нами в соответствии с указанными критериями расчёты по разработанным моделям [1] позволили установить эффективные типы тугоплавких порошковых модификаторов для низкоуглеродистых сталей, определить расход и размер фракции (таблица 1), обеспечивающие их устойчивость в расплаве и сведение к минимуму процессов коагуляции. Установлено, что наиболее приемлемые дисперсные модификаторы 2-го рода для низкоуглеродистых сталей по мере убывания их эффективности можно расположить в ряд:



Использование приведенных в таблице 1 технологических параметров в условиях промышленного производства позволяет существенно измельчить структуру металла и повысить весь комплекс механических свойств, что подтверждается результатами эксперимента.

Опытно-промышленное опробование проводилось на стали 20 при сифонной разливке в слитки массой 2 тонны. Химический состав стали: 0,17-0,21 % С; 0,42-0,54 % Mn; 0,27-0,34 % Si; 0,018-0,025 % S; 0,009-0,013 % P; 0,02-0,03 % Al. Всего на поддоне располагалось 4 изложницы, ввод модификатора (порошок TiN фракцией 1...3 мкм, с расходом 0,12 кг/т) осуществлялся в одну из них в процессе шлейфовой продувки расплава инертным газом, остальные слитки использовались в качестве сравнительных. Остаточное содержание Ti в готовой стали составило 0,009-0,011 %. Из литых слитков ковкой (деформация на прессе с усилием 800 тонн) изготавливались заготовки для обводных труб малого диаметра.

Таблица 1 – Типы и оптимальные технологические параметры дисперсных порошковых модификаторов для эффективного модифицирования низкоуглеродистых сталей

Тип модификатора	Размер частиц, мкм	Расход модификатора, кг/т	Температура расплава, °С
NbN	1,0...3,0	0,38 ± 0,01	1535 ± 3
TiN	1,0...3,0	0,12 ± 0,01	1533 ± 3
ZrN	2,0...8,0	1,00 ± 0,02	1535 ± 4
NbC	3,0...8,0	0,70 ± 0,02	1530 ± 4

Металлографическое исследование шлифов литого металла обычной выплавки выявляет в нем крупную дендритную структуру с баллом 4,0 – 5,0 ГОСТ 5640-68 (рис.1а) и существенное ее измельчение в модифицированных слитках (рис.1г).

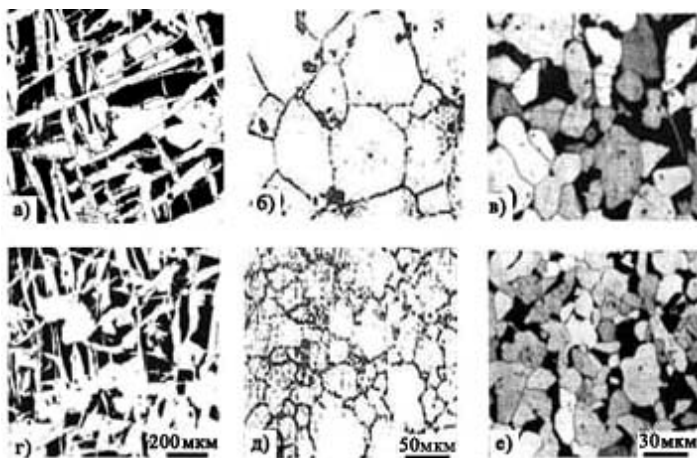


Рис. 1 – Характерная дендритная (а, г), аустенитная (б, д) и ферритно-перлитная (в, е) структуры; а, б, в) сталь обычной выплавки; г, д, е) сталь модифицированная нитридом титана

В деформированном металле опытной стали аустенитная структура более мелкозернистая и тенденция к росту зерна менее выражена (рис.1б, д). Металл обычного производства имеет достаточно равномерную ферритно-перлитную структуру с 3 – 4 баллом величины зерна по ГОСТ 5639-82 (рис.1 в). В модифицированной стали наблюдается измельчение ферритно - перлитной структуры до 5-6 баллов (рис.1 г). Количественная оценка величины аустенитных и ферритных зерен показала, что в опытном металле наблюдается уменьшение в 1,3 – 1,5 раз средних размеров аустенитных и, образующихся из них, ферритных зерен. Повышение дисперсности структуры обеспечивает стабильный рост механических

характеристик как в литом, так и в деформируемом состояниях (таблица 2), в частности: σ_b и σ_T в 1,3 – 1,5; δ и Ψ в 1,2 – 1,3; KCV в 1,3 – 1,4 раз.

Таблица 2 – Влияние модифицирования дисперсным порошком нитрида титана на свойства стали 20 в литом и деформированном состояниях

Способ обработки	Состояние металла	Механические свойства*					
		σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	Ψ , %	KCV ₊₂₀ , МДж/м ²	KCV ₋₄₀ , МДж/м ²
Обычная выплавка	литой	395-440	210-260	19-25	32-37	0,19-0,24	0,04-0,08
		435	240	22	35	0,22	0,07
	деформированный	445-485	280-315	24-28	42-46	0,52-0,57	0,06-0,11
475		300	26	43	0,54	0,10	
Ввод TiN (1...3) мкм, 0,12 кг/т	литой	545-580	340-365	23-28	42-46	0,28-0,34	0,07-0,12
		570	350	27	44	0,30	0,09
	деформированный	590-640	370-410	27-34	52-57	0,71-0,80	0,10-0,16
620		390	32	54	0,76	0,13	

* - усредненные результаты по 12 образцам на каждом из 4-х опытных и 4-х сравнительных слитков; числитель - минимальные и максимальные значения, знаменатель - средние.

Таким образом, модифицирование стали дисперсными порошковыми иноксидаторами с использованием предложенных оптимальных технологических параметров показывает возможность и целесообразность применения разработанных рекомендаций для производства сталей с улучшенной (измельченной) структурой и повышенным комплексом механических характеристик.

Список источников

1. Троцан А. И. Модифицирование железоуглеродистых расплавов дисперсными порошками / А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий, В. В. Каверинский. – Саарбрюккен: Международный издательский дом «LAP Lambert Academic Publishing. GmbH & Co. KG», 2012. – 182 с.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ СО СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ БЕТА ФАЗЫ

Гавзе А.Л., Янков В.П., Чусов С.Ю., Бородин О.А.

Российская федерация ОАО «НИИСтали» E-mail: mail@niistali.ru

MECHANICAL AND PROTECTIVE PROPERTIES OF TITANIUM ALLOYS WITH A STRUCTURE OF METASTABLE BETA-PHASE

Gavze A.L., Yankov V.P., Chusov S.Y., Borodina O.A.

Mechanical and ballistic properties of foliated semi-finished products and plates made of titanium alloys with a structure of mechanically stable β -phase various modes of heat treatment were studied. On completion of static mechanical testing the optimized modes of heat treatment of alloys were selected. The results of ballistic testing demonstrates advantages of alloys under study after heat treatment in protective properties over annealed titanium alloys with α and $(\alpha + \beta)$ -structures and medium-hard steel.

Высокая удельная прочность и пониженный по сравнению со сталью модуль упругости, делают титановые сплавы перспективным материалом для деталей баллистической защиты, работающих при интенсивных ударных нагрузках и напряжениях, как правило, превосходящих предел текучести. Одной из определяющих характеристик конструктивной прочности в этих условиях является запас вязкости и, связанное с ним, значение ударной вязкости материала.

Необходимость использования глубокой вытяжки при холодной листовой штамповке деталей сложной формы привлекает значительное внимание как отечественных, так и зарубежных исследователей к титановым сплавам с метастабильной β -структурой или так называемые псевдо β -сплавом, разработке и результатам исследования которых посвящено в последнее время большое количество публикаций и патентных источников. Указанные сплавы обладают пониженной прочностью при высокой технологической пластичности после закалки из β -области в воде или на воздухе, а после получения штампованной заготовки могут быть подвергнуты упрочняющей термической обработке с применением искусственного старения. Для большинства деталей авиационной и ракетной техники достигаемый уровень пластичности и запаса вязкости после такой обработки обеспечивает их конструктивную прочность.

Однако для деталей баллистической защиты термическая обработка, включающая упрочняющее старение, вызывает резкое понижения вязкости материала, приводящего к потере, как живучести, так и стойкости преград. Использование β -сплавов в этом случае возможно только непосредственно после штамповки закалённых заготовок или после их дополнительной закалки обычно с охлаждением на воздухе. Для указанных деталей необходимо применение сплавов с повышенными прочностными свойствами с высокими характеристиками пластичности и значительной ударной вязкостью после закалки.

Поскольку ударная вязкость является структурно-чувствительной характеристикой в настоящей работе проведено исследование влияние режимов термической обработки α , следовательно, и структурных факторов на ударную вязкость и механические свойства при растяжении образцов из листовых полуфабрикатов и плит опытных составов высоколегированных ($K_{Mo} > 20$) титановых сплавов с механически стабильной β -фазой. Показано, что прочностные характеристики малочувствительны к структурному состоянию материала, в то время как пластичность и вязкость материала оптимальны при однородной полиэдрической структуре однофазного твёрдого раствора на основе β -модификации титана.

Таблица. Динамическая твёрдость материалов.

Механические свойства	Наименование материала					
	Сталь сред. твёрд.	Марка титанового сплава, (тип структуры)				
		BT1-0 (α)	OT4 (псевдо- α)	ПТЗВ (псевдо- α)	BT6 ($(\alpha+\beta)$)	BT15 (β)
Статическая твёрдость, HB, (кг/мм ²)	302	170	241	241	285	285
Плотность, Δ , (г/см ³)	7.8	4.5	4.5	4.5	4.6	4.9
Динамическая твёрдость, HD, (кг/мм ²)	500	240	350	390	400	600
Удельная динамическая твёрдость, HD/ Δ	64	53	78	87	88	122

Выбранные по результатам стандартных испытаний механических свойств и исследований структуры режимы термической обработки были проверены на опытных картах из листовых полуфабрикатах толщиной 2,5-3,5 мм и плит толщиной 25-60 мм из известных и опытных композиций сплавов со структурой метастабильной β -фазы в ходе баллистических испытаний. Указанные испытания проводили при скоростях нагружения $(V) 800 \text{ м/с}$ в сравнении с плитами из титановых сплавов α и $(\alpha+\beta)$ структурой и броневого сталью средней твёрдости при углах встречи средств поражения калибров $7.62 \div 57 \text{ мм}$ с опытными картами от $0 \div 65^\circ$ от нормали.

Результаты испытаний показали, что карты из листов и плит, изготовленных из сплавов с структурой метастабильной β -фазы после закалки при высокой живучести обладают более высоким баллистическим сопротивлением чем плиты из отожженных титановых сплавов α и

$(\alpha+\beta)$ структурой и броневого стали средней твёрдости (сталь с.т.). При этом наиболее высокий эффект повышения стойкости наблюдается при углах встречи 0 град. от нормали и уменьшается с увеличением угла встречи. Полученный эффект повышения стойкости преград из титановых сплавов со структурой β -фазы по сравнению с преградами из титановых сплавов с $(\alpha+\beta)$ - структурой с равной прочностью и статической твёрдостью вызван их более высокой динамической твёрдостью (см. табл.).

Динамическую твёрдость определяли как отношение кинетической энергии недеформируемого цилиндрического бойка калибра 12,7 мм с конусом в головной части 90 град, выстреливаемого из баллистического ствола, к объёму материала плиты из испытываемого сплава, вытесненного в результате скоростного взаимодействия бойка и плиты.

Из промышленных и опытно-промышленных листовых полуфабрикатов серийных и опытных сплавов с структурой метастабильной β -структуры методом глубокой холодной штамповки-вытяжки пластичным пуансоном получены корпуса защитных шлемов, что подтвердило предположение о высокой технологической пластичности этого типа сплавов.

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ПРОТЕКАНИЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ГОРЯЧЕКАТАНЫХ СТАЛЯХ

Гадалов В.Н.¹, Скрипкина Ю.В.¹, Шкатов М.И.²

¹Россия, ФГБОУ ВПО «Юго-Западный государственный университет», Gadalov-VN@yandex.ru, Julia_Skr@mail.ru

²Россия, ФГБОУ ВПО «Липецкий государственный технический университет», shkatovmax@mail.ru

SOME ASPECTS OF RECRYSTALLIZATION IN HOT-ROLLED STEELS

Gadalov V.N., Skripkina J.V., Shkatov M.I.

This paper considers the technique of dynamic forecasting and metadinamicheskoy recrystallization kinetics based on static recrystallization during hot deformation of carbon and low-alloyed steels.

Повышение эффективности работы предприятия зависит от качества производимой им продукции и оптимизации технологического процесса. Получение однородных структур, обеспечивающих высокие значения прочностных характеристик при достаточном уровне пластичности и вязкости, является одной из основных целей при производстве готовой металлопродукции. Поэтому одним из основных направлений повышения качества горячекатаных полосовых сталей СтЗпс, 15пс, 09Г2С, 08Ю, производимых на непрерывных широкополосных станах (НШПС), является целенаправленное управление формированием структуры стали в ходе горячей прокатки и, соответственно, оптимизация температурно-скоростного режима горячей прокатки является актуальной и практически важной задачей.

Необходимым условием для анализа и оптимизации процессов, происходящих при прокатке является знание критической деформации, которая соответствует началу динамической рекристаллизации, а это важный параметр, используемый в математическом моделировании структурообразовании сталей при прокатке. Физическая природа статической и динамической рекристаллизации одинакова, различие состоит в условиях реализации этих процессов – после завершения деформации или в ходе деформации при непрерывном росте степени деформации. Следовательно, кинетические особенности статической и динамической рекристаллизации могут быть оценены расчетным путем.

Для прогноза кинетики статической рекристаллизации деформированного аустенита применимо модифицированное уравнение Аврами-Джонсона-Мела-Колмогорова:

$$X^{SR} = 1 - \exp \left[-B \left(\frac{\tau}{\tau_{0,5}} \right)^n \right] \quad (1)$$

где X^{SR} – степень статической рекристаллизации, доля; $\tau_{0,5}^{SR}$ – время, за которое рекристаллизация проходит на 50%, с; τ – текущее время для изотермических условий, с; $B = \ln 0,5$; n – коэффициент, зависящий от температуры и химического состава стали.

Для прогноза развития динамической рекристаллизации необходимы следующие данные: химический состав стали, температура и скорость деформации, исходный размер зерна аустенита. Модель позволяет рассчитывать критическую деформацию и прогнозировать кинетику развития динамической рекристаллизации.

Модель прогнозирования кинетики динамической рекристаллизации основана на использовании зависимостей для кинетики статической рекристаллизации (1). Предложенный алгоритм хорошо описывает лишь начальную стадию динамической рекристаллизации, не учитывая повторные циклы рекристаллизации. По мере развития динамической рекристаллизации в образующихся рекристаллизованных зернах постепенно повышается плотность дислокаций из-за продолжающейся деформации, и создаются условия для зарождения и роста новых рекристаллизованных зерен. Поэтому в деформируемом металле могут получать развитие одновременно идущие многократные циклы динамической рекристаллизации.

По мере развития динамической рекристаллизации в образующихся рекристаллизованных зернах постепенно повышается плотность дислокаций из-за продолжающейся деформации, и создаются условия для зарождения и роста новых рекристаллизованных зерен.

Изучение метадинамической рекристаллизации осуществляется методом прерванной деформации, основанным на сильной структурной чувствительности предела текучести, что предусматривает проведение двух последовательных операций деформации с увеличивающейся между ними по времени паузой при постоянной температуре [1, 2].

Расчитанные по модели кинетические кривые метадинамической рекристаллизации сопоставлены с экспериментальными данными и обнаружена относительная ошибка прогноза степени метадинамической рекристаллизации не превышающая 15%.

Таким образом, процессы динамической, метадинамической и статической рекристаллизации оказывают значительное влияние на сопротивление деформации прокатываемого металла. Принимая во внимание эти процессы, можно существенно повысить точность расчета величины сопротивления деформации и снизить выход несоответствующей требованиям потребителей металлопродукции.

Список литературы:

1. Шкатов, В.В. Прогнозирование условий начала динамической рекристаллизации при горячей деформации низколегированных сталей [Текст] / В.В. Шкатов, М.И. Шкатов // Материалы региональной научно-практической конференции «Молодые ученые – науке и производству». – Старый Оскол. – 2007. – Т.2 – С. 157-162.
2. Шкатов, В.В. Прогнозирование критической деформации соответствующей началу динамической рекристаллизации в сталях [Текст] / В.В. Шкатов, М.И. Шкатов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2008. – №3 – С. 59-61.

ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА СТАТИЧЕСКУЮ И УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРИП – СТАЛИ ВНС 9-Ш

Галкин М.П.¹, Терентьев В.Ф.², Просвирнин Д.В.², Коралева С.А.², Филиппов Г.А.¹

¹ГНЦ ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва, 105005, Россия

²ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, Москва, 119991, Россия

INFLUENCE OF SCALE FACTOR ON STATIC AND CYCLIC STRENGTH OF HIGH ALLOY TRIP-STEEL ВНС 9-Ш

Galkin M.P., Terentjev V.F., Prosvirnin D.V., Korableva S.A., Philippov G.A.

The influence of sample size on fatigue strength of cold-rolled sheet made of austenitic-martensitic TRIP-steel ВНС 9-Ш was investigated. The mechanisms of fatigue crack propagation were examined as well.

В работах [1-3] анализировалась циклическая прочность высоколегированной трип-стали образцов сравнительно небольшого размера. Поэтому в настоящей работе было изучено влияние масштабного фактора на характеристики циклической прочности. Испытания на статическое растяжение и усталость проводились на двух типах образцов (рис. 1),

изготовленных из холоднокатаной ленты (толщиной 0,28 мм) стали ВНС 9-Ш производства металлургического комбината «Мечел». Образцы типа 1 имели ширину 20 мм, а образцы типа 2 – 7 мм. Химический состав ленты из трип-стали приведен в таблице 1. Статические механические свойства проводились на 10 тонной механической машине Instron 3380.

Были получены следующие статические механические свойства стали холоднокатаной ленты толщиной 0,28 мм: образцы типа 1 – $\sigma_b = 1537$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1305$ МПа; $\delta = 53\%$; образцы типа 2 – $\sigma_b = 1492$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1290$ МПа; $\delta = 33\%$. Видно, что более широкие образцы обладают лучшим комплексом механических свойств при статическом растяжении. Испытания на усталость проводились при повторном растяжении с использованием сервогидравлической 10 тонной машины Инстрон 8801 (образцы типа 1) и настольной механической машины Instron Electropuls E 3000 (образцы типа 2). Все усталостные испытания проводились с частотой нагружения 40 Гц и при постоянном минимальном напряжении цикла $\sigma_{\min} = 100$ МПа.

Таблица 1

Химический состав (%) – трип – стали марки ВНС 9-Ш									
Марка стали	C	Cr	Mo	Mn	Si	N	Ni	S	P
ВНС 9-Ш	0,20-0,25	14,5-16,0	2,7-3,2	≤1,0	≤0,6	0,03-0,07	4,8-5,8	≤0,01	≤0,015

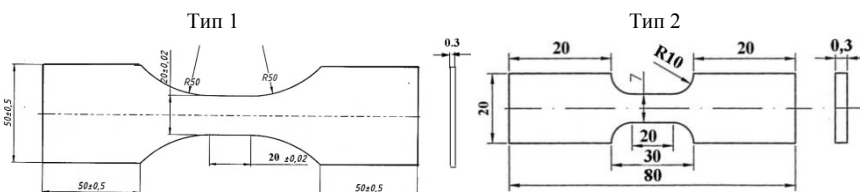


Рис. 1. Образцы для испытания на усталость и статическое растяжение.

Из представленных на рис. 2 кривых усталости видно, что образцы с более широкой рабочей частью (тип 1) имеют лучшие характеристики циклической прочности: большую почти на порядок долговечность до разрушения в интервале циклических напряжений от 600 до 900 МПа и более высокий предел выносливости, чем у образцов типа 2 (600 МПа и 500 МПа соответственно).

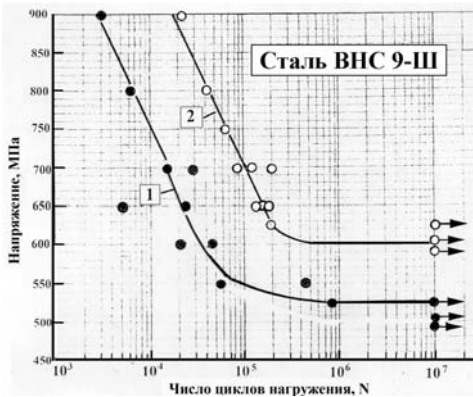


Рис. 2. Кривые усталости образцов из холоднокатаной ленты стали ВНС – 9Ш производства ОАО «МЕЧЕЛ»: 1 – образцы типа 1; 2 – образцы типа 2.

Обычно считается, что чем массивнее образец (в нашем случае шире), тем циклическая прочность металлических материалов хуже, из – за большей вероятности наличия в таком

образце дефекта критического размера. Такое различие в поведении образцов типа 1 и типа 2, которое на первый взгляд не соответствует обычным представлениям, может быть связано с рядом факторов.

Во-первых, образцы типа 1 и 2, хотя и испытывались при одинаковых режимах циклического нагружения, однако циклически деформировались на разных испытательных установках. Сервогидравлическая машина Инстрон 8801 обеспечивает более мягкий режим деформирования, чем механическая машина Instron Electropuls E 3000.

Во-вторых, концентрация напряжений при переходе от широкой части образца к рабочей части у образцов типа 1 значительно меньше, чем у образцов типа 2 (радиус перехода 50 мм и 10 мм соответственно).

В-третьих, при одинаковом состоянии кромок образцов у более широкого образца стадия распространения трещины должна быть более продолжительной из-за высокой пластичности трип – стали.

Литература

1. В.Ф. Терентьев, Л.Е. Алексеева, С.А. Кораблева и др. Циклическая выносливость высокопрочной коррозионно-стойкой стали // Деформация и разрушение, 2013, № 3. 24-30.
2. В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. Усталостная прочность высоколегированных коррозионно – стойких трип-сталей (обзор) // Деформация и разрушение, 2012, № 2, с. 2-8.
3. В.Ф. Терентьев, А.К., Слизов, Д.В., Просвирнин и др. Исследование усталостных свойств материала торсионов несущих винтов вертолетов до и после эксплуатации // Деформация и разрушение, 2013, № 5, с. 18-24.

ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В СОСТОЯНИИ ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЯ*

Гвоздев А.Е., Кузовлева О.В., Сергеев Н.Н.

ТГПУ им. Л.Н. Толстого; antondevidov@gmail.com

The behavior of the ductility of carbon steel grades 10, 35 and У8А Tensile at temperatures $T = 700-870$ °C and ductility of the steel R6M5 change-IP and in tensile strength and compression in the temperature range 600-900 °C and a strain rate of 0.001 to 0.1 s-1.

Исследовано поведение пластичности углеродистых сталей марок 10, 35 и У8А при растяжении в интервале температур $T = 700-870$ °C и изменение пластичности стали Р6М5–МП и предела прочности при растяжении и сжатии в интервале температур 600–900 °C и скоростей деформации от 0,001 до 0,1 с⁻¹.

Пластичность оценивали величиной относительного удлинения образца после растяжения при комнатной и повышенных температурах на установке МИРИ– 100К (ГОСТ 28840–90).

Анализ результатов, полученных для сталей марок 10, 35 и У8А (рисунок 1) показал, что существуют области предпревращения и для Ас₁ и для Ас₃-переходов. В состоянии предпревращения (рисунок 1, а; вертикальная штриховка – Ас₁-превращение, горизонтальная – Ас₃-превращение) можно ожидать появления повышенной пластичности материала, а при совпадении скоростей деформирования и процессов подготовки фазового превращения – сверхпластичности.

Состояние предпревращения для точки Ас₃ в стали марки 10 приходится на температурный интервал 725–840 °C. Именно в указанном интервале температур реализуется эффект повышенной пластичности ($\delta \sim 50$ %). По диаграмме профессора А.П. Гуляева эффект повышенной пластичности для стали 35 следует ожидать в интервале температур 680–725°C, а для стали У8А – в интервале 700–725 °C, т.е. полученные результаты не противоречат диаграмме профессора А.П. Гуляева. Для стали 35 установлено два интервала повышенной пластичности. Второй максимум пластичности обнаружен вблизи критической точки Ас₃ и соответствует температурному интервалу 780–800 °C (рисунок 1, б).

¹В работе принимал участие ведущий инженер-конструктор НПП «Вулкан-ТМ», к.т.н. Провоторов Д.А.

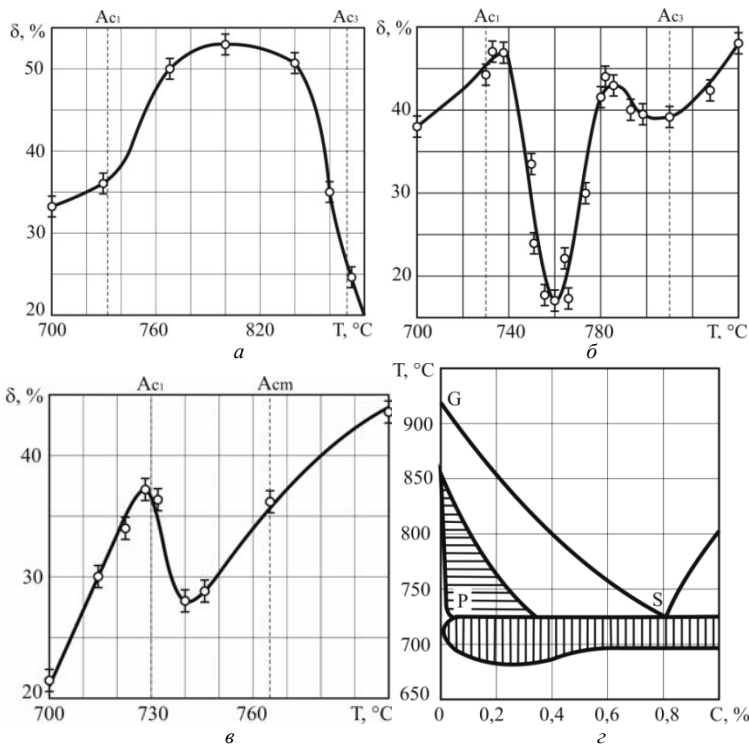


Рисунок 1 – Сопоставление результатов, полученных для сталей марок 10 (а), 35 (б) и У8А (в), с диаграммой профессора А.П. Гуляева (г)

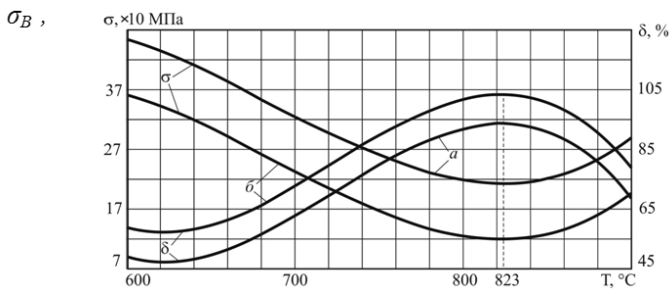


Рисунок 2 – Зависимости изменения предела прочности σ_B и относительного удлинения δ от температуры в условиях растяжения при скорости деформации: а – $0,1 \text{ c}^{-1}$, б – $0,001 \text{ c}^{-1}$, полученные по моделям (1) и (2)

Если оценивать экстремальные точки с позиций проявления в них эффектов повышенной пластичности и сверхпластичности, то можно сказать, что при $T=823 \text{ }^\circ\text{C}$ при скоростях деформации $0,1$ и $0,01 \text{ c}^{-1}$ проявляется эффект повышенной пластичности, а при скорости деформации $0,001 \text{ c}^{-1}$, наблюдается эффект сверхпластичности и относительное удлинение δ превышает 100 %.

Вычислены экстремальные значения пластичности δ_{max} и прочности σ_{min} и значения температур $T_{\delta_{max}}$ и $T_{\sigma_{min}}$. Предложено характеризовать состояние предпревращения металлической системы при $T_{\sigma_{min}}$ как состояние термомеханического разупрочнения, характеризуемого наименьшей прочностью σ_{min} , а при $T_{\delta_{max}}$ как состояние термомеханической неустойчивости, характеризуемой максимальной пластичностью δ_{max} .

Установлено, что значения температур минимальной прочности и максимальной пластичности $T_{\sigma_{min}}$ и $T_{\delta_{max}}$ совпадают и составляют 823С, что ниже точки A_{c1} (рисунок 2). Рассчитанные значения температур $T_{\sigma_{min}}$ и $T_{\delta_{max}}$ использованы на практике при разработке новых способов обработки быстрорежущей стали.

Это говорит о том, что материал перед фазовым переходом находится в состоянии механической неустойчивости и разупрочнения, где сопротивление деформации минимально и материал наиболее податлив внешнему воздействию.

Список литературы:

1. Кузовлева О.В., Гвоздев А.Е. О закономерностях и причинах изменения пластичности металлов и сплавов в состоянии предпревращения / О.В. Кузовлева, А.Е. Гвоздев // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. Выпуск 5. Часть 3. – Тула: изд-во ТулГУ, 2011. – С. 94–103.

2. Кузовлева О.В. Аномальные изменения структуры и свойств металлов и сплавов при термомеханических воздействиях в состоянии предпревращения: монография // Под. ред. Д-ра техн. наук, проф. А.Е. Гвоздева. – Тула: Изд-во ТулГУ, 2012. – 206ббс. ISBN 978-5-7679-2240-6.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПРЕДЕЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГА СТАЛИ Р6М5 В СОПРЯЖЕННЫХ ВНЕШНИХ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ ПОЛЯХ

Гвоздев А.Е., Авдонин А.А., Сергеев Н.Н.

*Российская Федерация, Тульский государственный педагогический университет
им. Л.Н. Толстого, e-mail: tts@list.ru*

PATTERNS OF CHANGE OF EXTREME DEGREE OF SHEAR STRAIN OF STEEL R6M5 IN EXTERNAL THERMODYNAMIC FIELDS

A. Gvozdev, A. Avdonin, N. Sergeev

Thermo-mechanical models and patterns of change of extreme degree of shear strain of steel R6M5 in temperature-rate fields were built using optimal planning methods and mathematical modeling. Extreme values were used for the development of resource-saving technologies.

Пластичность является важнейшим технологическим свойством металлов и сплавов. Основная характеристика пластичности – предельная степень деформации сдвига Λ_p . Получение и анализ моделей пластичности, связывающих ее характеристики с различными варьируемыми факторами позволяет прогнозировать оптимальные термомеханические режимы обработки металлических сплавов в сопряженных полях: температурных, механических, концентрационных [1]. Это особенно актуально для сложнелегированных и труднодеформируемых сталей типа Р6М5.

В данной работе на примере типичного представителя малопластичных гетерофазных металлических материалов – стали Р6М5 разработана математическая модель предельной степени деформации сдвига Λ_p при растяжении в интервале температур включающих температуры фазовых переходов первого и второго рода и скоростей деформации от 10^{-4} до 10^{-2} с⁻¹. Высокотемпературные испытания цилиндрических образцов из стали Р6М5 на растяжение выполнялись по синтезированному точному оптимальному плану эксперимента пятого порядка [2]. Математическое моделирование и статистическая обработка экспериментальных данных проводилась с учетом рекомендаций [3].

Термомеханическая зависимость предельной степени деформации сдвига Λ_p от температуры x_1 и скорости деформации x_2 определяется выражением (1).

$$\Lambda_p = 1,242 + 0,126x_1 - 0,549x_2 - 2,867x_1^2 - 0,885x_1x_2 - 1,286x_2^2 - 0,834x_1^3 + \quad (1)$$

$$+ 0,099x_1^2x_2 - 0,418x_1x_2^2 + 0,371x_2^3 - 0,935x_1^3 - 0,275x_1^3x_1^2 + 0,418x_1^2x_2^2 + 1,407x_1x_2^3 + 0,414x_2^4$$

где x_1 – кодовое значение температуры t , °C;

x_2 – кодовое значение скорости деформации \mathcal{E} , c^{-1} .

Уравнение связи кодовых и натуральных значений факторов взяты [2]. Общий вид термомеханической модели (1) в 3-х мерной системе координат представлен на рисунке 1.

В каждой точке исследуемого факторного пространства рассчитаны значения величин $\Lambda_p = f(x_1; x_2)$. Анализ полученных результатов показал, что с увеличением скорости деформации и температуры в исследуемых интервалах Λ_p изменяется немонотонно: возрастает, достигает максимума и снижается (рисунок 2а).

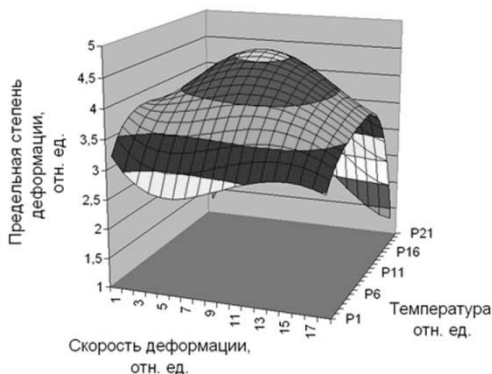


Рисунок 1 – Зависимость предельной степени деформации сдвига Λ_p от температуры t (750 – 850°C) и скорости деформации \mathcal{E} ($10^{-4} - 10^{-2} c^{-1}$)

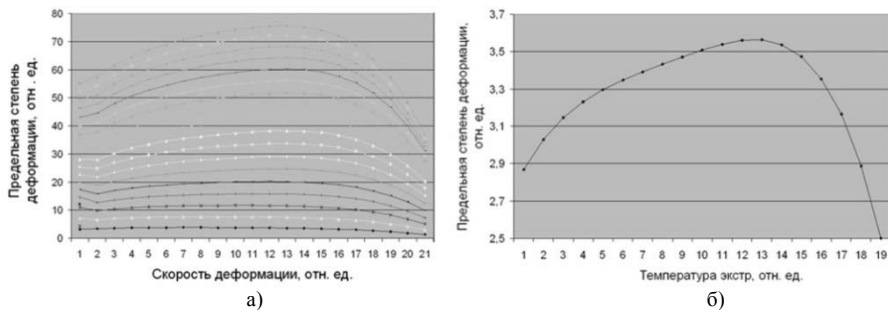


Рисунок 2 – Зависимость предельной степени деформации сдвига Λ_p от температуры t при различных скоростях деформации при растяжении (а) и зависимость экстремальных значений предельной степени деформации сдвига $\Lambda_p \max$ от температуры деформации t (б)

Исследованиями температурных и скоростных зависимостей предельной степени деформации сдвига на экстремум определены температурные и скоростные координаты экстремальных точек t_{Λ_p} и \mathcal{E}_{Λ_p} . Установлено, что с возрастанием скорости деформации при

растяжении температурная координата точки максимума предельной степени деформации сдвига смещается в область более высоких температур (рисунок 2б).

Выявлено, что предельная степень деформации сдвига достигает экстремальных значений при температурах ниже температуры деффузионного фазового превращения $t_{A_{c1}}$.

Авторы предполагают, что при температуре, соответствующей максимальному значению предельной степени деформации сдвига, сталь Р6М5 находится в состоянии предпревращения, т.е. перед переходом кристаллической решетки основной фазы стали легированного твердого раствора феррита ОЦК(К8) в кристаллическую решетку легированного твердого раствора аустенита ГЦК(К12). В этом состоянии предпревращения пластичность стали максимальна и она может подвергаться значительным пластическим деформациям без разрушения [3]. Полученные экстремальные значения предельной степени деформации сдвига $\Lambda_p \text{ max}$ позволили установить оптимальные температурные режимы термомеханической обработки стали Р6М5, которые могут служить основой для создания баз данных и разработки ресурсосберегающих технологий [4].

Литература

1. Макаров Э.С., Ульшенкова В.Э., Гвоздев А.Е. Сопряженные поля в упругих пластических и сыпучих средах / Тула: Изд-во ТулГУ, 2002. – 360с.
2. Гвоздев А.Е. Производство заготовок быстрорежущего инструмента в условиях сверхпластичности: – М: Машиностроение, 1992. - 176 с. ISBN 5-217-01471-7.
3. Гвоздев А.Е., Кузовлева О.В., Пантюхин О.В. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов и сверхпластичности в металлических системах: монография// Тула: Изд-во ТулГУ, 2011. - 114 с. ISBN 978-5-7679-1904-8.
4. Кондрашина А.В., Гвоздев А.Е., Пантюхин О.В. Закономерности структурообразования и разрушения в процессах ресурсосберегающей и сверхпластической обработки стали Р6М5: монография// под ред. д-ра тех. наук, проф. Гвоздева А.Е.: Тула: Изд-во ТулГУ, 2011. – 130 с.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6 ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Грабовецкая Г. П., Забудченко О.В., Мишин И.П., Булышко Д.Ю.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, grabg@ispms.tsc.ru

EFFECT OF HYDROGEN ON THE PLASTIC DEFORMATION DEVELOPMENT IN SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM VT6 ALLOY UNDER CREEP Grabovetskaya G.P., Zabudchenko O.V., Mishin I.P., Bulyshko D.Yu.

A comparative studies of the deformation processes development under creep in submicrocrystalline ($d_{av} \sim 0,35 \mu\text{m}$) and fine-grained ($d_{av} \sim 7 \mu\text{m}$) titanium VT6 alloy hydrogenated to concentrations of 0.1 and 0.26 wt. % were carried out. Hydrogen presence in solid solution at the alloy is found to suppress the development of the localized plastic deformation bands at meso- and macro-level in submicrocrystalline VT6 alloy at 673-773 K and to activate the dislocation creep. An activation of grain boundary sliding and increase of its contribution to the total deformation are observed during creep at 773-873 K under conditions of simultaneous hydrogen degassing of the alloy.

Проведено сравнительное исследование развития деформационных процессов в легированном водородом до концентраций 0,002, 0,1 и 0,26 мас.% титановом сплаве ВТ6 в субмикроструктурном ($d_{cp} \sim 0,35 \mu\text{m}$) и мелкозернистом ($d_{cp} \sim 7 \mu\text{m}$) состояниях при ползучести в интервале температур 673-873 К.

Показано, что сплав ВТ6 в обоих состояниях содержит β фазы. Объемная доля β фазы в мелкозернистом сплаве составляла 13-15 об.%, в субмикроструктурном – 9-11 об.%. В исследуемых интервалах концентраций водорода и температур водород в сплаве ВТ6 в обоих состояниях находится в твердом растворе. С ростом концентрации водорода пределы прочности

и текучести сплава в указанном интервале температур увеличиваются, а величина деформации до разрушения уменьшается.

На установившейся стадии ползучести деформация мелкозернистого сплава ВТ6 в исследуемом интервале температур осуществляется путем движения дислокаций. Начало стадии ускоренной ползучести совпадает с началом локализации деформации на макроуровне путем образования шейки. В субмикрорекристаллическом сплаве, содержащем 0,002 мас.% водорода на установившейся стадии ползучести при температурах 673 и 773 К наблюдается развитие мезополос, а на начальном участке ускоренной ползучести макрополос локализованной деформации. Присутствие водорода в твердом растворе в субмикрорекристаллическом сплаве ВТ6 подавляет развитие полос локализованной пластической деформации на мезо- и макроуровне. Характерной особенностью деформации легированного водородом до концентраций 0,1 и 0,26 мас.% сплава ВТ6 в обоих состояниях является развитие трещин, периодически расположенных на поверхности образца. При этом наблюдается снижение скорости установившейся ползучести и предельной деформации, а также увеличение времени до разрушения.

Зависимость скорости установившейся ползучести легированного водородом субмикрорекристаллического сплава ВТ6 от напряжения в интервале температур 673–773 К удовлетворительно описывается степенным законом ползучести с показателем чувствительности к напряжению (n), близким по величине к значению показателя n , соответствующему дислокационной ползучести крупнозернистого сплава ВТ6, контролируемой объемной диффузией. При этом значения кажущейся энергии активации ползучести субмикрорекристаллического сплава близки к соответствующим значениям кажущейся энергии активации ползучести сплава в мелкозернистом состоянии.

При ползучести субмикрорекристаллического легированного водородом сплава ВТ6 при температурах 773 и 873 К в условиях одновременной дегазации водорода (полная дегазация водорода из сплава при 773 К происходит в зависимости от концентрации водорода за 6-14 часов, при 873 за 1-3 часа) в несколько раз возрастают скорость ползучести и деформация до разрушения сплава. При этом уменьшаются значения кажущейся энергии активации ползучести (Q) и показателя n . Показано, что наблюдаемое увеличение скорости ползучести СМК сплава в условиях одновременной дегазации водорода связано с активизацией мезоскопического механизма деформации – зернограничного проскальзывания и увеличением его вклада в общую деформацию.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КРЕМНИЯ И МАРГАНЦА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ

Гринберг Е.М., Фомичёва Н.Б., Маркова Е.В.

Россия, Тульский Государственный Университет, marta06@yandex.ru

Количество неметаллических включений является одним из основных критериев, определяющих качество литых сталей.

В ходе исследования структуры стали 09Х16Н4БЛ различных плавок на нетравленных шлифах (по ГОСТ 1778-70) были обнаружены неметаллические включения округлой формы.

Микрорентгеноспектральный анализ, проведённый на растровом электронном микроскопе INSPECTS, позволил установить фазовый состав неметаллических включений и идентифицировать их как силикаты марганца.

Частицы силикатов марганца различной формы наблюдали как на границах исходных дендритных кристаллов, образующихся при затвердевании отливок, так и на границах аустенитного зерна.

При рассмотрении в отражённом свете на микроскопе Axio Observer D1m, эти включения имеют темно-серый цвет с коричневым оттенком, с блестящей точкой в центре и блестящим ответом – в ореоле. В проходящем свете они прозрачны, что соответствует показателям принадлежности этих частиц к силикатам Mn, представленным в работе [2].

С использованием программы для автоматизированного подсчёта определяли площадь, периметр и коэффициент формы включений силикатов марганца.

Анализ полученных данных показал, что количество включений и особенно, их размер в различных плавках стали 09X16H4БЛ сильно колеблется: объемная доля находится в пределах 0,49-1,36, а размер - от 2 до 20 мкм.

Проведенный фрактографический анализ поверхности разрушения показал, что включения силиката марганца расположены на дне ямок характеризующих вязкий излом стали.

При неравномерном распределении неметаллических включений происходит понижение энергоёмкости вязкого разрушения и как следствие увеличение размера ямок.

Поскольку неметаллические включения оказывают определяющее влияние на характер разрушения стали, в работе были произведены расчёты, оценивающие это влияние. Анализ проводили по двум параметрам: коэффициент β и коэффициент b_v [1].

Для проведения расчётов использовали данные, полученные с помощью металлографического микроскопа Axio Observer. D1m.

Расчеты показали сильное влияние частиц силиката марганца на процесс разрушения.

В связи с эти представляла интерес оптимизация состава стали 09X16H4БЛ по количеству кремния и марганца, которая показала, что сочетание минимальных значений концентраций пары Si – Mn способствует формированию структуры, обладающей повышенными значениями, как предела прочности, так и ударной вязкости.

Литература:

1. Изломы конструкционных сталей: справочное издание / под ред. Л.П. Герасимова, А.А. Ежов, М.И. Маресев. М.: Металлургия, 1987. 272с.
2. Гончаренко В.И., Адамчук С.И., Цивирко Э.И. Сравнительная микротвердость стали и неметаллических включений при высоких температурах //Температурная микроскопия металлов и сплавов.М.:Наука, 1974. С.129.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЖИДКО-ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В ОБЕЗУГЛЕРОЖЕННОМ ЛИТОМ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ

Губенко С.И., Мовчан А.В., Бачурин А.П., Черноиваненко Е.А.

Украина, Национальная металлургическая академия Украины, ekmovchan@yandex.ru

При производстве металлорежущего инструмента методами литья в структуре сплавов возникают два трудноустраняемых дефекта, такие как карбидная неоднородность и усадочная рыхлость. Карбидную неоднородность возможно полностью устранить комплексной химико-термической обработкой, которая включает в себя обезуглероживание и науглероживание поверхностного слоя [1]. Усадочные дефекты по разработанной технологии устраняются на стадии окончательного формообразования инструмента посредством деформации штамповкой в жидко-твердом состоянии.

Деформация сплава в жидко-твердом состоянии проводится при температурах выше плавления эвтектики, при этом эвтектика расплавляется, а обезуглероженный приповерхностный слой не дает растечься эвтектической жидкости и сохраняет форму образца. Во время деформации в закрытых холодных штампах температура понижается, что приводит к кристаллизации мелкодисперсной эвтектики и формированию плотной бездефектной структуры в изделиях. Для сплава 20P18 температура начала деформации составила 1230-1250 °С. Для определения рациональных режимов обработки степень деформации варьировали от 20 до 70%.

Для деформации применяли литой сплав 20P18 после обезуглероживания 1,5 часа при 1050 °С и 2 часа при 1200°С. Обезуглероженная структура поверхностного слоя состоит из равноосных рекристаллизованных зерен феррита. Сердцевинные участки не претерпевают в процессе обезуглероживания значительных изменений, т.е. наследуют литую структуру.

Исследования микроструктуры показали, что в ферритных зернах поверхностного слоя опытных сплавов в процессе деформации происходят значительные изменения. После малых степеней деформации ($\epsilon=20\%$) в обоих сплавах наблюдается равноосная форма зерен (рис. 1 а), что связано с развитием в процессе деформации горячего наклепа и динамического восстановления структуры. С увеличением степени деформации динамическая рекристаллизация полностью реализоваться не успевает, наблюдаются вытянутые зерна с признаками процессов

частичного восстановления структуры (рис. 1 б). Чем выше степень деформации, тем больше вытянутость зерен в обезуглероженном поверхностном слое (рис. 1 б-г).

Изучение структуры центральной части деформированных образцов показало, что при деформации сердцевина кристаллизуется ускоренно и структура эвтектики диспергируется (рис. 2 а, б). В участках структуры, которые не плавилась, после деформации зерна измельчаются. В участках эвтектики после деформации и кристаллизации наблюдали дробление и частичную сфероидизацию эвтектических карбидов, что приводит к дополнительному повышению механических свойств (рис. 2 в, г). Разрушение эвтектических карбидов, их измельчение и более равномерное распределение в аустените благоприятно с точки зрения повышения пластичности исследуемых сплавов. Максимальная их пластичность может быть достигнута, когда участки эвтектической составляющей окажутся достаточно дисперсными и будут равномерно распределены в твердом растворе.

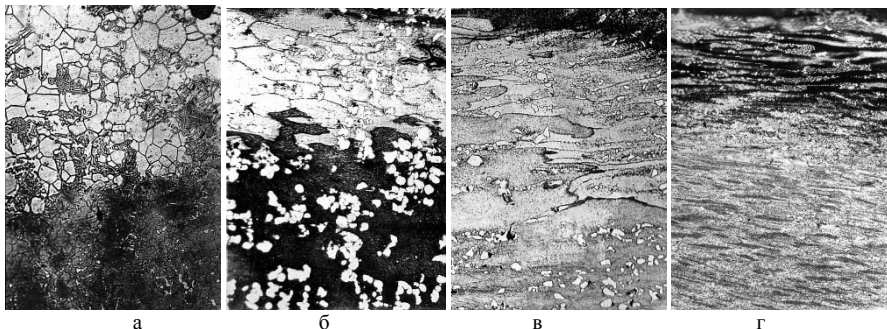


Рис. 1. Структура поверхностного слоя образца опытного сплава 20P18 после предварительного обезуглероживания и деформации; а – $\epsilon=20\%$, б – $\epsilon=35\%$, в – $\epsilon=60\%$, г – $\epsilon=70\%$; $\times 200$

Дефекты атомно-кристаллического строения, генерируемые во время деформации, повышают диффузионную подвижность компонентов, входящих в состав карбидов, и тем самым способствуют сфероидизации. Увеличение скорости сфероидизации сложного легированных специальных эвтектических карбидов типа M_6C происходит в условиях ускоренного массопереноса медленнодиффундирующих атомов W, Mo, V, Fe, входящих в состав карбида, по телу матрицы в твердом растворе.

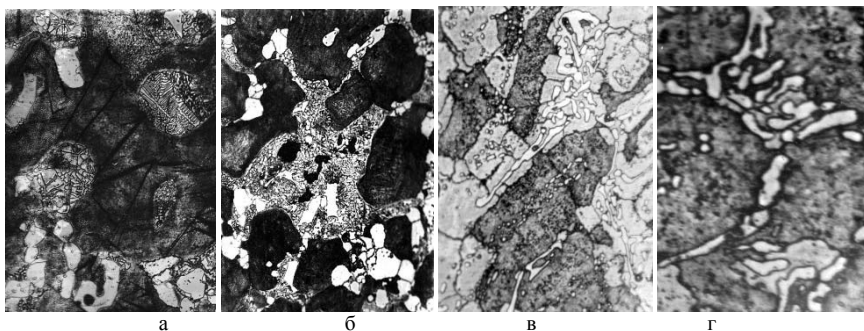


Рис. 2. Структура сердцевинной части образца опытного сплава 20P18 после предварительного обезуглероживания и деформации ($\epsilon=20\%$); а – $\times 400$, б, в – $\times 500$, г – $\times 1000$

Последующее науглероживание сплава 20P18 при температуре 1220 °С в течение 2 часов в газовой среде приводит к формированию в поверхностном слое композиционных структур, представляющих собой аустенитную матрицу, армированную карбидными волокнами.

С повышением степени деформации от 20% до 70% практически не изменяется морфология науглероженного слоя, но заметно изменяется межстержневое расстояние в образующихся аустенитно-карбидных колониях (рис.3). Увеличение степени деформации до 50% привело к измельчению структуры науглероженного слоя (рис. 3 а, б), при увеличении степени деформации (>50%) наблюдали огрубление композиционной структуры (рис. 3 в, г).

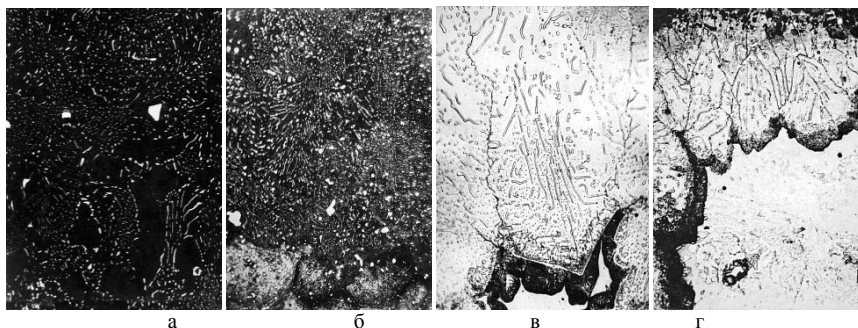


Рис. 3. Микроструктура науглероженного приповерхностного слоя сплава 20P18 после предварительной деформации; а – $\epsilon=40\%$, б – $\epsilon=50\%$, в – $\epsilon=60\%$, г – $\epsilon=70\%$; а, б, в – $\times 500$, г – $\times 400$

В процессе анализа полученных данных установлено, что рациональную степень деформации опытных сплавов, при которой наблюдается максимальная глубина насыщения при науглероживании, а также максимальные степень дисперсности композиционной структуры является 40-50%.

1. Пат. 71705 Україна, МПК С21D 9/22. Спосіб комплексної обробки литого металорізного інструменту / Ю.С. Проїдак (UA), О.В. Мовчан (UA), С.І. Губенко (UA), А.П. Бачурін (UA), К.О. Черноіваненко (UA). – № u2011 15570; Заявл. 29.12.2011; Опубл. 25.07.2012; Бюл. №14. – 4 с.

ПОВЫШЕНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК12 В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБРАБОТКИ ПЕРЕМЕННЫМИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМИ ПОЛЯМИ

Демидов А.А., Кавицкий И.М., Гвоздев А.Е., Сергеев Н.Н.

Российская Федерация, ТПУ им. Л.Н. Толстого, antondevidov@gmail.com

In [1.2] it is shown that the kinetics of crystallization of alloys can be affected by electromagnetic waves having a frequency in relation to which the natural frequency of vibration of the atoms of at least one of the chemical elements in the alloy, is a multiple of. The atoms in the condensed medium is considered as mechanical mikroostsillyatory having a certain mass and electric charge. When exposed to the condensed medium alternating electromagnetic field, oscillating electrons interact with ions, forming a mechanical oscillating system. If the natural frequency of the atoms of a chemical element is a multiple exposure frequency alternating electromagnetic field, the resonance occurs at harmonics [1]. Kinetic energy resonating atoms increases, resulting in increasing their mobility in solution. This leads to a deviation in the distribution of the atoms of a normal solution, and accumulation of these atoms into a compact group.

В работах [1.2] показано, что на кинетику кристаллизации сплавов можно воздействовать электромагнитными колебаниями, имеющими частоту, по отношению к которой собственная частота колебаний атомов хотя бы одного из химических элементов, входящих в состав сплава, является кратной. Атомы в конденсированной среде рассматривают как механические микроосцилляторы, имеющие определенную массу и электрический заряд. При воздействии на конденсированную среду переменным

электромагнитным полем, колеблющиеся электроны взаимодействуют с ионами, образуя механическую колебательную систему. Если частота собственных колебаний атома химического элемента кратна частоте действующего переменного электромагнитного поля, то происходит резонанс на гармониках [1]. Кинетическая энергия резонирующих атомов повышается, в результате чего возрастает их подвижность в растворе. Это приводит к отклонению распределения атомов в растворе от нормального, и к скоплению этих атомов в кластеры и компактные группы. В работах [1, 2] определена частота, по отношению к которой собственная частота колебаний алюминия является кратной и частота, по отношению к которой собственная частота колебаний кремния является кратной. Для алюминия эта частота равна $4,57 \cdot 10^{-11}$ Гц, для кремния - $2,44 \cdot 10^{-11}$ Гц.

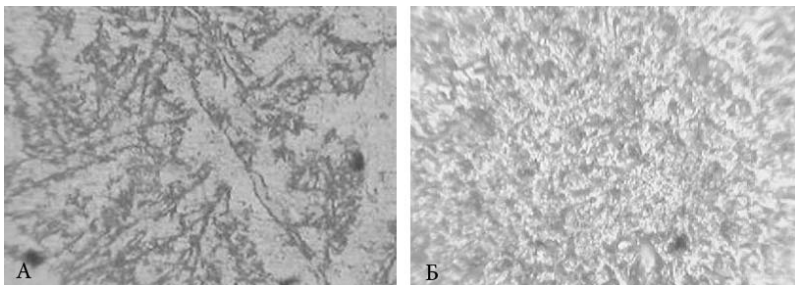


Рисунок 1. А) Микроструктура исходного сплава без воздействия электромагнитного поля. x 500; Б) Микроструктура края образца из силумина, обработанного в процессе кристаллизации электромагнитным полем частотой 2440 КГц x 500.

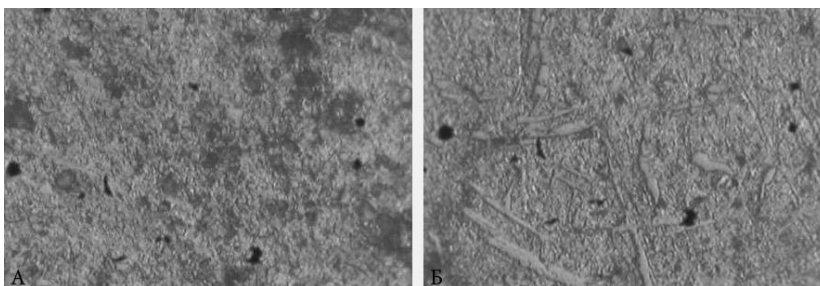


Рисунок 2. А) Микроструктура центра образца из силумина, обработанного в процессе кристаллизации электромагнитным полем частотой 24,4 КГц от генератора Г-2. x 1000. Б) Микроструктура центра образца из силумина в исходном состоянии. X 1000

При изучении воздействия электромагнитного поля на образец в процессе кристаллизации продолжительность обработки составляла 3 – 4 минуты, начиная от момента заливки модели жидким металлом. Этого времени достаточно для полной кристаллизации образца. Отлитые образцы маркировали с двух сторон и проводили металлографические исследования.

Микроструктура всех исследованных образцов состоит из светлой фазы - кремния, темной фазы – алюминия и серой фазы, представляющей собой эвтектику.

Первичный кремний в контрольных образцах, закристаллизовавшихся без воздействия электромагнитного поля, имеет игольчатую форму. На рисунке 1а приведена микрофотография микроструктуры силумина, кристаллизовавшегося без воздействия электромагнитных полей.

На рисунке 1 б приведена микроструктура силумина, кристаллизация которого произошла под воздействием электромагнитного поля частотой 2440 КГц.

На рисунке 3 показаны: исходная микроструктура, микроструктура после обработки частотой, по отношению к которой собственная частота колебаний атомов алюминия является кратной и микроструктура после обработки частотой, по отношению к которой собственная частота колебаний атомов кремния является кратной.

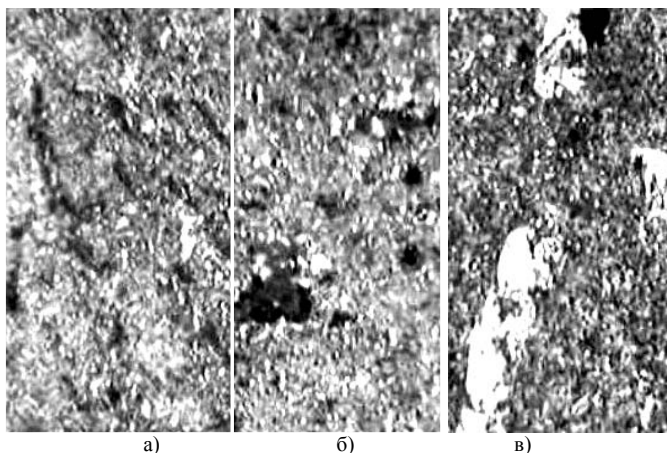


Рисунок 3. Сплав АК12. $\times 250$: а) исходная микроструктура; б) микроструктура после обработки частотой, по отношению к которой собственная частота колебаний атомов алюминия является кратной; в) микроструктура после обработки частотой, по отношению к которой собственная частота колебаний атомов кремния является кратной.

Как видно из фотографий микроструктур приведенных выше, воздействие переменными электромагнитными полями на расплав силумина путем пропускания электрического тока через образец в процессе кристаллизации оказывает существенное влияние на процесс кристаллизации, повышая дисперсность структуры сплава, уже при малой мощности поля.

Список литературы

1. Кавицкий И.М., Рушаник Б.А., Демидов А.А. Механизм воздействия модификаторов при структурообразовании высокопрочного чугуна с шаровидным и вермикулярным графитом //Литейщик России – 2008 - № 10 – С 25-29.
2. Пат. 2344900 РФ, С2. Способ обработки расплавов сплавов / Кавицкий И.М., Кавицкий С.И., Рушаник Б.А. Опубл. 2009.01.27.
4. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Металлургия, 1969.-448 с.

РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВА N-1 ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ Доровской В.М.

Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», г.Москва

Presents the results of IN-SITU deformation of the electron microscope specimens alloy N-1, carved out of fuel elements of nuclear reactors in the case of variable loading regimes. It is shown that in the case of variable loading regimes, the area in front of the spreading микротрещиной has a larger size than the loading without change of the load.

Сплавы циркония с 1% ниобия, применяемые в ядерных энергетических установках в качестве оболочек тепловыделяющих элементов, работают в сложных условиях эксплуатации. В связи с этим задача прогнозирования длительной прочности указанного сплава и ресурса работы

тепловыделяющих элементов из него требуют разработки математической модели разрушения, детально описывающих накопление всевозможных дефектов и их взаимодействие.

Для исследования процессов зарождения и распространения микротрещин в металлических образцах, приготовленных непосредственно из оболочек тепловыделяющих элементов, был применен метод In-Situ трансмиссионной электронной микроскопии[1]. Применение этого метода, позволило обнаружить, что микротрещины распространяются за счет слияния с ее вершиной зародышевых микротрещин, которые образуются перед фронтом распространения микротрещины[2].

Образцы для исследования процессов зарождения и распространения микротрещин в сплаве циркония с 1% ниобия получали из оболочки тепловыделяющего элемента реактора ВВЭР диаметром 8 мм сплава 110, цирконий калций термический. С помощью алмазной фрезы из оболочки вырезали заготовки размером 7x5 мм. Полученные заготовки шлифовались на абразивных дисках до получения плоских пластин толщиной 100 мкм. Из этих пластин методом электролитического полирования [2] получали образцы для деформирования и исследования их в колонне электронного микроскопа ТЕМСКАН-100СХ производства Японии. Образцы деформировались растяжением со скоростью 0,05 мкм/мин в стандартном приспособлении для этого микроскопа.

Деформирование переменными нагрузками осуществлялось следующим образом. Вначале образец деформировался в течение 30 секунд (со скоростью 0,05 мкм/мин), после фотографирование структуры образец разгружался с той же скоростью в течение 20 секунд и вновь структуру фотографировали. Далее образец деформировался в течение 35 секунд, фотографировалась структура, и разгружался в течение 25 секунд и вновь фотографировался. И так далее через 40, 45, 50 и т.д. секунд нагружения. Такой режим нагружения считали как режим с циклирующей нагрузкой.

Микротрещина обычно зарождается у тонкого края образца, коим является область вокруг зоны утонения. Зарождению микротрещины предшествует локальное утонение материала перед вершиной, что можно увидеть на серии (рис.1) микрофотографий одного и того же места образца, полученных в разных режимах работы трансмиссионно-сканирующего электронного микроскопа.

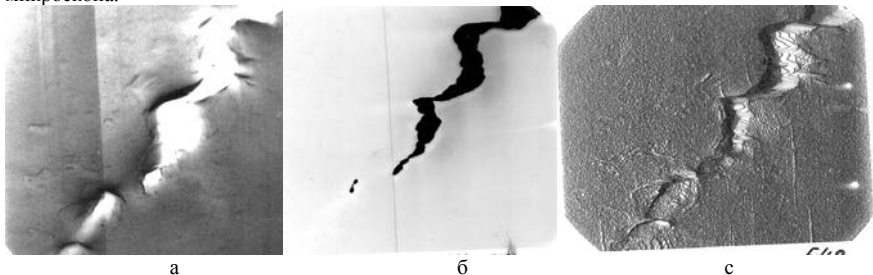


Рис.1. Электронномикроскопическое микрофотографии одного и того же места образца: а - в режиме сканирования, б - в трансмиссионном режиме, с - в режиме Y- модуляции

В результате утонения, из-за пластической деформации, дислокации покидают ограниченные области, за счет скольжения по плоскостям, расположенным под углом 56° к направлению приложения нагрузки. Направление приложения нагрузки в данном случае можно указать лишь приблизительно, так как поле зрения в электронном микроскопе мало по сравнению с размером образца, а микротрещина много раз меняет направление распространения. При скольжении они тормозятся своими концами и их линии выгибаются в направлении скольжения. Уходя из некой локальной области, они оставляют на своем пути точечные дефекты, которые менее подвижны, чем дислокации. При определенном количестве точечных дефектов, в микрообъеме образца, материал может возникнуть такая ситуация, что ближний порядок потерян, хотя дальний порядок сохранился. Такое состояние материала можно характеризовать как аморфное.

Обычно эти области на микрофотографиях окаймлены скоплением дислокаций и экстинкционных контуров. Линии дислокаций, при этом, выгибаются в направлении от этой

области при увеличении нагрузки, и наоборот в направлении к этой области при уменьшении нагрузки.

При снижении нагрузки, дислокации могут начать движение в обратном направлении в эти микрообласти, но до конца на свое место они не возвращаются, а тормозятся на некотором расстоянии от своего первоначального положения [3]. Аморфная область, таким образом, может скользяться, но не до нуля, а до какой-то определенной величины. Это, по-видимому, связано с тем, что нагрузка на образец не спадает до нуля. При возвращении дислокации вновь приносят новые точечные дефекты, тем самым периферийные области обогащаются ими еще больше. Далее при увеличении деформации, дислокации вновь уходят и вновь оставляют на пути своего скольжения точечные дефекты. Таким образом, изменяя нагрузку, можно получить «большие» (большие взято в кавычки потому, что области имеют довольно малые размеры, порядка сотен нанометров в длину и еще меньше в ширину, но все равно они большие, чем без циклирования нагрузки) области с пересыщенным содержанием точечных дефектов, то есть аморфные области.

Материал в настоящей работе представлял собой обычный металл, с содержанием в нем локальных областей аморфного металла. Пока нет теоретических предпосылок объяснения поведения такого рода металлов. Можно только сказать, что процесс разрушения происходит следующим образом. При приложении нагрузки металл за счет скольжения дислокаций начинает деформироваться, что проявляется в его утонении перед зоной разрушения. Утонение материала и движение дислокаций приводит к появлению большого количества точечных дефектов. При определенной концентрации точечных дефектов он переходит в аморфное состояние в локальных областях. Аморфный металл разрушается с образованием одной или нескольких зародышевых микротрещин. Локальная область, обнаруженная перед вершиной распространяющейся микротрещины, имеет размеры до сотен нм в ширину, а ее толщина составляет 0,1 нм. То есть для этой области выполняется условие $d/t < 8$. В этом случае при растяжении процесс разрушения образца происходит в условиях плоского деформированного состояния. При этом на основании того, что плоскость скольжения составила с осью растяжения угол $\sim 52^\circ$ и удовлетворялся критерий Мизеса[4] (критерий Мизеса - один из критериев перехода материала в пластическое состояние), можно сказать, что металл области показал себя как идеальное пластичное тело.

Таким образом, образование зародышевых микротрещин происходит в пластичном аморфном материале, то есть на конечной стадии разрушения должен наблюдаться всплеск пластичности металла.

Литература

- [1]. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальные наблюдения образования и роста, субмикроскопических и микроскопических трещин в металлах. Вопросы атомной науки и техники, серия: Атомное материаловедение, 1981, вып. 3(17), с. 37-42
- [2]. Доровской В.М., Елесин Л.А., Тутнов А.А. Экспериментальные наблюдения образования и роста трещин в сплаве циркония с 1% ниобии. Там же, 1983, вып.2(18), с.21-30.
- [3]. Доровской В.М., Козлов В.В., Кудрявцев Е.М., Тутнов И.А. Учет и контроль зарождения и распространения микротрещин методами электронной трансмиссионной микроскопии в конструкционных материалах объектов использования атомной энергии. 2009, Атомная энергия, том 106, вып.2, с. 88-94
- [4]. К.Судзуки, Х. Фудзимори, К. Хасимото В кн. Аморфные металлы - Москва 1987 год, Металлургия, под редакцией проф. Ц.Масумото, перевод с японского Е.И.Поляка

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА ТИПА ВКНА-25 НА ХАРАКТЕР ИХ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА МЦУ

Дроздов А.А., Поварова К.Б., Булахтина М.А., Антонова А.В.
Россия, ИМЕТ РАН, drozdov@imet.ac.ru

EFFECT OF THE CRYSTALLOGRAPHIC ORIENTATION OF THE VKNA-25 TYPE Ni3Al BASED INTERMETALLIC ALLOY SAMPLES ON THEIR FRACTURE CHARACTERISTICS UPON LOW-CYCLE FATIGUE TESTS

Drozdov A.A., Povarova K.B., Bulahtina M.A., Antonova A.V.

The fracture surface and the microstructure of subsurface regions of the heterophase intermetallic (IM) γ' -Ni₃Al + γ Ni alloy samples with different crystallographic orientations have been studied after low-cycle fatigue tests at 20°C. The correlation between the type of fracture surface and the structure of the heterophase alloy has been established. It is shown that the alloy upon failure behaves as a composite material (IM + ductile structure constituent).

В настоящее время рабочие и сопловые лопатки, а также многие другие ответственные детали горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД) и энергетических установок (ЭУ) изготавливают из литейных высоколегированных многокомпонентных жаропрочных никелевых суперсплавов. Структура этих сплавов представляет собой твердый раствор на основе Ni (γ) с ГЦК неупорядоченной структурой (матрица), упрочненный 50-60 об. % выделений γ' -фазы (твердый раствор на основе интерметаллида Ni₃Al с упорядоченной ГЦК кристаллической структурой). Потолок $t_{\text{раб}}$ Ni-суперсплавов (1050-1100°C) определяется их разупрочнением при указанных температурах, прежде всего из-за уменьшения объемной доли выделений $\gamma'_{\text{вт}}$ (вследствие повышения растворимости γ' -фазы в γ -матрице), огрубления не растворившихся частиц $\gamma'_{\text{вт}}$ (вследствие развития диффузионных процессов) [1]. Повысить температуры эксплуатации деталей ГТД и ЭУ можно за счет применения при их изготовлении более жаропрочных материалов, в частности интерметаллидных сплавов на основе γ' -фазы типа ВКНА. Сплавы этой серии представляют собой легированный твердый раствор на основе Ni₃Al с упорядоченной ГЦК кристаллической структурой (L1₂), упрочненный выделениями γ твердого раствора на основе Ni с ГЦК неупорядоченной структурой. Они могут эксплуатироваться до 1250°C. Основным фактором, обуславливающим долговечность этих сплавов на основе Ni₃Al, является высокая термостабильность их структурно-фазового состояния благодаря тому, что эти сплавы являются естественными эвтектическими композициями с примерным соотношением основных фаз γ' Ni₃Al + (10-15) об. % γ Ni, и это соотношение сохраняется в сплавах вплоть до предплавления температур. В этих сплавах упрочняющая фаза γ' (Ni) одновременно является вязкой структурной составляющей, обеспечивающей передачу скольжения от одного участка с упорядоченной структурой к другому [2]. Так как большинство разрушений рабочих лопаток современных ГТД носит термоусталостный и усталостный характер, то в настоящей работе стояла задача изучить характер разрушения экономно легированного тугоплавкими металлами гетерофазного жаропрочного конструкционного сплава типа ВКНА в условиях малоциклового усталости.

Испытания на малоцикловую усталость на базе 1×10^4 циклов при комнатной температуре проводили на изготовленных в соответствии с требованиями ГОСТ 25.502-79 гладких разрывных образцах круглого сечения с резьбовыми захватами, а также на разрывных образцах с надрезом. Растяжение производили в «пульсирующем» режиме до $P_{\text{мин}}/P_{\text{макс}} = 0,1$, частота 1 Гц. Испытывались монокристаллические образцы сплава типа ВКНА 25, содержащих (масс. %): Ni основа, 8,3 Al, 5,7 Cr, 3,1 W, 5,0 Mo, 0,5 Ti, 4,1 Co, 1,5 Re, 0,5 Ta, 0,015 La. При этом содержание примесей в сплаве (масс. %) не превышало 0,005 P, S каждого при 0,005-0,02 C, 0,001-0,002 O и 0,00025-0,0015 N. Получение сплава вакуумной индукционной плавкой и направленной кристаллизацией (НК) детально описано в [3]. Исследовали монокристаллы с КГО <001>, <011>, <111>. Структура сплава на основе γ' -Ni₃Al представляет собой дендриты эвтектического происхождения (рис. 1 а), имеющие двухфазное строение: выделения твердого раствора на основе никеля $\gamma'_{\text{вт}}$, которые равномерно распределены в $\gamma'_{\text{вт}}$ -матрице и образуют сетку прерывистых прослоек (рис. 1 б). Дендриты разделены относительно крупными

выделениями γ' -фазы, являющимися первичными выделениями (χ' пер), формирующимися при кристаллизации (рис. 1 а).

Исследование поверхности разрушения образцов сплава после испытаний на МЦУ показало, что деформация монокристаллов со всеми изученными КГО сопровождается множественным

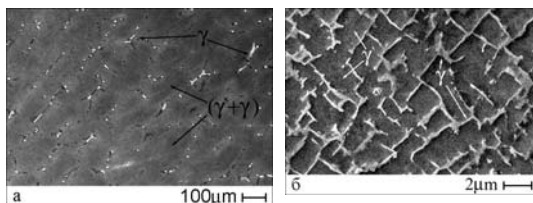


Рис. 1. Характерные микроструктуры монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$ ($\gamma' + \gamma$) сплава типа ВКНА 25. а - продольное сечение; б - поперечное сечение.

сдвигом по соответствующим плоскостям скольжения, о чем свидетельствуют следы пересечения этих плоскостей с боковыми поверхностями образцов. Особенно ярко выражены эти следы на образцах с КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$. Преимущественное скольжение в той или иной системе плоскостей привело к деформации рабочей части образцов, в результате чего поперечное сечение монокристаллов приобрело эллипсоидную форму. Разрушение образцов этого сплава с любой основной кристаллографической ориентацией при комнатной температуре начинается не по всей периферии, а из нескольких (иногда одного) источников, лежащих на пересечении плоскостей октаэдра с поверхностью образца. Обращает на себя внимание различная степень фрагментации поверхности разрушения образцов с различной КГО. Поверхности разрушения образцов монокристаллов с КГО $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ настолько сильно фрагментированы, что практически нельзя говорить о плоскости разрушения или плоскости развития магистральной трещины. При разрушении образцов с обеими КГО трещина переходит из одной октаэдрической плоскости в другую, образует террасы и ступеньки, расположенные под определенными углами друг к другу («кристаллографический» излом), в результате чего поверхность разрушения изгибается, становится криволинейной (рис. 2).

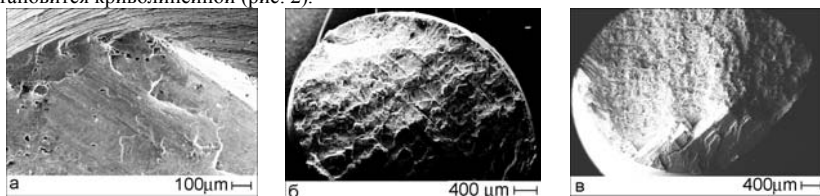


Рис. 2. Поверхность разрушения гладких образцов из сплава типа ВКНА-25с КГО $\langle 001 \rangle$ (а), $\langle 011 \rangle$ (б), $\langle 111 \rangle$ (в).

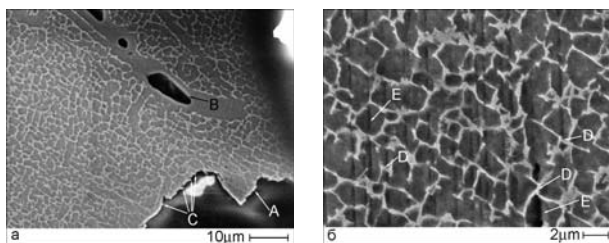


Рис. 3. Микроструктура в продольном сечении в зоне разрыва после испытания на МЦУ при 20°C на гладких образцах монокристалла с КГО $\langle 111 \rangle$ сплава ВКНА-25.

Исследование поверхности разрушения монокристаллов при больших увеличениях показало, что в не зависимости от КГО сплав ведет себя, как композиционный материал, в котором достаточным запасом пластичности обладает только вязкая структурная составляющая γ , представляющая собой выделения твердого раствора на основе Ni с ГЦК неупорядоченной

кристаллической структурой. Реальная пластическая деформация при испытаниях при σ 20 развивается именно в этой структурной составляющей, о чем свидетельствуют слегка вытянутые участки прослоек, растягивающихся при отрыве при распространении магистральной трещины, а также распространении вторичных трещин, вглубь образца (рис. 3).

На рис. 3 видны слегка вытянутые участки прослоек вязкой фазы $\gamma'_{\text{вт}}$, деформирующихся (растягивающихся) при отрыве (стрелка С), образующих мостики (стрелка D) и тормозящих распространение вторичных трещин (стрелка E) в $\gamma'_{\text{вт}}$ – матрице вглубь образца.

Литература.

1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.Е., Светлов И.Л. Современные литые никелевые жаропрочные сплавы. // Труды международной научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина. М. ВИАМ. 2006. С. 39-55.

2. Поварова К.Б., Бунтушкин В.П., Казанская Н.К., Дроздов А.А., Базылева О.А. Особолегкие жаропрочные наноструктурированные сплавы на основе Ni_3Al для авиационного двигателестроения и энергетического машиностроения. // Вопросы материаловедения. 2008. №2. с. 85-93.

3. Базылева О.А., Поварова К.Б., Казанская Н.К., Дроздов А.А. Литейные сплавы на основе Ni_3Al и способ их выплавки. // Заготовительные производства в машиностроении, 2010 г, № 1, С. 29-35.

СИНТЕЗ НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННОЙ СТРУКТУРОЙ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ ВВЕДЕНИЯ В РАСПЛАВЛЕННЫЙ АЛЮМИНИЙ МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫХ ТУГОПЛАВКИХ КОМПОНЕНТОВ

Елшина Л.А.

Институт высокотемпературной электрохимии УрО РАН, Екатеринбург, Россия, e-mail: yolshina06@rambler.ru

SYNTHESIS OF THE NEW ALUMINIUM-BASED COMPOSITES WITH IMPROVED STRUCTURE AND PHYSICS-CHEMISTRY PROPERTIES BY ADDING TO THE MOLTEN ALUMINIUM MICRO- AND NANOSIZED REFRACTORY COMPONENTS

Yolshina L.A.

Institute of High-Temperature Electrochemistry, Ekaterinburg, Russian Federation, e-mail: yolshina06@rambler.ru

It has been developed a new method of synthesis of aluminium composite materials containing up to 20 wt.% oxide (Al_2O_3) nanoparticles which are uniformly dispersed in the aluminum matrix after interaction in halide melts at 750-800°C. Synthesis of nanoparticles of alumina - step process takes place directly in the molten aluminum matrix, without the need for a separate step of the synthesis and isolation aluminium oxide nanomaterials.

Создание новых алюминиевых сплавов и композитных материалов на основе алюминиевой матрицы пониженной плотности и повышенной прочности с высокими ресурсными характеристиками является в настоящее время важнейшей задачей для многочисленных коллективов исследователей по всему миру. Данная работа проведена с целью получения новых композитных материалов алюминий–нанооксид алюминия, с широкой областью содержания нанооксида алюминия, обладающих повышенной твердостью и устойчивостью к истиранию. Такие композитные материалы разрабатываются для облегчения конструкции, повышения прочности и, в перспективе, замены высоколегированных алюминиевых сплавов в ракетных двигателях, в интересах предприятий "Роскомсоса", а также Центра перспективных исследований.

Как известно, оксид алюминия практически не смачивается расплавленным алюминием до температур порядка 1200°C. Прямой синтез таких композиционных материалов алюминий–нанооксид алюминия при взаимодействии расплавленного алюминия с нанооксидом алюминия в среде расплавленных галогенидов щелочных металлов также неосуществим (Рис.1.) Частицы

нанооксида проникают внутрь расплавленной алюминиевой матрицы, однако агломерируются, образуя большие полости внутри алюминия.

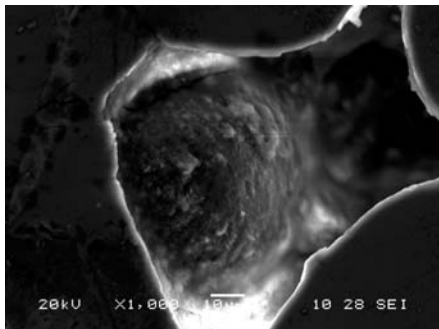


Рис.1. Композит $Al-Al_2O_3$, образованный взаимодействием алюминия с нанооксидом алюминия

Синтез алюминиевых композитов, содержащих до 20 мас.% наноразмерных частиц оксида алюминия, проводится методом прямого химического взаимодействия расплавленного алюминия с расплавленным электролитом, основу которого составляют галогениды щелочных металлов, содержащим нанооксиды металлов, такие как диоксид титана, диоксид циркония, пентоксид тантала при температурах 750-800⁰С.. Получаемые при этом алюминий-оксидные композиты отличаются равномерным распределением по объему металла оксида размером до 200 нм, что приводит к высокой однородности свойств композитов. Как видно из рис.2, содержание наночастиц оксида алюминия может варьироваться при изменении

содержания и морфологии исходных нанооксидов металлов, состава электролита, а также температуры процесса.

В данной работе исследовалось взаимодействие расплавленного алюминия с кристаллическими нанооксидами металлов, синтезированных прямым электрохимическим методом в расплавленном хлоридно-нитратном электролите по оригинальной методике, разработанной автором в ИВТЭ УрО РАН.

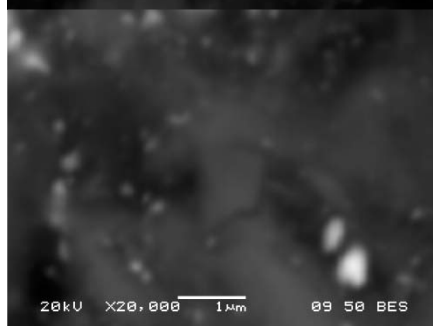
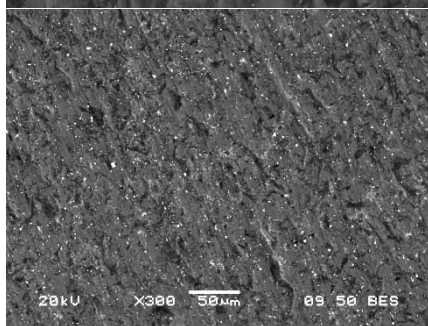
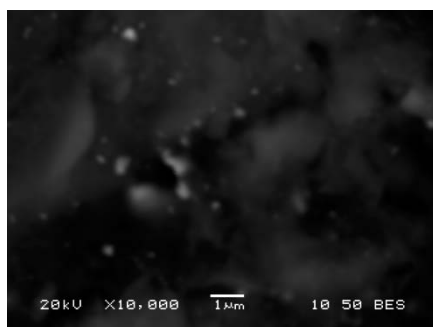
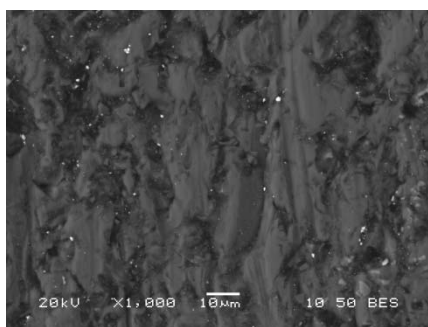


Рис.2. Изображение композитов $Al-Al_2O_3$, синтезированных в различных условиях.

Проведенное рентгенофазовое исследование продукта взаимодействия расплавленного алюминия с наноксидом титана в среде расплавленных галогенидов щелочных металлов показало, что на рентгенограмме имеются пики, соответствующие только алюминию и оксиду алюминия. В исследуемом температурном интервале другие фазы при этом не образуются.

Разработан новый метод создания сложных композитных материалов на основе алюминия, содержащий до 20 мас.% модифицирующих оксидных (Al_2O_3) наночастиц, равномерно распределенных в алюминиевой матрице, в галогенидном расплаве при температурах 750-800^oC. Синтез наночастиц оксида алюминия – одностадийный процесс, происходит непосредственно в расплавленной алюминиевой матрице без необходимости отдельной стадии синтеза и выделения оксидных наноматериалов, что, в свою очередь, уменьшает трудоемкость получения алюминиевых композитов с высоким содержанием оксида алюминия. Таким методом могут быть получены детали летательных аппаратов любой формы и размеров, т.к. получаемый при химическом взаимодействии компонентов солевого плава с расплавленным алюминием композит может быть затем вторично переплавлен для литья в формы без потери исходных свойств полученного композита.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА ЦМ-2А ПО ДАННЫМ ИСПЫТАНИЙ НА СТАТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ

Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Севостьянов М.А., Томенко А.К.

Россия, ИМЕТ РАН, eva@imet.ac.ru

RELATIONSHIP OF STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CM-2A ALLOY ACCORDING TO TEST STATIC BENDING

Ermishkin V.A., Kulagin S.P., Sevostyanov M.A., Tomenko A.K.

The results of establishing the relationship between the mechanical properties and structural parameters of the CM-2A molybdenum alloy tested for static bending at room temperature are discussing in the paper. Photometric analysis of the structural images (FASI) was used to study the structural parameters. As an integral characteristic of the structural state of the material was used indicator of structural damage of the material (Ds), showing the relative change in the area under the curve of the spectral brightness of the reflection compared with its value before the test.

Известно, что большая часть физико-механических свойства конструкционных материалов относится к категории структурно-чувствительных характеристик. Несмотря на то, что этот факт уже давно стал достоянием специалистов, работающих в области физического металловедения, их достижения в сознательном управлении свойствами материалов посредством направленного изменения их структурного состояния достаточно скромны. В этом легко убедиться, если сравнить значения теоретической прочности материалов с реально достигнутыми к настоящему времени значениями их технической прочности. В частности, для материалов на основе железа $\sigma_{теор}/G \approx 0,11$, в то время как даже для рекордных значений прочности сталей $\sigma_{техн}/G \approx 0,083$ [1, 2]. Наряду с совершенствованием методов упрочнения материалов и исследованиями эффективности различных механизмов взаимодействия подвижных дислокаций с элементами структуры, выполняющими роль их стопоров необходимы новые подходы в направлении улучшения методик по оценке взаимосвязи механических характеристик со структурными параметрами материала. Они должны преодолеть недостатки уже существующих методик подобного рода: 1) они должны быть локальными и равно масштабными, 2) должны характеризовать исследуемые объемы материала интегрально и обобщенно, 3) должны опираться на измерительные процедуры, которые воспроизводятся с высокой точностью. Испытание на статический изгиб позволяют определить распределение действующих локальных напряжений на поверхности образца в достаточно широком интервале. Если дополнить их предварительным и последующим после испытания изучением структурных особенностей поверхности материала и их изменений в результате деформирования, то совместный анализ согласованных по месту измерения данных о действующих на поверхности локальных напряжений и фотометрических измерений структуры и спектров яркости отражения видимого света от поверхности исследуемых фрагментов, дает необходимую информацию для построения зависимости $\sigma = f(D_s)$ исследуемого материала. При таком подходе удастся

удовлетворить перечисленным выше методическим требованиям при условии корректного определения действующих напряжений на поверхности образца при больших стрелах прогиба образцов, когда под давящим клином материал деформируется при больших пластических деформациях. Это возможно, если рассматривать изогнутый образец как балку с начальной известной кривизной [3]. Изложенная выше методика испытания образцов на статический изгиб в сочетании с фотометрическим анализом, происходящих при этом структурных изменений методом ФАСИ [4], была применена к плоским образцам молибденового сплава ЦМ-2А в виде полосок равного сечения $9,76 \times 0,75 \text{ мм}^2$ и длиной 40 мм. Образцы были испытаны при комнатной температуре по схеме трех точечного изгиба на универсальной машине типа «Инстрон-3382» со скоростью нагружения 0,5 мм/мин. По данным диаграммы изгиба образца строилась зависимость энергии деформирования образца U от стрелы прогиба f . Для этого значения энергии деформирования оценивали по формуле:

$$U(f) = \frac{1}{2} \cdot \sum_{i=1}^n (P_i + P_{i+1}) \cdot (f_{i+1} - f_i) \quad (1)$$

где: P_i - значение нагрузки в i -той точке разбиения шкалы прогибов, P_{i+1} - тоже, но - в $i+1$ точке разбиения шкалы прогибов, f_i - i -тое значение стрелы прогиба образца, f_{i+1} - значение стрелы прогиба в $i+1$ точке. Это же значение энергии деформирования можно выразить через изгибающие моменты M_i и углы изгиба α_i в виде:

$$U(f) = \frac{M_i \cdot \alpha_i}{2} \quad (2)$$

Из равенства формул (1) и (2) следует выражение для изгибающего момента:

$$M_i = \frac{\sum_{i=1}^n (P_i + P_{i+1}) \cdot (f_{i+1} - f_i)}{\alpha_i} \quad (3)$$

На рис.1 показана зависимость $U=F(f)$, рассчитанная по формуле (1) и экспериментальным данным, полученным при испытании образца сплава ЦМ-2А на изгиб.

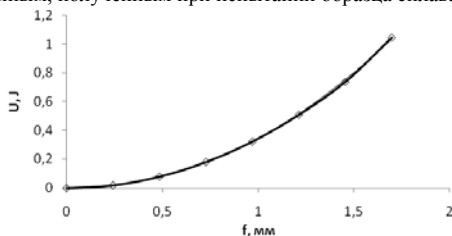


Рис.1. Зависимость энергоёмкости образца сплава ЦМ-2А от стрелы прогиба при испытаниях на изгиб.

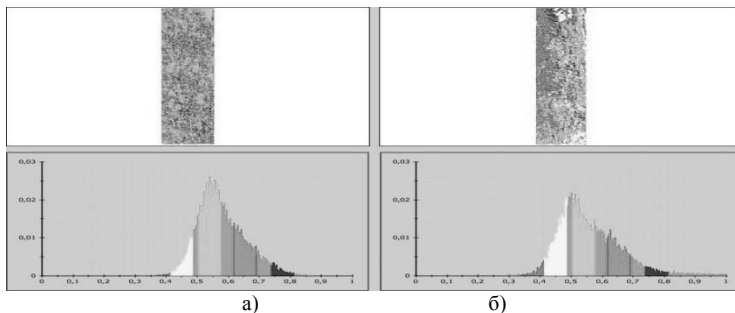


Рис.2. Результаты фотометрического анализа структуры и спектров яркости отражения видимого света от фрагмента образца сплава ЦМ-2А: а) - до, б) - после испытания.

Анализ изменения кривизны изгиба образца в совокупности с данными, приведенными на рис.1 позволяет определить величину действующих напряжений по формуле (4)[3]:

$$\sigma = \frac{M}{Fe} \times \frac{y}{r_0 + y} \quad (4)$$

где: F - площадь сечения образца, e - эксцентриситет, y - вертикальная координата сечения образца, r₀ - расстояние от центра кривизны образца до нейтрали сечения. Для определения e и r₀ в [3] приведены формулы. Для оценки структурной поврежденности образца был использован фотометрический анализ изменений, происшедших на растянутой поверхности фрагментов образца, по данным измерений до и после испытания на изгиб. На рис.2 показаны типичные результаты такого анализа, выполненного на фрагменте образца в месте приложения максимальных напряжений.

Список литературы.

1. Келли А. Высокопрочные материалы. М.:Мир. 1976, 261 с.
2. Марочник сталей и сплавов. п/р А.С. Зубченко, М.:Машиностроение. 2003. 782 с.
3. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. М.:Из-во МГТУ им. Н. Э. Баумана.1 999. 589с.
4. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Информационные технологии фотометрического анализа усталостного повреждаемости материалов. Информационные технологии. 2007. №11, С. 65-70.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА СПЛАВА ЦМ-2А

Ермишкин В.А., Севостьянов М.А., Минина Н.А.

Россия, ИМЕТ РАН, minina@imet.ac.ru

STRUCTURAL FEATURES OF THE DUCTILE-BRITTLE TRANSITION OF THE CM-2A ALLOY Ermishkin V.A., Sevostiyarov M.A., Minina N.A.

A method for determining an interval of ductile-brittle transition, based on the use of photometric analysis of the structural images (FASI) to assess the structural damage of the samples as a result of their deformation in static bending on a three-point scheme. FASI method provided data on changes in the spectral composition of the brightness of the reflection of the investigated samples and fragments the size of the structural elements of the testing of static bending at selected temperatures.

Характер разрушения молибденового сплава ЦМ-2А претерпевает большие изменения в достаточно узком температурном интервале, называемом областью вязко-хрупкого перехода в разрушении материала. Наилучшим методом выявления этого интервала считается испытание на ударную вязкость в интервале предполагаемой смены характера разрушения. Для таких испытаний требуются образцы с сечением не менее 10 мм² [1], однако в технике находят широкое применение листы сплава ЦМ-2А с толщиной менее 2 мм, по этой причине разработка методов определения вязко-хрупкого перехода тугоплавких металлов и сплавов представляется актуальной задачей. Нами был разработан метод определения интервала вязко-хрупкого перехода, основанный на применении фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) для оценки структурной поврежденности образцов в результате их деформирования при статическом изгибе по трехточечной схеме. На рис.1 показана температурная зависимость поврежденности образцов ЦМ-2А толщиной 0,75 мм, полученная по результатам ФАСИ образцов, деформированных в условиях статического изгиба.

Следует отметить, что все образцы сплава ЦМ-2А в интервале вязко-хрупкого перехода не разрушались даже при достижении максимально возможной стрела прогиба (9-11мм). При этом соответствующие значения углов изгиба лежали в интервале 96,5-114° и у краев всех образцов без исключения возникали трещины. Температурой вязко-хрупкого перехода по данным рис. 1 можно считать T_{хв}= 373K (100°C). Левее ее лежит область, в которой наблюдается хрупкое разрушение исследуемого сплава. Она характеризуется большими колебаниями структурной повреждаемости в широких пределах 0,0174 < D_s < 0,172. Правее T_{хв} лежит температурная область, в которой сплав ЦМ-2А проявляет при деформировании пластические свойства. Колебания значений структурной поврежденности в этой области заключены в интервале 0,0168 < D_s < 0,0658.

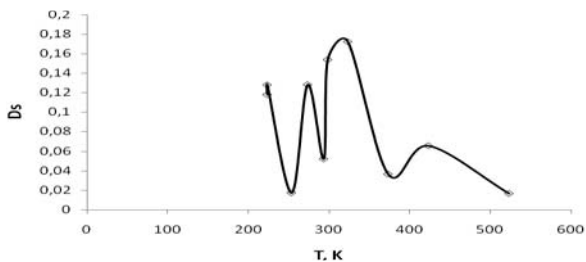


Рис. 1. Температурная зависимость структурной поврежденности сплава ЦМ-2А в интервале вязко-хрупкого перехода.

Значения структурной поврежденности образцов сплава определяли методом ФАСИ [2] по данным измерений площадей под спектральными кривыми яркости отражения видимого света от фрагмента растнутой поверхности образца в области действия максимальных напряжений до и после испытаний. Они вычислялись по формуле:

$$D_s = \frac{S(a)_T - S(b)_T}{\max(S(a)_T - S(b)_T)} \quad (1)$$

где: $S(a)_T$ – площадь под спектральной кривой, полученной для поверхности фрагмента образца, испытанного при температуре T , $S(b)_T$ – тоже, но полученной для того же фрагмента поверхности, но до испытаний образца при температуре T , $\max(S(a)_T - S(b)_T)$ – максимальное значение разности площадей под спектральными кривыми образцов, испытанных в интервале предполагаемого вязко-хрупкого перехода.

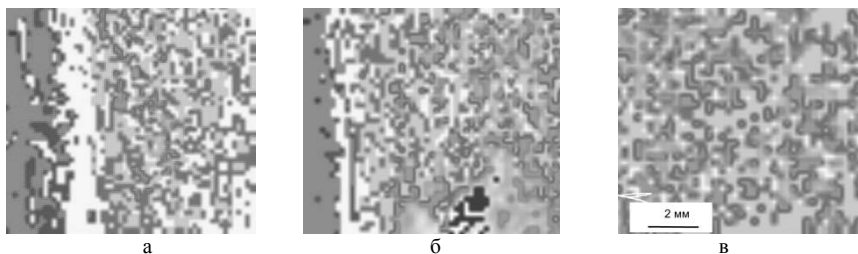


Рис.2. Фрагменты поверхности образцов сплава ЦМ-2А: а - $T=0^\circ\text{C}$, б - $T=20^\circ\text{C}$ - после испытаний, в - $T=20^\circ\text{C}$ - до испытания

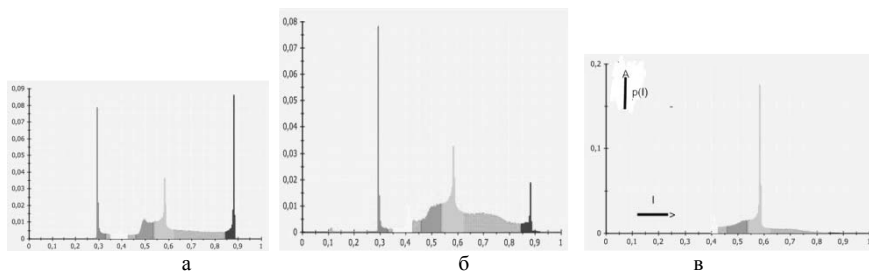


Рис.3. Спектры яркости отражения видимого света от поверхности фрагментов, показанных на рис. 2.

Для сравнения структурных особенностей поверхности испытанных образцов были выбраны образцы, близкие по значениям поврежденности, но находящиеся по разные стороны от

$T_{вз}$, На рис. 2 показаны фрагменты структуры поверхности образцов №3 ($a-T=0^{\circ}\text{C}$) и №8 ($b-T=20^{\circ}\text{C}$) для сравнения приведен фрагмент структуры образца №8 до испытаний (в).

Соответствующие спектры яркости отражения от этих фрагментов оказаны на рис. 3.

Из рис. 2 и 3 видно, что в результате испытаний при разных температурах в структуре поверхности и спектрах яркости отражения от них света происходят существенные качественные и количественные изменения

Методом ФАСИ были получены данные по изменению спектрального состава яркости отражения исследованных фрагментов образцов и размеров структурных элементов при испытаниях на статический изгиб при выбранных температурах.

Список литературы

1. Моргунова Н.Н., Клыпин Б.А., Бояршинов В.А. и др. Сплавы молибдена. М.:Металлургия. 1975. 391 с.
2. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Информационные технологии фотометрического анализа усталостной повреждаемости материалов. Информационные технологии» 2007. №11, С. 65-70.

ДЕФОРМАЦИЯ И ПЛАСТИЧНОСТЬ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ (0,8 – 1,1) T_K

Зеленский В.А.¹, Забелин С.Ф.²

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова, РАН, г. Москва, zelensky55@bk.ru

²Забайкальский государственный университет, г. Чита, Россия, metal@zabspu.ru

DEFORMATION AND PLASTICITY OF AMORPHOUS METAL MATERIALS

AT (0.8 - 1.1) T_K

Zelensky V.A., Zabelin S.F.

The change in the plasticity of amorphous metal alloys in the temperature and strain rate. It is established that the sharp increase in ductility was observed in the glass transition temperature of the alloy at the optimum (low) strain rate.

Key words: amorphous metal materials, deformation and plasticity, constructional properties.

Эксперименты по оценке высокотемпературной пластичности и прочности проведены на испытательной машине ТМ-М фирмы "Инстрон", позволяющей осуществлять испытания образцов в широком диапазоне нагрузок и скоростей деформации [1].

Дилатометрический анализ аморфных сплавов проводили по методике [2] на установке, устройство и принцип работы которой состоит в том, что с помощью двух высокочувствительных индуктивных трансформаторов регистрируется разность удлинений образца и эталона из кварца (длиной 30 мм), свободно подвешенных на вольфрамовых нитях. Нагрев образца и эталона осуществляли с помощью нагревательного устройства, варьируя скорость нагрева от 1 до 80 К.

Для определения температуры стеклования T_g и кристаллизации T_k проводили исследования аморфных сплавов методом дифференциального термического анализа (ДТА) и их значения устанавливали по положению начала и конца эндотермических реакций на термограммах ДТА. Измерения проводили на дифференциальных термовесах модели "TGD-1500RH", которые позволяют проводить и микро-ДТА для незначительного количества материала. Температура образца и эталона из оксида алюминия регистрировалась ПП термопарой. Для обеспечения стабильности базисной линии ДТА вес образца и эталона принимался одинаковым - 45 мг.

Зависимости пластичности δ и предела текучести σ от температуры в интервале (0,8-1,1) T_K и скорости деформации для сплава 71КНСР представлены на рис.1,а,б. Деформацию образцов начинали после достижения требуемой температуры, что позволило ограничить неблагоприятное воздействие структурной релаксации на проявление эффекта пластичности. При постоянной скорости деформации по мере приближения к температуре $T_{онт}$ пластичность возрастает сначала плавно, а затем - резко и достигает максимума при $T = T_{онт}$. При $T > T_{онт}$,

пластичность материала резко падает. Зависимость δ при постоянной температуре от скорости деформации также немонотонна. При оптимальной скорости деформации $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ материал обладает наивысшей пластичностью. Повышение скорости $\dot{\epsilon}$ выше $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ приводит к понижению пластичности. Предел текучести при постоянной $\dot{\epsilon}$ по мере приближения к $T_{\text{опт}}$ уменьшается, достигает минимума при $T = T_{\text{опт}}$, а затем увеличивается. С ростом скорости деформации при постоянной температуре предел текучести возрастает немонотонно: вблизи $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ наблюдается сильная зависимость $\sigma - (\dot{\epsilon})$. $T_{\text{опт}}$ и $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$ для сплава 71КНСП соответственно равны 836 К и $1,7 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$.

Термограмма ДТА сплава (рис.1,в), полученная для скорости нагрева 50 К/мин, имеет хорошо выраженный эндотермический пик и мощный кристаллизационный экзотермический пик. Наличие эндотермического пика свидетельствует о том, что началу процесса кристаллизации сплава предшествует процесс стеклования, имеющий место в интервале 800-842 К. Сопоставление данных (рис.1) приводит к выводу о том, что резкое увеличение пластичности наблюдается в интервале стеклования, а максимумы зависимостей $\delta(T)$ (минимумы $\sigma(T)$) приходятся на $T \sim 0,98 T_g$. При $T > T_g$ происходит резкое снижение пластичности, обусловленное интенсивно протекающими процессами кристаллизации. Последнее согласуется с данными работы[3], авторы которой наблюдали быстрое снижение скорости ползучести при кристаллизации АММ.

По результатам исследований установлено, что если кристаллизация аморфного сплава не начинается раньше достижения фазы стеклования, которая фиксируется ДТА или dilatометрическим измерением, то в температурной области этой фазы материал проявляет сверхпластическое поведение. В любом случае, интенсивная кристаллизация является лимитирующим пластичность фактором, а ее начало вызывает сильное деформационное упрочнение и разрушение материала.

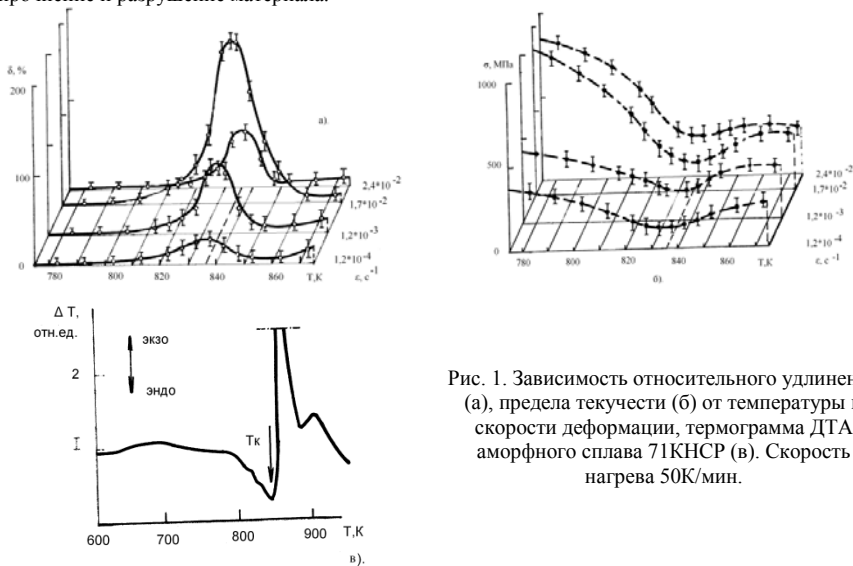


Рис. 1. Зависимость относительного удлинения (а), предела текучести (б) от температуры и скорости деформации, термограмма ДТА аморфного сплава 71КНСП (в). Скорость нагрева 50К/мин.

Список литературы

1. Забелин С.Ф., Зеленский В.А. Особенности кинетики нанокристаллизации аморфных металлических материалов при нестационарных режимах термического воздействия // Ученые записки ЗабГГПУ. Чита: ЗабГГПУ, 2012, № 3 (44). С. 62-72.
2. Хоник В.А., Зеленский В.А. Высокотемпературная пластичность и сверхпластичность металлических стекол // Физика металлов и металловедение. 1989. Т.67. вып. 1. С.192-197.
3. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // Успехи физических наук. 2009. Т.179. №4. С.337-358.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-Li ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 0,5 К

**Исаев Н.В., Брауде И.С., Гейдаров В.Г., Григорова Т.В., Забродин П.А., Пустовалов В.В.,
Фоменко В.С., Шумилин С.Э.**

*Украина, Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,
isaev@ilt.kharkov.ua*

PLASTIC DEFORMATION OF ULTRA-FINE GRAINED Al-Li ALLOY AT TEMPERATURE 0,5 K

Isaev N.V., Braude I.S., Geidarov V.G., Grigороva T.V., Zaborodin P.A., Pustovalov V.V.,
Fomenko V.S., Shumilin S.E.

It was studied the effect of SPD processing and annealing on the strength and ductility of Al-Li alloy deformed by tension at extremely low temperature. The UFG samples (after SPD) tested at 0,5 K was found retain considerable strain hardening rate and possess high strength and ductility. At the same time the SPD stimulates the unstable (jump-like) low temperature flow revealed as the stress drops in the tension curves. The average jumps amplitude of SPD processed and annealed samples increases with deformation, whereas the amplitude distribution lows are different. The observed correlation between the strain hardening coefficient and the average stress jump amplitude imply the common dislocation-dynamic nature of low temperatures strain hardening and jump-like deformation process. The experimental data were discussed in terms of grain size and dislocation density evolutions during SPD and annealing.

Дислокационная природа пластической деформации предполагает тесную связь явлений деформационного упрочнения (ДУ) и низкотемпературной скачкообразной деформации (НТСД) с дефектной структурой кристалла и ее эволюцией под влиянием внешних воздействий. В качестве основных параметров микроструктуры, ограничивающих длину свободно пробега дислокаций в ГЦК поликристаллах, часто рассматриваются плотность дислокаций и средний размер зерна. Эффективным способом предварительной модификации микроструктуры служат различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Экспериментальное изучение низкотемпературной пластичности поликристалла в различных структурных состояниях представляет, таким образом, большой интерес для понимания механизмов ДУ и НТСД. Условием эффективности таких исследований в случае Al и его сплавов является максимально низкая температура, при которой эти материалы обладают значительным резервом равномерного удлинения, позволяющим изучать изменение скорости ДУ и развитие НТСД с ростом деформации. Перечисленные условия реализованы в данной работе.

Работа посвящена изучению влияния микроструктуры, сформированной в результате предварительной ИПД путем комбинированной прямой и равноканальной угловой гидрокстрезии [1], на пластичность УМЗ поликристаллов твердого раствора Al-3,8 ат. % Li, деформированных растяжением при температуре 0,5 К.

Полученные УМЗ образцы (10x3x0,9 мм) с размером зерна ~ 1-3 мкм деформировали растяжением при температурах 0,50-0,52 К с промежуточным отжигом при 373 и 623 К. Схема установки и криостата с жидким гелием-3 для деформации при рекордно низких температурах до 0,44 К описаны в [2]. По кривым растяжения в координатах «истинное напряжение σ - истинная деформация ϵ », полученным до и после отжига и имевшим пилообразный вид, оценивали изменение среднего коэффициента ДУ, изменение средней амплитуды НТСД и ее статистiku. Микроструктуру образцов в зависимости от деформации и отжига контролировали методами оптической, трансмиссионной, растровой микроскопии и рентгеновской дифрактометрии.

Показано, что поликристаллы, подвергнутые ИПД, в ходе растяжения при температуре 0,5 К сохраняют значительную скорость деформационного упрочнения, обладают высокой прочностью и пластичностью (рис.1). Вместе с тем, ИПД стимулирует неустойчивое (скачкообразное) течение поликристалла, обусловленное динамикой дислокаций, которое проявляется в виде скачков напряжения на кривой растяжения. Средняя амплитуда скачков растет с деформацией, а распределение амплитуд соответствует случаю коллективного движения дислокационных лавин, имеющих выделенный масштаб. В результате высокотемпературного

отжига скачкообразная деформация частично подавляется, а распределение амплитуд скачков описывается степенным законом.

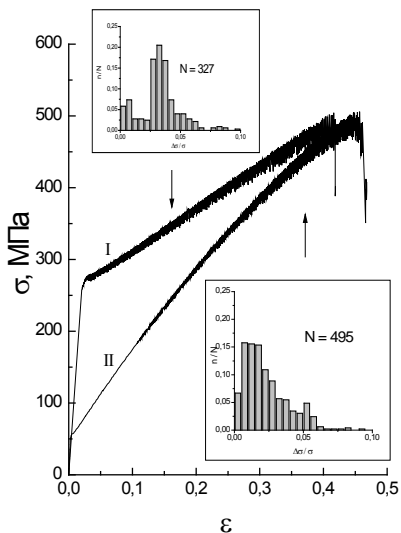


Рис. 1. Кривые растяжения образцов Al-Li при 0,5 К: после SPD (I); после отжига при 623 К (II). На вставках - распределения нормированных скачков напряжения $\Delta\sigma/\sigma$ при скачкообразной деформации.

Установлена взаимосвязь между коэффициентом деформационного упрочнения и средней амплитудой скачка напряжения, которая указывает на единую дислокационно-динамическую природу деформационного упрочнения и скачкообразной деформации при низких температурах. Наблюдаемые особенности низкотемпературной пластической деформации рассматриваются как следствие изменения размера зерна и плотности дислокаций в результате ИПД и отжига поликристалла.

1. Н.В. Исаев, П.А. Забродин, В.З. Спусканюк, А.А. Давиденко, В.В. Пустовалов, В.С. Фоменко, И.С. Брауде, *ФНТ* 38, 102 (2012).
2. И.Н. Кузьменко, В.В. Пустовалов, С.Э. Шумилин, *ИТЭ* 1, 196 (1988).

ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК4-1 В МИКРОСТРУКТУРНОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИЯХ

Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Исламгалиев Р.К.², Клевцова Н.А.³, Мерсон Е.Д.¹, Пигалева И.Н.¹

¹Россия, Тольяттинский государственный университет, klevtsov11948@mail.ru

²Россия, Институт физики перспективных материалов, УГАТУ, RZValiev@mail.rb.ru

³Россия, Оренбургский государственный университет, inshtet@mail.ru

STRENGTH AND IMPACT FRACTURE MECHANISM OF ALUMINUM ALLOY AK4-1 IN MICROSTRUCTURE AND SUBMICROSTRUCTURE STATES

Klevtsov G.V., Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Klevtsova N.A., Merson E.D., Pigaleva I.N.

Strength and mechanism of impact fracture of aluminum alloy AK4-1 in initial state after quenching + ageing and also after equal channel angular pressing (ECAP) at 200 °C + extrusion at 160 °C were investigated. It was shown the alloy AK4-1 have the highest hardness and strength after ECAP at temperature 160 °C. Impact strength after all types of strengthening treatment is equal to 0,1-0,2 MJ/m² in the temperature interval from -196 to 300 °C.

Целью настоящей работы является исследование прочности и механизма ударного разрушения алюминиевого сплава АК4-1 при температурах от -196 до 300 °C после различных видов обработки.

Алюминиевый сплав АК4-1 в исходном горячекатаном состоянии (пруток диаметром 40 мм) имел средний размер зерна 40 мкм. Данный сплав исследовали после различных видов обработки.

Стандартная обработка (Т6) включала в себя: нагрев до температуры 530 °C, выдержку при этой температуре в течение одного часа, закалку в воду, старение при температуре 190°C в

течение 7 часов, охлаждение на воздухе. Для получения субмикроструктурного состояния сплав подвергали равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 160 °С, 6 проходов ($\varphi = 90^\circ$) и 200 °С, 6 проходов + экструзия при 180 °С. Средний размер зерна после вышеуказанных обработок составил 300 нм. Стандартные характеристики исследуемого материала при растяжении определяли на Универсальной испытательной машине H50KT; ударную вязкость (КЧВ) – на копре Time JB-W300. Охлаждение и нагрев образцов до нужных температур проводили в жидком азоте и в климатической камере INSTRON C3106366. Макростроение ударных изломов исследовали с помощью конфокального сканирующего микроскопа LextOLS4000; микростроение – в растровом электронном микроскопе SIGMA фирмы «ZEISS».

Статические испытания показали (табл. 1), что самую высокую твердость и прочность сплав имеет после РКУП при 160 °С. Однако при этом, пластичность снижается в 2 раза по сравнению с Т6.

Таблица 1 – Механические свойства сплава АК4-1 в различном состоянии

Состояние сплава	НВ	σ_s , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	81	274	260	20
Т6 (закалка + старение)	122	370	320	16
РКУП, 200 °С + экструзия 180 °С	111	420	405	9
РКУП, 160 °С	126	460	420	8

Испытания на ударную вязкость показали, что КЧВ сплава, после всех видов обработки (кроме исходного состояния), находится на уровне 0,1-0,2 МДж/м² и практически не меняется в интервале температур от -196 до 300 °С (рис. 1). Ударная вязкость сплава в исходном состоянии находится на уровне 0,3-0,35 МДж/м².

Макро- и микрофрактографические исследования показали, что ударное разрушение сплава АК4-1 в субмикроструктурном состоянии при всех исследуемых температурах испытания начинается с образования вязкой зоны вытяжки. Центральная часть изломов имеет ямочное строение. На дне многих ямок можно наблюдать частицы, размером от 1 до 10 мкм, являющиеся, по данным микрорентгеноспектрального анализа, упрочняющим фазам, например Al₂Cu и Al₃FeNi.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ (проект № 11-08-00208) и ФЦП (госконтракт № 14.513.11.0041).

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Кондрашина А.В.

*Россия, Подольский институт (филиал) МГОУ имени В.С. Черномырдина, solnishko-
toe83@mail.ru*

It was studied the peculiarities of the destruction of the steel R6M5 as typical hardly deformed heterophase material in conditions of high plasticity and superplasticity

Сведения о характере разрушения многофазных материалов в оптимальных температурно-скоростных условиях сверхпластической деформации и при изменении этих условий, о влиянии на разрушение дисперсности и соотношения структурных составляющих ограничены. Отмечается, что разрушение начинается с образования пор на тех межфазных границах, где проскальзывание наиболее заметно.

Многие эксперименты, например на одноосное растяжение, показали, что разрушению материала предшествует образование и развитие межзеренных и межфазовых пор. Установлено, что образование пор при сверхпластической деформации под действием растягивающих напряжений характерно почти для всех сверхпластичных материалов. Наиболее вероятным местом зарождения пор являются границы зерен и фаз и особенно места тройных стыков. Известно, что в многофазном материале поры обычно появляются около крупных включений вследствие концентрации напряжений при блокировании этими включениями зернограничного скольжения [1, 2]. Установлено также, что чем меньше способность материала к порообразованию в раз-

личных температурно-механических условиях, тем больше его относительное удлинение при деформировании, что характерно для условий сверхпластической деформации стали Р6М5.

Для определения особенностей порообразования и разрушения стали Р6М5 при растяжении в различных температурно-скоростных условиях исследовали зону разрыва образцов в сечениях, проходящих через ось растяжения. Результаты количественной оценки участков разрушения показывают, что при растяжении в условиях сверхпластической деформации процесс порообразования выражен менее сильно, чем при повышенной пластичности, объемная доля пор ниже, размер (средний и максимальный) их меньше, они менее вытянуты в направлении растяжения, ниже показатель формы (рис. 1). Так, площадь участка пор составляет $0,065 \pm 0,008 \text{ мм}^2$, их объемная доля $5,0 \pm 0,7 \%$, максимальный диаметр $20,0 \pm 2,9 \text{ мкм}$ (средний диаметр $15,0 \pm 1,5 \text{ мкм}$), показатель формы пор $2,8 \pm 0,35$.

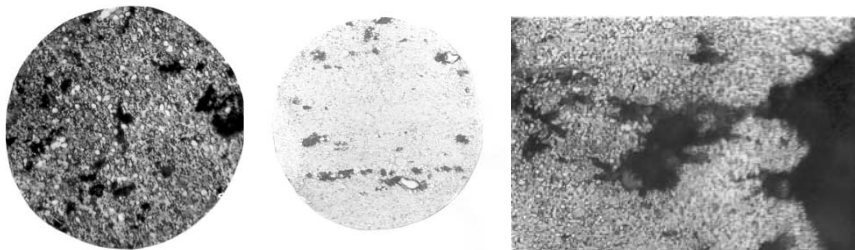


Рис.1. Поры в стали Р6М5 после разрушения при растяжении в условиях сверхпластической деформации (а, б) и повышенной пластичности (в), х500

а – поперечный шлиф; б – продольный шлиф; в – продольный шлиф (центр образца, область разрыва)

При деформации в условиях сверхпластичности и повышенной пластичности на образцах стали Р6М5 образуется шейка. При этом деформация локализуется на межфазных поверхностях раздела, что приводит к более глубоким повреждениям — образованию укрупненных пор и трещин вблизи поверхности разрушения. Исследование особенностей разрушения стали Р6М5 показывает, что зона повреждений порами сосредоточена у оси образца. Это может быть причиной локализации деформации (образования шейки) и снижения пластичности материала [3].

При сверхпластической деформации наблюдается монотонный переход от межзеренного и межфазного проскальзывания к внутризеренной деформации, свойственной для высоких скоростей деформирования. Во всех случаях существует один механизм деформации — скольжение винтовых дислокаций со ступеньками. При сверхпластической деформации быстрорежущих сталей процессом аккомодации зерен и фаз может быть процесс вакансионной ползучести по Набарро—Херрингу или по Р. Кобле.

Анализ полученных результатов показал, что на образцах, разрушенных в условиях сверхпластичности, присутствуют две характерные зоны: зона плотного материала в той части образца, которая претерпела равномерное удлинение, и зона высокой пористости в области образования шейки.

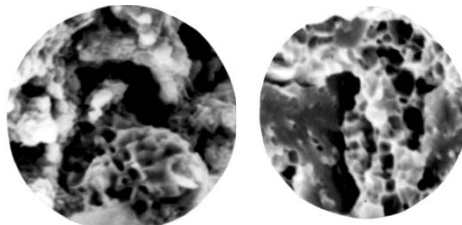


Рис.2. Электронная фрактограмма излома стали Р6М5 после разрушения при растяжении в условиях повышенной пластичности (а) и сверхпластичности (б), х5000

Электронные фрактограммы стали Р6М5 после сверхпластической деформации не имеют характерных отличий от полученных при разрушении в процессе растяжения в условиях повышенной пластичности. На фрактограммах присутствуют участки с чашечным и квазискольным разрушением, которые свидетельствуют о неоднородности протекания деформации (рис. 2) [4].

Список литературы

1. Новиков И. И., Портной В. К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. — М.: Металлургия, 1981. — 168 с.
2. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов/Под ред. Н. Пейтона, К. Гамильтона. — М.: Металлургия, 1985. — 312 с.
3. Кондрашина А. В., Гвоздев А. Е. Структурообразование и разрушение стали Р6М5 в условиях повышенной пластичности и сверхпластичности. — Тула: ТулГУ, 2005. — 119 с.
4. Кондрашина А.В., Кузовлева О.В., Гвоздев А.Е. Деформация, структурообразование и разрушение стали Р6М5 // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 8. С.11-16.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО И ЖАРОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ИМВ7-1 В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ

Лукьянова Е.А., Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарьтина И.Е.

*Россия, Институт металлургии и материаловедения им А.А.Байкова РАН,
helenukyanova@gmail.com*

INVESTIGATION OF THE MAGNESIUM ALLOY IMV7-1 WITH HIGH STRENGTH AT ROOM AND ELEVATED TEMPERATURES IN THE CAST STATE

Lukyanova E.A., Rokhlin L.L., Dobatkina T.V., Tarytina I.E.

The wrought magnesium alloy IMV7-1 on the Mg-Y-Gd system is characterized by high strength properties at room and elevated temperatures. The alloys of the same system attract also attention as structural materials for the shape casting. Therefore, in this work mechanical properties of the alloy IMV7-1 were determined in cast state and after additional heat treatment. The investigation indicated enough high strength properties of the cast alloy IMV7-1, which were close strength properties of the well known cast magnesium alloy ML5 at room temperature and significantly higher them at 250 °C.

Использование различных редкоземельных металлов в качестве легирующих добавок позволяет существенно улучшить их механические свойства, как при комнатной, так и при повышенных температурах [1]. В настоящее время предложены для промышленности и используются ряд конструкционных магниевых сплавов, содержащих редкоземельные металлы. Одним из них является высокопрочный и жаропрочный магниевый сплав ИМВ7-1 на основе системы Mg-Y-Gd [2], предложенный ИМЕТ РАН совместно с ВИАМом и ВИЛСом. Сплав ИМВ7-1 был разработан как деформируемый сплав для использования в виде горячепрессованных и кованых изделий и в этом состоянии после соответствующей термической обработки показал наиболее высокие прочностные свойства [3]. В то же время значительная часть магниевых сплавов используется для производства изделий путем фасонного литья. В настоящей работе приводятся результаты исследования сплава ИМВ7-1 на основе системы Mg-Y-Gd [2] в литом состоянии. Образцы литого сплава для исследования были отлиты с погружением тонкостенной металлической изложницы в воду, что обеспечивало направленную кристаллизацию. Определение механических свойств на растяжение проводили при температурах 20, 250°C на установке ИНСТРОН 3382 со скоростью нагружения 1 мм/мин на стандартных образцах с диаметром рабочей части 5 мм. Сплав ИМВ7-1 был исследован в следующих состояниях: 1 – литое; 2 – гомогенизированное; 3 – состаренное после литья; 4 – состаренное после гомогенизации. Режим гомогенизации – 515°C, 6 ч; режим старения – 200 °C, 24ч. В табл.1 приведены результаты испытаний сплава ИМВ7-1 при комнатной температуре.

Согласно полученным данным старение приводит к повышению прочностных свойств сплава ИМВ7-1 как после литья, так и после последующего гомогенизирующего отжига.

Свойства сплава ИМВ7-1 находятся на уровне свойств литейного промышленного сплава МЛ5, который имеет в состоянии Т6 (гомогенизация 415°C, 8ч + старение 200°C, 8ч) $\sigma_B = 255$ МПа, $\sigma_{0,2} = 120$ МПа, $\delta = 4$ % [4]. Однако испытания при температуре 250°C, показали существенное преимущество сплава ИМВ7-1 по сравнению со сплавом МЛ5 (табл.2).

Таблица 1.

Механические свойства сплава ИМВ7-1 при комнатной температуре.

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Литое	205	119	15,19
Гомогенизированное, 515°C, 6ч (Т4)	217	135	21,12
Литое + старение 200 °С, 24 ч	223	136,5	5,60
Гомогенизированное + Старение 200 °С, 24 ч (Т6)	247	122,5	10,15

Таблица 2.

Механические свойства сплава ИМВ7-1 и МЛ5 при температуре 250 °С, состоянии Т6

Сплав	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
ИМВ7-1	193	135,5	15,19
МЛ5 [4]	120	40	15

Микроструктуру сплава ИМВ7-1 изучали в литом и гомогенизированном состояниях. В структуре литого сплава на фоне магниевого твердого раствора были видны серые включения фазы, богатой иттрием и гадолинием, а также отдельные темные включения циркониевой фазы. После гомогенизирующего отжига при 516°C, 6ч структура сплава состояла из зерен магниевого твердого раствора и кристаллов циркониевой фазы. Фаза, богатая редкоземельными металлами, полностью растворилась в магниевом твердом растворе.

Литература

1. Rokhlin L.L. Magnesium Alloys Containing Rare-Earth Metals. - London – New-York: Taylor and Francis, 2003, 245 p.
2. Дриц М.Е., Рохлин Л.Л., Никитина Н.И. и др. Сплав на основе магния. А.с. 1010880 СССР. - Бюллетень изобретений, 1997, № 29, Ч.2, С.439.
3. Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Никитина Н.И., Тарытина И.Е. Исследование свойств высокопрочного магниевого сплава системы Mg-Y-Gd-Zr. - Металловедение и термическая обработка металлов, 2010, №12, С.15-18.
4. Конструкционные материалы. Справочник / Под.общ.редакцией Арзамасова Б.Н. М.: Машиностроение, 1990, 688 с.

СВЕРХПЛАСТИЧНЫЙ ВЫСОКОПРОЧНЫЙ АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ

Михайловская А.В., Котов А.Д., Портной В.К.
НИТУ «МИСЦ», г. Москва, mihaylovskaya@misis.ru

THE NEW HIGH STRENGTH SUPERPLASTIC ALUMINUM BASED ALLOY
Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Portnoy V.K.

The structure and superplastic behavior of the high strength Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr alloy was studied in the temperature range 300 – 480 °C and at the strain rates $2 \times 10^{-3} - 1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. It was found that alloy exhibits superplasticity in a relatively wide temperature range from 380 to 480°C at the strain rates from $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ to $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ strain rate and exhibits the 470 MPa yield stress and the 530 MPa

ultimate tensile strength after 200 % superplastic deformation and T6 heat treatment. The 800 % elongation was obtained at the 440 °C and the $1 \times 10^{-2} - 4 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ strain rates.

Микрозеренная сверхпластичность наблюдается в сплавах с размером зерна меньше 10 мкм и при высоких гомологических температурах ($>0,5T_{пл}$) и относительно низких скоростях деформации ($10^{-5} - 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) [1, 2]. Наиболее универсальным методом получения микрозеренной структуры является рекристаллизационный отжиг. В данном случае для получения меньшего размера рекристаллизованного зерна необходимо: 1) обеспечить большое количество центров рекристаллизации; 2) ограничить рост зерна при сверхпластической деформации (СПД). Это может быть достигнуто за счет присутствия частиц вторых фаз различной дисперсности [3-5]. Большинство алюминиевых сплавов, имеющие хорошие показателями сверхпластической деформации, не обладают высокой прочностью при комнатной температуре. Высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu проявляют сверхпластичность при низких скоростях - около 10^{-4} с^{-1} , или имеют сложную схему листовой заготовки для сверхпластической формовки.

В настоящем исследовании для получения листов высокопрочного сплава Al-4%Zn-4%Mg-0,8%Cu-3%Ni-0,25%Zr (заявка на изобретение «Сверхпластичный сплав на основе алюминия» №2011133287/02(049079)), применяли обычную прокатку и термическую обработку. Формирование мелкозернистой структуры в новом сплаве достигается благодаря оптимизации состава твердого раствора и введению 2-3% никеля в сплав, совместно с 0,25-0,3% циркония, которые формируют крупные, размером около 1 мкм и мелкие менее 50 нм частицы, соответственно.

Перед началом сверхпластической деформации (т.е. после отжига при температуре $0,97 T_{пл}$ (480 °C) в течение 20 мин.), сплав имел частично рекристаллизованную структуру (рисунок 1). При этом объемная доля рекристаллизованных зерен составила 68 %, а их средний размер $2,5 \pm 0,2 \text{ мкм}$. После закалки и старения на максимальную прочность и без сверхпластической деформации предел прочности сплава составил 650МПа, предел текучести 580МПа, относительное удлинение около 5%.

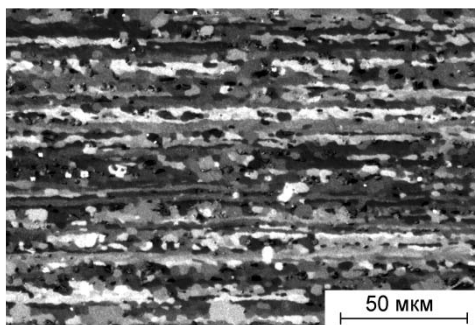


Рисунок 1 - Структура исследованного сплава после отжига при 480 °C (20 мин.)

Максимум показателя скоростной чувствительности m при 440 °C находится в области скоростей деформации $2 \times 10^{-3} - 6 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. При понижении температуры ниже 380 °C значения показателя m и оптимальной скорости деформации постепенно уменьшаются. Максимальное удлинение сплава (800-900 %) соответствует температуре 440 °C и скоростям деформации $4 \times 10^{-2} - 7 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Но даже при скорости $1 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ сплав показывает достаточно высокое удлинение - 450 %.

При повышении температуры (460 и 480 °C) максимум удлинения смещается в сторону меньших скоростей деформации, а при понижении температуры – снижается до 400 - 500 % во всем интервале скоростей деформации. При 300 °C относительное удлинение составляет 200 %, а напряжение течения возрастает ($>30 \text{ МПа}$).

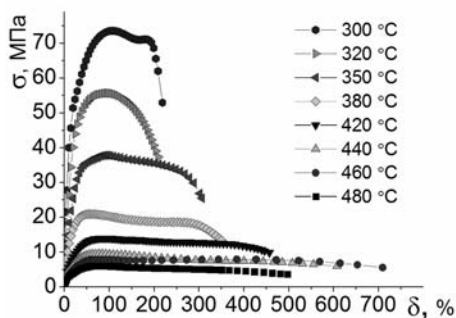


Рисунок 2 – Зависимость напряжения течения в процессе сверхпластической деформации исследованного сплава со скоростью деформации $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 300 – 480 °С

Новый высокопрочный алюминиевый сплав имеет хорошие показатели сверхпластичности ($\delta \geq 400\%$ и $\sigma \leq 20 \text{ МПа}$ при скорости деформации $2 \times 10^{-3} - 4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ в довольно широком интервале температур 380 – 480 °С. После 100 и 200% сверхпластической деформации и термической обработки на максимум прочности сплав показывает 470 МПа напряжение течения и 530 МПа предел прочности. Относительное удлинение сохраняется на уровне 3-5%.

Наибольшее удлинение в 800 % сплав показал при температуре 440 °С и высоких скоростях деформации до $4 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, т.е. сплав обладает высокоскоростной сверхпластичностью при пониженных температурах при использовании традиционных технологий получения листа, легко реализуемых в промышленных условиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования науки РФ, РФФИ (проект №12-03-31164) и гранта президента РФ (договор №14.125.13.232-МК).

Список использованных источников

- 1 T.G. Nieh, J. Wadsworth, O.D. Sherby, Superplasticity in Metals and Ceramics, Cambridge University Press, 1997.
- 2 И.И. Новиков, В.К. Портной, Superplasticity of Alloys with Ultrafine Grain Size [in Russian], Metallurgiya, Москва (1981).
- 3 Портной В.К. Изв. Вузов. Цветная металлургия. 1985. №1. С. 93 - 107.
- 4 F.J. Humphreys and M. Hatherly. Recrystallization and Related Annealing Phenomena (Second Edition), Pergamon, 2004
- 5 Маркушев М.В. Физика металлов и металловедение. Т. 108. № 1. 2009. С. 46 – 53.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ RuAl²

Морозов А.Е., Поварова К.Б., Дроздов А.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, e-mail: ae_morozov@list.ru

STRUCTURE AND PROPERTIES OF RuAl BASED CAST ALLOYS

Morozov A.E., Povarova K.B., Drozdov A.A.

The effect of the preparation methods of charge materials on the behavior of such materials upon the production of the RuAl alloys by vacuum melting techniques has been studied. The effect of

² Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 12-08-31200

alloying on some properties of cast alloys has been studied. Alloying with Hf strengthens the β -RuAl based solid solution, but reduces the ability to uniaxial cold deformation by upsetting. Alloying with Ti and Cr in the alloys with 2-5 vol. % ϵ -Ru enhances the ability to microplastic deformation. The ability to low-temperature microplastic deformation increases with increasing content of the ductile constituent (ϵ -Ru) in the equilibrium with β -RuAl. It is shown that RuAl and its alloys surpass the monoaluminide (NiAl and TiAl) alloys and Ni3Al in hot hardness over the entire temperature range under study. At temperatures $\geq 900^\circ\text{C}$, the hardness of RuAl is higher than that of all other alloys under study by a factor of 2-4.

Тугоплавкий, жаростойкий моноалюминид рутения RuAl с упорядоченной ОЦК типа B2 кристаллической структурой ($T_{\text{пл}}=2062^\circ\text{C}$, плотность $\rho = 7,97\text{г/см}^3$), является перспективным жаропрочным материалом, работающим при высоких температурах (свыше 1500°C) в высокоскоростных (свыше 5 М) газовых окислительных потоках (23 % O_2). Разработаны гетерофазные сплавы на основе RuAl со структурой β -RuAl + (1-20) об.% ϵ -Ru, где ϵ -Ru с г.п.у неупорядоченной кристаллической структурой является вязкой структурной составляющей. Методом вакуумно-дуговой плавки получены $\beta_{\text{перв.}}+(\beta+\epsilon)_{\text{вт.}}$ сплавы, в том числе легированные Cr, Ti и Hf. Установлено, что для получения сплавов заданного состава с плотностью близкой теоретической необходимо использовать в качестве исходных материалов переплавленный для дегазации Ru и электролитический Al. Угар Al и Cr при плавке необходимо компенсировать при шихтовке (Al и Cr) и дошихтовке (Al) между переплавами. 4-5-кратный переплав обеспечивает однородное распределение компонентов. Исследовано влияние легирования на свойства литых сплавов. Hf и Ti упрочняют твердый раствор на основе β -RuAl, но уменьшают способность к холодной деформации, Cr в сплавах с 5-15 об. % ϵ -Ru повышает способность к микропластической деформации (рис.1).

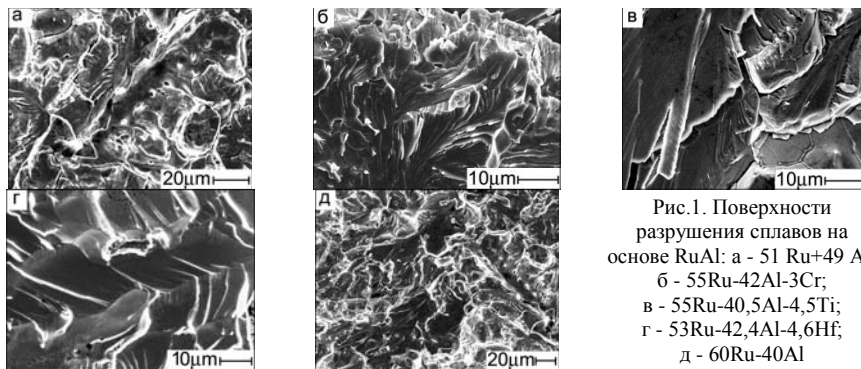


Рис.1. Поверхности разрушения сплавов на основе RuAl: а - 51 Ru+49 Al; б - 55Ru-42Al-3Cr; в - 55Ru-40,5Al-4,5Ti; г - 53Ru-42,4Al-4,6Hf; д - 60Ru-40Al

Способность к низкотемпературной микропластической деформации возрастает с увеличением (от 2-5 до 15-20 об.%) содержания в сплавах в равновесии с β -RuAl вязкой составляющей (ϵ -Ru). Показано, что все сплавы, включая практически однофазный, при холодной деформации осаживанием демонстрируют пластичность ($\epsilon \geq 10\text{-}12\%$ при 20°C). Деформация осаживанием приводит к сплющиванию зерен по всей толщине слитков (рис.2).

Твердость всех сплавов увеличивается. Отжиг при температурах $900\text{-}1400^\circ\text{C}$ (0,53-0,76 $t_{\text{вт.}}$) приводит к снятию напряжений в результате возврата и начала рекристаллизации, сопровождающихся снижением твердости. При $1200\text{-}1400^\circ\text{C}$ решающую роль в замедлении разупрочнения играет повышение объемной доли эвтектической ($\beta+\epsilon$)_{вт.} составляющей или твердого раствора на основе ϵ -Ru (вырожденная эвтектика). Твердость легированных Ti сплавов после отжига при 1200 и 1400°C на 10% выше, чем не легированного сплава или сплава с Cr. Для полной рекристаллизации необходим отжиг при температуре не ниже $0,85 T_{\text{эвт.}}$ (1600°C).

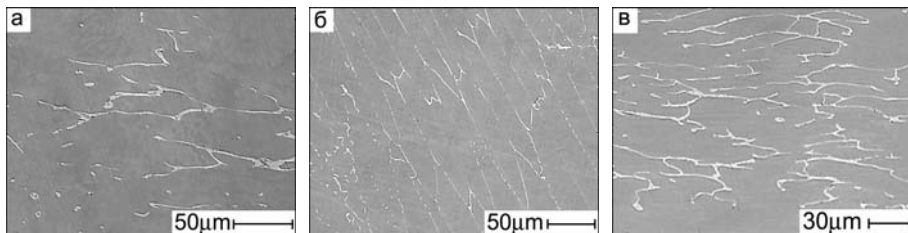


Рис. 2. Характерные микроструктуры деформированных сплавов на основе RuAl (ат. %): а - 55Ru+42Al+3,0Cr; б - 55 Ru- 41Al- 4,0 Ti, в - 57Ru- 43Al

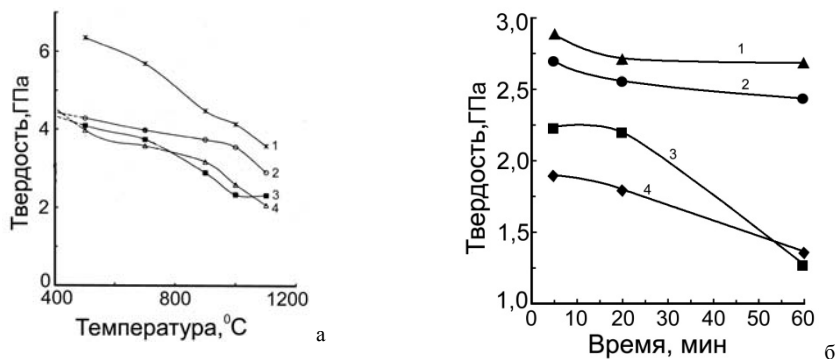


Рис. 3. Характерные зависимости кратковременной (а) и длительной (б) горячей твердости сплавов на основе RuAl (ат. %): 1 - Ru-49Al; 2 - Ru-39,4Al-5,46Hf; 3 - Ru-40Al; 4 - Ru-38%Al-4,4Ti

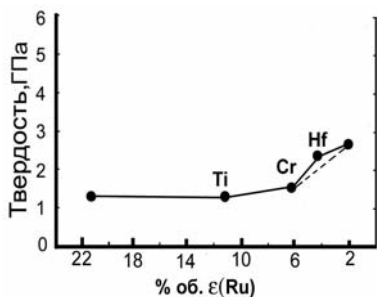


Рис. 4. Влияние объемной доли (Ru) и легирующих элементов на длительную твердость при 1000°С сплавов на основе RuAl

Кратковременная и длительная горячая твердость сплавов на основе RuAl (рис.3, 4) зависят от соотношения компонентов в сплавах, определяющего объемную долю вязкой структурной составляющей - твердого раствора ϵ -Ru. Влияние легирования можно заметить только при равных объемных долях вязкой структурной составляющей. Показано, что более тугоплавкий RuAl и его сплавы превосходят сплавы на основе моноалюминидов (NiAl и TiAl) и Ni_3Al по жаропрочности, охарактеризованной горячей твердостью, во всем исследованном интервале температур (до 1200°), причем при температурах $\geq 900^\circ\text{C}$ твердость RuAl выше, чем у всех исследованных сплавов в 2-4 раза.

СТАТИЧЕСКАЯ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ Cr-Ni-Mn-Mo-N СТАЛИ³

Мурадян С.О., Костина М.В., Терентьев В.Ф., Провсвирнин Д.В., Блинов Е.В.
ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

STATIC AND FATIGUE STRENGTH OF AUSTENITIC CORROSION RESISTANT Cr-Ni-Mn-Mo-N STEEL

Muradian S.O., Kostina M.V., Terentjev V.F., Prosvirnin D.V., Blinov E.V.

The structure, static and fatigue strength of austenitic stainless cast steel 05Kh22AG15N8MFL were studied. The comparison of fatigue strength of this heat treated steel, the same steel after hot deformation and classical austenitic corrosion resistant steels such as AISI 304, 12X18H10T was given. It is shown that 05H22AG15N8M2FL cast steel has high fatigue strength ~ 225 MPa ($N=10^7$). Mechanisms of destruction in the high cycle and low cycle fatigue were studied.

В рамках исследования эксплуатационных свойств новой литой высокоазотистой стали аустенитного класса 05X21AG15N8MФЛ с $\sim 0,5\%$ N [1] впервые проведены исследования циклической прочности стали указанного типа *в литом состоянии*.

Металл после выплавки в индукционной печи был залит в форму из ХТС; была получена модельная отливка весом 38 кг ступенчатой формы, с содержанием азота 0,47%. Из термически обработанного (1 ч при 1200 °С, вода) металла ступени толщиной 40 мм, были вырезаны плоские образцы (пластины толщиной 3 и длиной 100 мм с «корсетной» рабочей частью 3x10 мм). Образцы были отшлифованы и отполированы на сукне. Испытания на усталость проводили на 10 тонной сервогидравлической машине Instron 8801 с частотой 40 Гц в условиях повторного растяжения при асимметрии цикла $R = 0,1$ при комнатной температуре. Микроструктурные исследования проводили на световых микроскопах Neophot-32 и Olympus GX51.

В крупнокристаллическом аустените литой стали 05X21AG15N8MФЛ (дендриты размером более 500 мкм) содержится $\sim 12\%$ высокохромистой σ -фазы и менее 1% δ -феррита (рис.1 а). Присутствие σ -фазы охрупчивает литую сталь, её $K_{CU} = 0,18$ МДж/м² и, при величине $\sigma_{0,2} \sim 401$ МПа, она имеет предел прочности ~ 460 МПа.

Отжиг при температуре выше температуры существования σ -фазы позволяет устранить её стали, за счёт превращения $\sigma \rightarrow \delta \rightarrow \gamma$. На первой стадии происходит перестройка тетрагональной кристаллической решетки σ -фазы в ОЦК решетку феррита, имеющего тот же химический состав. Затем в структуре стали, в результате диффузионных процессов при отжиге (прежде всего – перераспределения атомов хрома и снижения его концентрации в феррите) происходит превращение $\delta \rightarrow \gamma$. Полнота превращения $\delta \rightarrow \gamma$ тем больше, чем выше температура и больше длительность отжига [2]. Таким образом, литая сталь после кратковременного отжига с последующей закалкой в воде содержит аустенит и промежуточный – феррит (рис 1 б). Она является пластичной и вязкой ($\delta = 35 \div 45\%$, $K_{CU} \sim 2$ МДж/м²) и имеет более высокий предел прочности ($\sigma_b \sim 690$ МПа). На рис. 2 представлена кривая усталости литой стали 05X21AG15N8MФЛ. Она построена на основании испытаний в диапазоне напряжений от 225 до 600 МПа и характеризует долговечность в области малоциклового усталости (до 10^5 циклов нагружения) и в области многоциклового усталости (рис. 2). В изученном интервале напряжений кривая усталости не имеет выхода на горизонтальный участок. С понижением прикладываемого напряжения долговечность возрастает. При напряжении 225 МПа сталь способна выдержать около 10^7 циклов нагружения по вышеуказанной схеме.

Следует отметить, что область малоциклового усталости этой стали плавно переходит в область многоциклового усталости и при этом не наблюдается существенного разброса экспериментальных данных. Тот факт, что у литой стали такая плавная кривая усталости свидетельствует о том, что материал имеет достаточно однородную структуру и в нем нет крупных дефектов. Результаты усталостных испытаний литых образцов сравнивали с данными ранее проведенных испытаний на цилиндрических горячекатаных и плоских горячекатаных образцах стали 05X22AG15N8MФШ с 0,5% N [3]. Наибольший предел усталостной циклической

³ Работа выполнена при финансовой поддержке гранта НШ-3050.2012.3

прочности имеют цилиндрические горячекованные, с последующей закалкой, образцы (1 на рис.2).

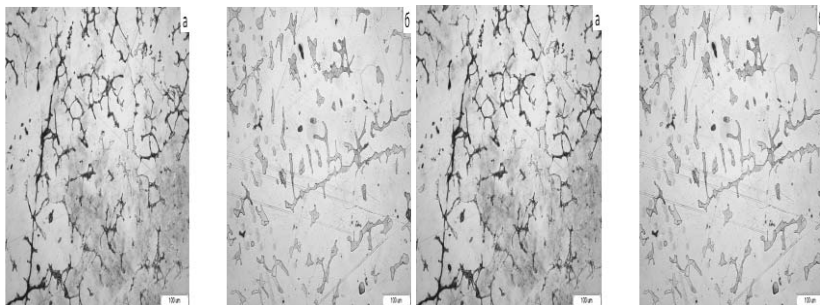


Рис. 1 - Микроструктура литой аустенитной стали 05X21АГ15Н8МФЛ: а –без термообработки состояния, б – после отжига при 1200 °С, 1 час, охлаждения в воде

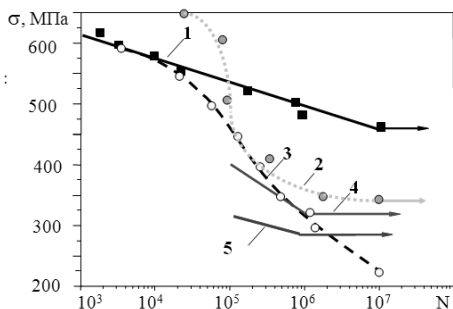


Рис. 2. Сравнительные результаты усталостных испытаний. 1, 2 – сталь 05X22АГ15Н8МФШ с 0,5%N [3],

3 – сталь 05X21АГ15Н8МФЛ с 0,47% N;

4 - SUS 304N; 5 - SUS 304;

1 – горячая ковка при 1100°C, нагрев до 1100°C, закалка в воде; гладкие цилиндрические образцы;

2 - горячая прокатка при 1100°C, нагрев до 1150°C, закалка в воде;

плоские образцы

3 – литое состояние, нагрев до 1200°C, закалка в воде; плоские образцы

4, 5 – деформация, закалка на воздухе гладкие цилиндрические образцы

Для плоских образцов той же стали результаты несколько ниже (2 на рис.2). (При испытании на усталость цилиндрических образцов при максимальном напряжении работают только поверхностные слои; время как в плоских образцах напряжение распределяется равномерно по всему сечению «рабочей» части; дополнительным концентратором напряжений выступают кромки образцов, на которых чаще всего и происходит зарождение трещин) В условиях малоциклового усталости (до $\sim N=6 \cdot 10^4$ циклов) литая сталь 05X21АГ15Н8МФЛ не уступает горячедеформированной (3 на рис.2), а до $\sim N=5 \cdot 10^5$ циклов превосходит классические аустенитные деформируемые стали SUS 304N и SUS 304 (см. кривые 4 и 5 на рис.2)..

Таким образом, полученные результаты испытаний литой стали 05X21АГ15Н8МФЛ (долговечность 10^7 циклов при напряжении ~ 220 МПа) являются вполне приемлемыми, учитывая различия в структурном состоянии между литым и деформированным металлом и типом образцов для испытаний классических коррозионностойких сталей.

Список литературы:

1. Патент РФ №2445397, 20.03.2012, «Высокопрочная литейная немагнитная коррозионно-стойкая сталь и изделие, выполненное из нее», Банных О.А., Блинов В.М., Блинов Е.В., Костина М.В., Мурадян С.О., Ригина Л.Г., Солнцев К.А.

2. М.В. Костина, С.О. Мурадян, А.А. Корнеев, В.В. Немов. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали // М., Металлы, №9, 2011, с. 33-48

3. Е.В. Блинов, В.Ф. Терентьев, Д.В. Просвирнин, В.М. Блинов, Н.В. Бакунова. Циклическая прочность коррозионно-стойкой аустенитной азотсодержащей стали 05X22AG15H8MF в условиях повторного растяжения // М., Металлы, №1, 2012, с 80-87

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М.Х.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук г. Уфа, 450001, Россия, msia@mail.ru

Abstract

Experiments have been carried out using nanostructured materials as a strengthening element to produce three-layer composites with different structures (nanocrystalline - NC, microcrystalline - MC and coarse-grained - GC) of the titanium alloy VT6 in the low temperature superplasticity conditions. Microstructure and mechanical properties of the composites were studied. It is established that if the combination of the NC, MC, GC structures is retained in the lowered temperatures it allows for the composite materials to have higher strength and plasticity properties and to achieve a higher level of structural strength.

Развитие современного машиностроения невозможно без использования передовых конструкционных материалов, имеющих более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с существующими материалами. В этой связи большой интерес представляют титановые сплавы.

Повышенные прочностные свойства имеют титановые сплавы с НК структурой по сравнению с МК и КК структурами [1,2]. Однако изготовление крупногабаритных полуфабрикатов с НК структурой представляет отдельную научную и технологическую проблему, кроме того, при достижении в сплаве такой структуры с повышением уровня прочности происходит и снижение пластичности.

Одним из способов преодоления этой проблемы является создание композитов, позволяющих уменьшить массу конструкции при сохранении или улучшении ее механических характеристик. Поэтому неудивительно, что разработчики авиатехники перестраивают всю материаловедческую концепцию строительства самолетов, активно привлекая и используя композиты на основе исключительно прочных титановых сплавов.

Создавая различное по структуре сочетание слоев, можно управлять характером разрушения материала и тем самым повышать конструкционную прочность по сравнению с монолитным материалом [3,4].

Целью представленной работы является разработка на основе результатов экспериментальных исследований методологического подхода к выбору технологических параметров применения НК материалов в качестве упрочняющего элемента для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП и оценка прочности и пластичности структурного композита.

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. КК структура была получена вакуумным отжигом в β -области при температуре 1000°C. В качестве упрочняющего элемента взяли титановый сплав ВТ6 с НК структурой со средним размером зерен/субзерен около 0,3 мкм. Для исследований были изготовлены трехслойные композиты двух типов: 1- композит с МК и НК структурами, и 2 - композит с КК и НК структурами. Соединение листов с различными структурными состояниями, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы [5]. Сварку в твердом состоянии осуществляли при различных температурах от 700 до 900°C в течение 120 мин. приложением газообразного аргона из штуцера через гибкую мембрану на свариваемые образцы.

Металлографические исследования проводили на растровом электронном «TESCAN MIRA3 LMU».

Для механических испытаний на растяжение и на сдвиг использовали универсальную машину фирмы «Инстрон» модели 5982.

На рис. 1 показана схема получения слоистого композитного материала с различными структурами с применением упрочняющего элемента с НК структурой.



Рис. 1. Схема получения слоистого композитного материала с различными структурами с применением упрочняющего элемента с НК структурой

Металлографические исследования показали, что после сварки давлением при температуре 900°C в течение 2 часов размер зерен вырос примерно до 5 мкм (рис. 2 а). С понижением температуры сварки до 700°C наблюдается разноразмерность, обусловленная большим различием размера зерен в соединяемых листовых заготовках и средний размер зерен в прослойке вырос в среднем до 1,2 мкм. Относительная протяженность пор в зоне ТФС при температуре сварки 900°C составила 0,04, при уменьшении температуры до 700°C увеличилась и составила 0,18 (рис. 2 в).

Исследования такого слоистого композита показали, что с понижением температуры до 700°C в области предела прочности не происходит расслоение материала. Как мы видим, упрочняющий элемент из титанового сплава ВТ6 с НК структурой придает композиту высокую прочность и при этом воспринимает основную долю нагрузки, а слои с МК и КК структурами придают композиту пластичность и предохраняют ее от возможного разрушения.

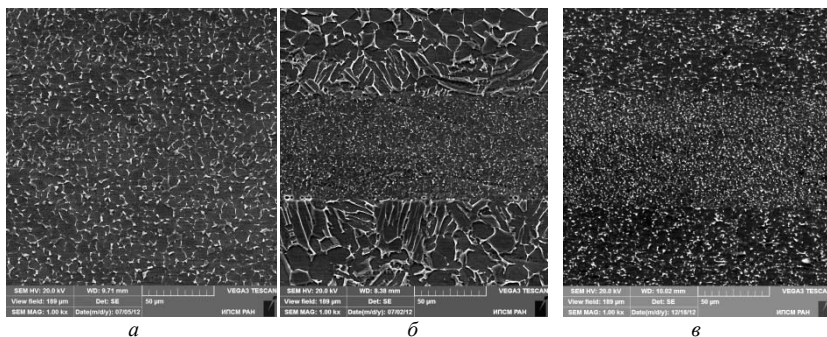


Рис. 2. Микроструктура зоны ТФС титанового структурного композита после сварки давлением с применением упрочняющего элемента с НК структурой: а) при 900°C (МК+НК+МК), б) при 750°C (КК+НК+КК) и в) при 700°C (МК+НК+МК)

Механические испытания на сдвиговую прочность показали, что с понижением температуры сварки давлением от 900°C до 700°C уровень прочности на сдвиг композитного материала заметно, в среднем на 18%, повышается.

Таким образом одним из путей повышения прочностных и пластических свойств в композиционных материалах из титанового сплава ВТ6 является разработанный методологический подход к применению НК материалов в качестве упрочняющего элемента для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП. Сохранение сочетания НК, МК и КК структуры в слоях при пониженных температурах (700°C) позволяет обеспечить в композитных материалах повышенные прочностные и пластические свойства.

Литература

1. Лутфуллин Р.Я., Кайбышев О.А., Валиахметов О.Р., Мухаметрахимов М.Х., Сафиуллин Р.В., Мулюков Р.Р. Соединение в твердом состоянии нанокристаллических титановых сплавов. Перспективные материалы, № 4, 2003 г., С. 21-25.

2. Мухаметрахимов М.Х. Применение наноструктурных материалов для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6// *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2013. Том 10. №1. С. 82-86.
3. Райт Е.С., Левит А.П. В кн.: *Композиционные материалы с металлической матрицей*. Т.4. Пер. С англ. М.: Машиностроение, 1978. С. 49-110.
4. Соколовская Е.М., Гузей Л.С. *Физикохимия композитных материалов*. М.: МГУ. 1978.
5. Казачков И.В., Бердин В.К. Методика оценки качества диффузионного соединения тонколистовых металлических материалов // *Заводская лаборатория*. 1989. 55. №7. С. 82-84.

МЕХАНИЗМ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ41

Наприенко С.А., Проходцева Л.В., Филонова Е.В.

Российская Федерация, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, s.naprienko@gmail.com

GROWTH MECHANISM FATIGUE CRACK OF A TITANIUM ALLOY VT41

Naprienko S.A., Prohodceva L.V., Filonova E.V.

Abstract: Effect of the structural state of the alloy vt41 on fatigue crack growth rate was studied. ΔK values in which fatigue crack growth rate is match step fatigue striations was determined. The influence of high temperature test to fatigue crack growth rate and step fatigue striations was determined. Area of sample fracture was researched by EBSD-analysis.

Для проведения испытаний и исследований был выплавлен слиток методом вакуумно-дугового переплава из сплава ВТ41. Из слитка изотермической штамповкой изготовлены две шайбы по двум технологическим процессам:

-деформация в $\alpha+\beta$ -области – нагрев до 1000 °С, выдержка 2 ч., охлаждение на воздухе, нагрев до 620 °С, выдержка 4 ч., охлаждение на воздухе (глобулярно-пластинчатая структура (рисунок 1а));

-деформация в β -области – нагрев до 900 °С, выдержка 2 ч., охлаждение на воздухе (пластинчатая структура (рисунок 1б)).

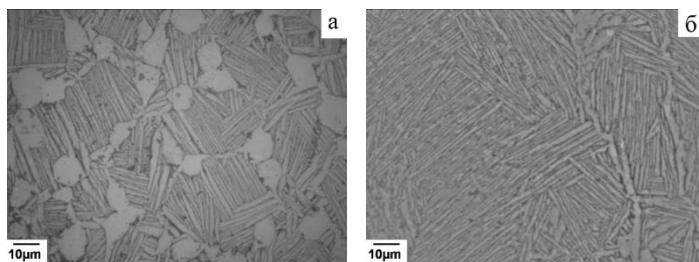


Рисунок 1. Микроструктура шайб из сплава ВТ41 после деформации в $\alpha+\beta$ (а) и β -области (б) при $\times 1000$

Из шайб были изготовлены компактные образцы, которые были испытаны на скорость роста трещины усталости (СРТУ) на гидравлической машине PSB-25. Испытания проводили по синусоидальному циклу нагружения с асимметрией цикла 0,1 при комнатной (20 °С) и при рабочей (600 °С) температурах.

На растровом электронном микроскопе JSM6490-LV были проведены количественные фрактографические исследования, в ходе которых определяли зависимость шага усталостных бороздок (δ) от размаха коэффициентов интенсивности напряжений ($\Delta K=K_{max}-K_{min}$).

Результаты испытаний при 20 °С показали, что СРТУ на образцах после деформации в β -области (рисунок 2б) ниже, чем на образцах после деформации в $\alpha+\beta$ -области (рисунок 2а) (при ΔK 30 МПа^{1/2} СРТУ составляет 1 и 8 мкм/цикл, соответственно). Стабильный рост трещины

продолжается на образцах после деформации в β -области до $\Delta K=65 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, в то время как на образцах после деформации в $\alpha+\beta$ -области до $\Delta K=30 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$.

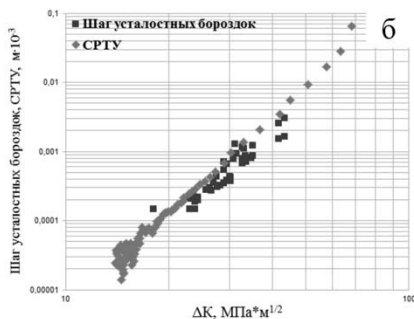
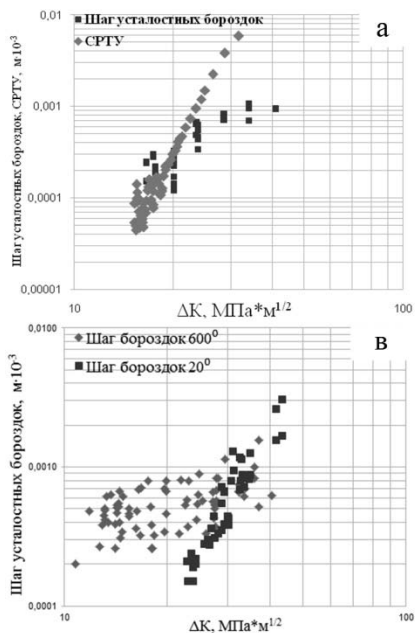


Рисунок 2. Шаг усталостных бороздок и СРТУ сплава ВТ41 после деформации в $\alpha+\beta$ - (а) и β -области (б) при температуре испытания $20 \text{ }^\circ\text{C}$ и шаг усталостных бороздок после деформации в β -области при температурах 20 и $600 \text{ }^\circ\text{C}$ (в).

Фрактографическое исследование показало, что при испытаниях при комнатной температуре наблюдается совпадение шага усталостных бороздок и СРТУ на образцах после деформации в β -области в интервале ΔK от 20 до $40 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (рисунок 2а), а на образцах после деформации в $\alpha+\beta$ -области от 15 до $25 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (рисунок 2б).

При повышении температуры испытания до рабочей, образцов после деформации в β -области установлено, что при низких значениях ΔK (от 15 до $32 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) шаг усталостных бороздок выше при рабочей температуре, чем при комнатной, при $\Delta K > 32 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ эта зависимость меняется на противоположную (рисунок 2в).

Для исследования механизма разрушения сплава ВТ41 после деформации в $\alpha+\beta$ -области при циклическом нагружении использовали метод дифракции обратнорассеянных электронов (EBSD-анализ). При помощи данного метода были построены картины распределения кристаллографических ориентировочных фаз на поверхности участков излома, подвергнутой электрополировке (глубина 2,5 мкм под поверхность излома), полученных при различных значениях ΔK (15, 20 и $30 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$) и построены прямые и обратные полюсные фигуры для этих участков (рисунок 3а-в) и определены углы разориентации α -фазы.

Для этих же участков были построены обратные полюсные фигуры методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-3 (рисунок 3г-ж).

Проведенные исследования показали, что на всех исследованных участках наблюдается преимущественно базисная текстура. Качественно это можно оценить из данных, полученных методом EBSD-анализа, представленных на рисунке 3а-в и, количественно из данных, полученных методом рентгеноструктурного анализа, который показал интенсивность отражения от плоскости $[0001]$ равные 2,2, 3,4 и 3,8 при значениях ΔK 15, 20 и $30 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$, соответственно (рисунок 3г-ж).

Из данных, полученных обоими методами анализа видно, что с ростом длины трещины и соответственно с увеличением ΔK и СРТУ, базисная текстура обостряется (рисунок 3).

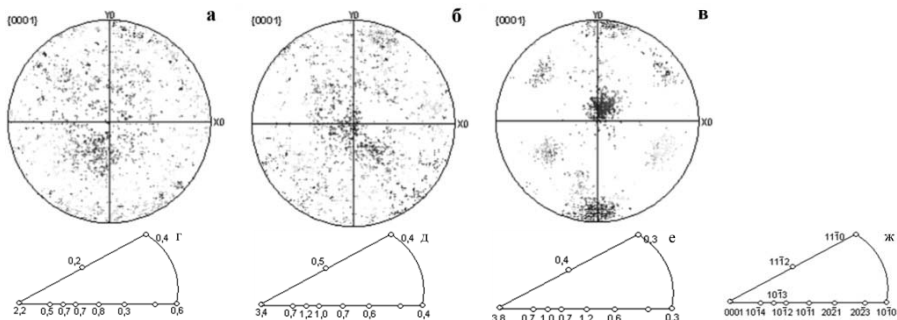


Рисунок 3. Прямые полюсные фигуры, полученные методом EBSD-анализа с поверхности излома при $\Delta K=15 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (а), $\Delta K=20 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (б), $\Delta K=30 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (в) и обратные полюсные фигуры, полученные методом рентгеноструктурного анализа на тех же участках при $\Delta K=15 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (г), $\Delta K=20 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (д), $\Delta K=30 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ (е) и стандартная стереографическая проекция ГПУ кристалла (ж).

В результате проведенных испытаний и исследований для штамповок сплава ВТ41 установлено следующее:

- определены интервалы значений размаха коэффициента интенсивности напряжений (ΔK), в которых совпадает СРТУ и шаг усталостных бороздок, при комнатной температуре;
- повышение скорости роста усталостной трещины на сплаве после деформации $\alpha\beta$ - области по сравнению с деформацией в β -области при комнатной температуре;
- определено влияние температуры испытания на шаг усталостных бороздок для образцов после деформации в β -области;
- определено значение ΔK ($32 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$), при котором шаг усталостных бороздок при комнатной температуре испытания становится больше, чем при рабочей.

Впервые проведено исследование поверхности излома после электрополировки на глубине 2,5 мкм методом EBSD-анализа, которое показало изменение кристаллографической текстуры процессе роста трещины усталости, что может являться следствием изменения механизма пластической деформации вблизи вершины трещины в зависимости от ΔK .

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 65С2ВА

Нечаев Л.М., Фомичёва Н.Б., Маркова Е.В.

Россия, Тульский Государственный Университет, nbj62@yandex.ru

В процессе термической обработки стали 65С2ВА происходит обезуглероживание поверхностного слоя, которое отрицательно сказывается на усталостной прочности пружин. Для высоконагруженных пружин часто применяется дробеструйная обработка с целью уменьшения и компенсации отрицательного влияния обезуглероживания поверхностного слоя. Известно, что наилучшее воздействие дробеструйной обработки достигается только тогда, когда после неё производится электро-химическое полирование (ЭХП), так как удаляются дефекты, обусловленные дробеструйной обработкой, в результате чего повышается усталостная прочность.

В процессе упрочнения в поверхностных слоях стали происходят изменения фазового состава и тонкой структуры. В качестве параметров, использованных для анализа различного вида упрочнения были выбраны результаты рентгеноструктурного анализа: плотность дислокаций, микродеформация, остаточные макронапряжения и фазовый состав поверхностного слоя стали.

Исследование топографии поверхности пружины после дробеструйной обработки позволило выявить крупные магистральные трещины шириной ~1 мкм и сетки мелких трещин в поверхностном слое образца. Исследование топографии поверхности пружины после

комбинации дробеструйной обработки с ЭХП обнаружило отдельные оставшиеся после упрочнения повреждения поверхности в виде сетки мелких трещин и одиночные трещины шириной ~0,2 мкм.

Проведение электрохимического полирования в течение 10 минут привело к росту сжимающих напряжений. Максимальный уровень напряжений ~ 800 МПа зафиксирован после ЭХП в течение 13 минут. При дальнейшем полировании зональные напряжения снижаются.

Применение ультразвуковой обработки приводит к образованию в упрочнённом слое напряжений сжатия. На поверхности образуются максимальные напряжения ~ 550 МПа, которые далее резко снижаются до ~ 250 МПа до глубины ~ 50 мкм, а затем повышаются до ~ 500 МПа.

Ультразвуковая обработка приводит к снижению плотности дислокаций и микродеформации.

Лазерное оплавление стали 65С2ВА характеризуется неравномерным распределением напряжений по глубине образца. В поверхностном слое глубиной 200 мкм напряжение практически равно 0, далее начинается зона сжимающих напряжений, снижающихся до 50 МПа на глубине ~ 400 мкм. Дальнейшее повышение напряжений до максимального уровня (550 МПа) наблюдали на расстоянии ~ 1500 мкм от поверхности.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ И ДЛИТЕЛЬНОМ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Автаев В.В.

Российская Федерация, ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (ФГУП «ВИАМ»), m.r.orlov@yandex.ru

DEFORMATION AND FRACTURE OF SINGLE CRYSTAL NICKEL-BASED SUPERALLOYS AT ULTIMATE STATIC AND CREEP TESTING

Orlov M.R., Ospennikova O.G., Avtaev V.V.

Russia, Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» (FSUE «VIAM»)

Deformation and fracture mechanisms of single crystal superalloys under short-term tensile and creep conditions are considered. A parametrical model of shear stress critical values determination in active slip systems with acting stress tensor considerations is offered for safety-factor calculations of single crystal turbine blades. Time and temperature stress relaxation analytical dependence in ЖС26-ВИ superalloy was obtained for stress-strain assessment of airfoil critical sections of air-cooled turbine blades for operation of engines under transient condition.

Анализ отказов газотурбинных двигателей по причине повреждения и разрушения монокристаллических рабочих лопаток турбины высокого давления, выполненный методами растровой электронной микроскопии показывает, что их причиной является достижение предельного состояния жаропрочного сплава в результате развития необратимых структурных изменений и пластической деформации в различных температурно-силовых условиях эксплуатации в результате:

- истощения пластичности сплава в условиях кратковременного нагружения с превышением предела текучести;
- накопления структурных изменений в условиях длительного статического нагружения в упругой области деформаций;
- развития локальной деформации, обусловленной упругопластическим гистерезисом в зонах концентраторов напряжений.

Исследования механизма деформации жаропрочного сплава в условиях кратковременного и длительного статического нагружения, выполненные на монокристаллических образцах экспериментального жаропрочного сплава типа ЖС с различными кристаллографическими ориентациями, позволили установить, что анизотропия предела текучести определяется фактором Шмида F , а приведенное напряжение сдвига для систем скольжения $\{111\}\langle 011 \rangle$ является инвариантом монокристалла: $\sigma_{\tau} = \sigma_{0,2}F$.

Для расчета величины критического напряжения сдвига в системах скольжения $\{111\}\langle 011\rangle$ и $\{111\}\langle 112\rangle$ в интервале температур эксплуатации монокристаллических лопаток турбины была применена параметрическая модель Ларсона-Миллера. Для применяемых в авиационном двигателестроении сплавов ЖС26-ВИ и ЖС32-ВИ величина критического напряжения сдвига $\tau_{кр}$ в действующих системах скольжения может быть представлена аналитическими зависимостями, полученными на основе результатов испытаний монокристаллических образцов жаропрочных сплавов на длительную прочность (МПа):

$$\begin{aligned}\tau_{кр}^{ЖС26} &= -3,88 \cdot 10^{-2} T \left[\lg(t_p) + 20 \right] + 1193,8 \\ \tau_{кр}^{ЖС32} &= -3,27 \cdot 10^{-2} T \left[\lg(t_p) + 20 \right] + 1031,8\end{aligned}$$

где: T – температура, К;

t_p – время до разрушения, принятое в расчетах равным 100 час.

На основании результатов испытаний монокристаллических образцов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ на релаксацию предложена кинетическая модель процесса релаксации:

$$\sigma(t) = \sigma_0 e^{-kt^d}$$

где: $k = 1,46 - 4,3 \cdot 10^{-3} T + 3 \cdot 10^{-6} T^2$

$d = 14,8 - 3,4 \cdot 10^{-2} T + 2 \cdot 10^{-5} T^2$,

T – температура релаксации, °С.

Длительная выдержка в цикле нагружения ниже температуры развития релаксационных процессов в жаропрочном сплаве приводит к статическому механизму роста трещины вследствие диффузии водорода, образующегося при диссоциации паров воды и конверсии паров углеводородного топлива, в зону трехосного растяжения в вершине усталостной трещины и, как результат, снижению трещиностойкости.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА

Панин П.В.

Федеральное государственное унитарное предприятие

«Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (ВИАМ),

г. Москва, admin@viam.ru

CRYSTALLOGRAPHIC TEXTURE AND ELASTIC MODULUS ANISOTROPY OF TITANIUM ALUMINIDES BASED ALLOYS

Panin P.V.

Federal State Unitary Enterprise

“All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials” (VIAM), Moscow, Russia

Abstract

In the present work there has been developed a simple and express procedure for the properties anisotropy evaluation in as-cast and deformed semi-finished products of high-temperature intermetallic titanium alloys based on Ti_3Al , Ti_2AlNb and $TiAl$. The procedure includes (i) crystallographic texture analysis, (ii) Young’s modulus calculation, and (iii) ‘modulus vs. sample macrodirections’ diagramming. The texture analysis was carried out by XRD technique wherein the standard integral intensities calculation for the ordered intermetallic phases (α_2 , O, β_0 , and γ phases) had been held in accordance with the optimized structure factor calculation algorithm which resulted in accuracy increase by 10–20 percent. The Young’s modulus for each crystallographic direction with a known tilt angle in respect to the primary axis of symmetry (a higher order axis for a given crystal system) was calculated with the help of tensor components in compliance with the well-known equations of crystal physics.

В настоящее время интерметаллидные сплавы на основе систем Ti–Al и Ti–Al–Nb считаются наиболее перспективными жаропрочными материалами для авиационных двигателей нового поколения. Однако, несмотря на ряд неоспоримых достоинств интерметаллидов, таких как малый удельный вес и высокие характеристики жаропрочности, сплавы на их основе имеют

обширный круг проблем технологического характера; в частности, в полуфабрикатах практически всегда имеется кристаллографическая текстура. Так, например, в литых гамма-сплавах, затвердевающих через перитектическую реакцию, ось c решетки α -фазы преимущественно ориентирована параллельно направлению теплоотвода. Частично проблема формирования острой текстуры литья решена в β -затвердевающих гамма-сплавах, где реализуются все 12 возможных вариантов ориентировок α -фазы по отношению к высокотемпературной β -фазе (в соответствии с ориентационным соотношением Бюргера), однако при этом от одной до трех ориентировок в любом случае остаются преимущественными. В свою очередь, наличие таких ориентировок оказывает существенное влияние на характер распределения механических свойств по макронаправлениям в отливке.

В связи с этим *цель* настоящей работы состояла в разработке простой и наглядной методики экспресс-оценки степени анизотропии свойств литых и деформированных полуфабрикатов из жаропрочных интерметаллидных титановых сплавов на основе Ti_3Al , Ti_2AlNb и $TiAl$.

Современные программные средства не позволяют в полной мере решить поставленную в работе задачу. Так, известная программа JMatPro (Sente Software, UK) проводит расчет и строит температурные зависимости модуля Юнга, считая его изотропной характеристикой. В соответствии с этим допущением, пользователь имеет возможность оценить только усредненный модуль, характерный для бестекстурного поликристаллического материала. Другой метод – картирование по данным дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) – имеет функцию расчета модуля для отдельных ориентировок, однако число таких ориентировок весьма ограничено (как правило, это оси четвертого и шестого порядков), что не позволяет объективно оценить распределение модуля по величине в кристаллах с решетками средней и низкой симметрии.

Разработанная методика включает три стадии:

- 1) анализ кристаллографической текстуры;
- 2) расчет величины модуля Юнга для направлений преимущественных ориентировок;
- 3) построение эпюр распределения модуля по основным макронаправлениям образца.

Для анализа текстуры с целью выявления преимущественных ориентировок предлагается использовать рентгенографический метод с построением прямых и/или обратных полюсных фигур. При этом, для уточнения эталонных значений интегральной интенсивности рентгеновской дифракции от упорядоченных фаз (α_2 -, O_2 -, β_0 -, и γ -фазы) в работе был оптимизирован алгоритм расчета структурного множителя, что позволило повысить точность определения полюсной плотности в среднем на 10–20 % (в зависимости от типа решетки) по сравнению со стандартным алгоритмом кинематической теории. Модуль Юнга для любого кристаллографического направления, составляющего известный угол с главной осью симметрии (осью высшего порядка для данной сингонии), определяется по компонентам тензора в соответствии с известными соотношениями кристаллофизики.

Таким образом, в работе решена задача экспресс-анализа анизотропии модуля нормальной упругости полуфабрикатов интерметаллидных титановых сплавов. В свою очередь, модуль, являясь прямым коррелятом сил межатомного взаимодействия, может служить надежным критерием пластичности и высокотемпературной ползучести.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОСТАДИЙНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т.М.

*Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
poletm@ispms.tsc.ru*

REGULARITIES OF MULTISTAGE STRAIN HARDENING OF HCP-ZIRCONIUM ALLOYS

Poletika T.M.

Regularities of strain hardening of hcp-zirconium alloys studied at the micro, meso and macrolevels. Using multilevel approach to the study of the deformation behavior in a substantial

heterogeneity of plastic flow has allowed to establish the relationship of processes at different levels of deformation and to identify mechanisms for the high ability of anisotropic materials to the plastic formability.

В отличие от хорошо изученных ГЦК- и ОЦК- материалов, природа пластической деформации металлов с ГПУ- структурой остается до конца не ясной. В работе проведено комплексное исследование деформационного поведения ГПУ-сплавов циркония систем Zr-Nb и Zr-Sn на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях с использованием различных методов (просвечивающая и растровая электронная микроскопия, дифракция обратно рассеянных электронов, рентгеноструктурный анализ, двухэкспозиционная спекл-фотография, метод реперов, профилирование поверхности образца).

Установлено, что деформационные кривые сплавов циркония демонстрируют параболическое упрочнение и являются многостадийными. Использование специальных методов анализа параболических кривых $S-e$ - аналитической аппроксимации уравнением Людвики в координатах $\ln(S-S_0)-\ln(e)$, а также метода Круссара-Жауля в координатах $\ln(dS/de)-\ln(e)$ показало, что кривые упрочнения можно аппроксимировать кусочно-непрерывной функцией, состоящей из последовательности фрагментов типа уравнения Людвики с различным наклоном, определяемым показателем деформационного упрочнения n , что свидетельствует о реализации, так называемого «дубль- n » («мульти- n ») поведения деформационных кривых [например, 1]. Показано, что основной закономерностью параболического деформационного упрочнения сплавов циркония является повторяющийся процесс «разупрочнения-упрочнения». В качестве физических причин приостановок упрочнения на определенных участках деформационной кривой рассматривают различные динамические релаксационные процессы на микро- и мезомасштабном уровнях. Для выяснения природы обнаруженного сложного поведения деформационных кривых сплавов циркония необходим многоуровневый подход, предполагающий одновременное вовлечение в деформацию различных структурно-масштабных уровней [2].

Установлено, что анизотропия упругих и пластических свойств ГПУ- сплавов, приводит к высокой пространственной неоднородности пластического течения, в условиях которой поликристалл ведет себя подобно структурно-неоднородному материалу [3]. Это обеспечивает выход деформации на мезоуровень (уровень зерен) и макроуровень (начало формирования шейки) практически с самого начала нагружения, что проявляется в сложном характере параболической стадии кривых течения сплавов циркония.

Показано, что деформация в условиях существенной неоднородности процесса без нарушения сплошности может быть достигнута путем реализации локальных динамических релаксационных процессов на микро- и мезомасштабных уровнях, обеспечивающих аккомодацию градиентов внутренних напряжений. Так, в сплаве системы Zr-Sn с сильным твердорастворным упрочнением это – формирование мезополос локализации деформации, обеспечивающих переориентацию решетки около границ зерен, а в сплавах Zr-Nb с преимущественно дисперсным и субструктурным упрочнением - развитие процессов низкотемпературного динамического возврата по механизму атермической коалесценции [4]. Явление коалесценции субзерен начинается в благоприятно ориентированных к легкому скольжению зернах (группах зерен) после достижения предельной (критической) фрагментированной структуры со средним размером фрагментов $0.3 \div 0.4$ мкм. В дальнейшем реализуется непрерывная эволюция фрагментированной структуры, сопровождающаяся периодической перестройкой системы границ, в результате которой они перестают быть стопорами деформации и способны эффективно поглощать дислокации.

Выход деформации на более высокий масштабный уровень сопровождается развитием макролокализации, а после достижения $n < 0.5$ потерей устойчивости пластического течения, связанной с началом формирования шейки [5]. Установлено, что дальнейшее дискретное изменение показателя деформационного упрочнения является следствием развития неустойчивости пластического течения и связано с развитием градиента скорости деформации по длине образца, причем цикл неустойчивости соответствует периоду накопления деформации в очаге макролокализации и сопровождается сменой показателя деформационного упрочнения n на параболической стадии кривых течения.

Основные факторы, обеспечивающие колебание скорости деформации в очаге макролокализации в режиме «упрочнение-разупрочнение», связаны с локальными характеристиками деформационного и скоростного упрочнения циркониевых сплавов, которые

обусловлены конкретными вышеуказанными микроструктурными релаксационными процессами. Для сплава Zr-1%Nb установлена взаимосвязь между колебательным характером изменения скорости локальной деформации на макроуровне, с циклическим характером дислокационных превращений [3, 4]. Так, упрочнение обеспечивается накоплением дислокаций и формированием субструктуры, а разупрочнение связано с разрушением субгранц и перераспределением дислокаций с уменьшением их плотности. Установлена взаимосвязь периодичности структурных перестроек, включающих изменение размера, формы зерен, субзерен, с последовательной активизации основной и аккомодационных систем скольжения. Таким образом, колебательная неустойчивость» независимо от субструктурного, сопровождается геометрическим упрочнением, либо разупрочнением и зависит ориентации плоскостей скольжения относительно направления растягивающих и сжимающих напряжений.

Использование многоуровневого подхода показало, что согласованность пластического формоизменения структурных элементов ГПУ- сплавов циркония, обладающих высокой упругопластической анизотропией, предполагает обязательное одновременное вовлечение в деформацию различных структурно-масштабных уровней, среди которых ведущую роль приобретают аккомодационные механизмы мезоуровня деформации. Корреляция превращений в дефектной системе на микро- и мезомасштабных уровнях с закономерностями макролокализации деформации обуславливает обнаруженное немонотонное деформационное поведение ГПУ- сплавов циркония.

Литература

1. Monteiro S.N., Reed-Hill R.E. An empirical analysis stress-strain curves of titanium // Metallurgical Transactions. 1973. V. 4. P. 1011-1015.
2. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под редакцией акад. Панина В.Е. Новосибирск : Наука, 1990. 255 с.
3. Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Шмаков А.Н. Исследование микроструктуры ГПУ-сплава циркония методом рентгеноструктурного анализа на синхротронном излучении // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2012. №5. С. 1-5.
4. Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Пшеничников А.П. Цикличность дислокационных превращений в ГПУ- сплаве циркония // ПЖТФ. 2010. Т. 36, вып. 7. С. 31-37.
5. Полетика Т.М., Пшеничников А.П. Нелинейный характер макролокализации деформации в ГПУ-сплавах циркония // ЖТФ. 2009, Т. 79, вып.3. С. 54-58.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181

**Полехина Н.А.¹, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Астафурова Е.Г.¹,
Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³**

Россия,¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,

²Томский государственный университет

³ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов

имени академика А.А. Бочвара»

Nadejda89tsk@yandex.ru

STRUCTURAL AND PHASE TRANSFORMATIONS UNDER HEATING AND COOLING OF LOW-ACTIVATION FERRITIC-MARTENSITIC STEEL RUSFER EK-181

**Polekhina N.A.¹, Tyumentsev A.N.^{1,2}, Litovchenko I.Yu.^{1,2}, Astafurova E.G.¹,
Chernov V.M.³, Leontyeva-Smirnova M.V.³**

Using the methods of dilatometry and differential scanning calorimetry (DSC) the critical points of phase transformations have been defined for low-activation heat-resistant ferritic-martensitic steel RUSFER EK-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B). Structural and phase peculiarities of the steel after quenching and annealing have been investigated by the methods of transmission electron microscopy (TEM) and X-ray analysis.

Основными претендентами на использование в качестве материалов для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных и термоядерных реакторов нового поколения являются жаропрочные стали ферритно-мартенситного класса. Для расширения рабочего температурного диапазона таких сталей необходимы, во-первых, снижение температуры вязко-хрупкого перехода, во-вторых, поиск возможных резервов их высокотемпературной прочности [1].

Модификация гетерофазной структуры сталей, изменяющая их структурно-фазовое состояние, морфологию, размеры и распределение карбидных фаз может быть осуществлена с помощью термических и/или термомеханических обработок. С целью получения заданной структуры и, соответственно, механических свойств необходимо детальное исследование структурных и карбидных превращений, происходящих в сталях в процессе таких обработок.

Исследования особенностей микроструктуры и фазового состава российской малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta-B) проводили методами просвечивающей электронной микроскопии с использованием электронных микроскопов Philips CM30 (300 кВ) и Philips CM12 (120 кВ) и рентгеноструктурного анализа с использованием дифрактометра Shimadzu XRD-6000. Фазовые переходы изучали методами дилатометрии и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборах DIL 402 C и STA 409 PC NETSCH, соответственно. Образцы для термических испытаний находились в состоянии после закалки от $T = 1100^{\circ}\text{C}$ (выдержка 1 ч), а их масса не превышала 150 мг.

При определении критических точек указанной стали за начало превращения принимали температуру, при которой происходит отклонение дилатометрической кривой от прямолинейного участка в ходе нагрева/охлаждения образца. Температуру завершения превращения определяли по первой точке кривой, лежащей на прямолинейном участке.

Фазовые переходы, происходящие в образце, на кривой зависимости теплового потока от температуры отображают локальные экстремумы. За начало (завершение) превращения принимали температуру, при которой наблюдали перегиб на кривой ДСК.

Значения критических точек стали ЭК-181, определенные методом ДСК при непрерывном нагреве и охлаждении со скоростью $10^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ в среде аргона, представлены в таблице. Интервал прямого мартенситного превращения исследуемой стали, заключенный между $\approx 400^{\circ}\text{C}$ и 300°C , смещен в сторону повышения температуры по сравнению с низкоуглеродистыми малолегированными сталями.

Таблица. Критические точки в стали ЭК-181, определенные при непрерывном нагреве и охлаждении

Метод исследования	Нагрев			Охлаждение			
	$T_{\text{нагрева}}$	A_{c1}	A_{c3}	Область выделения α -фазы		M_n	M_k
				начало	конец		
Дилатометрия	1100°C	–	910	–	–	380	305
ДСК	1100°C	876	908	730	670	397	298

При нагреве на кривой ДСК в интервале температур ($700\text{--}740$) $^{\circ}\text{C}$ обнаружен пик, происхождение которого, вероятно, связано с интенсивным выделением частиц карбидной фазы. Данное предположение подтверждается результатами электронно-микроскопических исследований структуры стали ЭК-181 в состояниях после закалки, после закалки и отпуска в интервале температур от 500°C до 720°C .

Закалка от $T = 1100^{\circ}\text{C}$ формирует в стали ЭК-181 структуру «феррит + пакетный мартенсит + карбиды». В процессе отпусков закаленных образцов при $T = (500 - 600)$ $^{\circ}\text{C}$ происходит образование частиц метастабильного карбида M_3C и увеличение (незначительное) объемной доли наночастиц $V(\text{CN})$ по сравнению с состоянием после закалки. При $T = 650$ $^{\circ}\text{C}$ начинается выделение карбидов $M_{23}C_6$, увеличение объемного содержания стабильных неметаллических фаз $V(\text{CN})$. Стабилизирующий отпуск при $T = 720^{\circ}\text{C}$ приводит к интенсивному увеличению объемной доли и размеров частиц $M_{23}C_6$ и $V(\text{CN})$.

Наличие аустенита после указанных термических обработок методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа не выявлено. Это свидетельствует о том, что интервалы прямого и обратного мартенситного превращения лежат выше комнатной температуры и выше 720°C , соответственно. Полученные результаты хорошо согласуются с данными методов ДСК и дилатометрии.

Из анализа результатов термических исследований следует, что для стабилизации структуры отпуск закаленной стали необходимо проводить в интервале температур (700-740) °С, где интенсивно развиваются процессы отпуска мартенсита, выделения и коагуляции частиц карбидной фазы. Поскольку эти процессы начинаются при температуре 700°С, можно предположить, что термическая стабильность структуры стали ЭК-181 ограничена указанной температурой.

Смещение критических точек исследуемой стали в область высоких температур по сравнению с 12% хромистыми нелегированными сталями [2] связано с наличием в ее составе большого количества ферритообразующих элементов (Cr, V, Ta и т.д.) и означает необходимость повышения температуры нагрева под закалку. Аустенизация при непрерывном нагреве стали ЭК-181 заканчивается при $T \approx 910^{\circ}\text{C}$, однако для наиболее полного растворения карбидов необходимы изотермические выдержки при температурах $\approx (1050-1100)^{\circ}\text{C}$. Кроме того, указанная система легирования приводит к сужению мартенситной области превращения. Согласно полученным результатам, межкритический интервал температур в рассматриваемой стали составляет $\approx 30^{\circ}\text{C}$.

Известно [2], что в 12% Cr низкоуглеродистых сталях превращение переохлажденного аустенита протекает в двух областях: высокотемпературной с образованием феррита и низкотемпературной с образованием мартенсита. При охлаждении от температуры 1100°С образцов стали ЭК-181 на кривых ДСК в интервале температур (730-670) °С наблюдается небольшой пик. Указанный пик, предположительно, связан с выделением α -фазы.

Исследование выполнено при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, соглашения №14.132.21.1597, № 8762 и гранта РФФИ № 12-03-00488-а.

Список литературы

1. Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Ермолаев Г.Н., и др. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181(RUSFER-EK-181) // Перспективные материалы. – 2006. – №6. – С. 40–52.
2. Ланская К.А. Высокохромистые жаропрочные стали. М.: Металлургия, 1967. – 216 с.

ОПЫТ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЖАРОПРОЧНЫХ ТАРЕЛЬЧАТЫХ ПРУЖИН БЕЗ СНИЖЕНИЯ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК В СТАЛРАЗЛИВОЧНЫХ СИСТЕМАХ ПРОИЗВОДСТВА НПП «ВУЛКАН-ТМ»

Провоторов Д.А.^{1,2}, Золотухин В.И.^{1,2}, Сергеев Н.Н.³

¹ООО НПП «Вулкан-ТМ», Россия, г.Тула

²ФГОУ ВПО «Тульский государственный университет», Россия, г.Тула

³ФГБОУ ВПО «ТГТУ им. Л.Н.Толстого», Россия, г.Тула.

prodmyt@rambler.ru.

The article includes a method of designing and operating experience heat-resistant disc springs used in the sliding gates produced by NPP "Vulkan-TM".

Наиболее ответственными элементами конструкций сталеразливочных систем (шиберных затворов и устройств автоматической смены стаканов-дозаторов), в большей степени отвечающими за их работоспособность и составляющие основу безаварийной работы, являются упругие элементы, выполняющие функцию прижима подвижного огнеупорного элемента (шиберной плиты, стакана-дозатора) к неподвижному в условиях высоких температур (400-600 °С).

Анализ используемых в механизмах прижима упругих элементов (витых цилиндрических, сильфонных, тарельчатых) показал, что наиболее приемлемым вариантом с точки зрения обеспечения надёжности является пакет тарельчатых пружин. Каждая тарелка является независимым отдельным элементом, обладающая собственным ресурсом, и при осадке какой-либо тарелки в узле вся нагрузка перераспределяется между остальными, не вызывая при этом резкого отказа всего пружинного узла.

Применяемые в настоящее время в составе сталеразливочных систем упругие элементы, изготовленные, как правило, из пружинных сталей 60С2А, 51ХФА и др. при высокой температуре эксплуатации быстро теряют упругие свойства, тем самым вызывая необходимость

их частой замены, что приводит к вынужденным простоям оборудования и ухудшению качества получаемых слитков.

К тому же, условия вынужденной замены упругих элементов рассматриваемых систем ставят операторов, обслуживающих данные системы, в стрессовые условия ввиду воздействия теплового излучения и критичности фактора минимальности времени, отведенного на замену расходоуемых пружинных узлов.

Научно-производственное предприятие «Вулкан-ТМ» более 15 лет занимается разработкой и производством оборудования и огнеупоров для разливки стали. С 2007 года на предприятии освоен выпуск жаропрочных тарельчатых пружин различных типоразмеров для сталеразливочных систем. В ходе проведенных экспериментальных исследований, установлено, что для изготовления жаропрочных тарельчатых пружин целесообразно использовать следующие марки сталей: 20X12ВНМФ, 13X11Н2В2МФ, 12X13, 15X12ВНМФ, 18X12ВМБФР, 15X11МФ.

Следует отметить отсутствие методики определения и оценки значений сил, создаваемых тарельчатыми пружинами при сжатии на величину рабочего перемещения в условиях повышенных температур. Существующая методика расчета тарельчатых пружин, широко представленная в работах В.И.Феодосьева, С.Д. Пономарева, Л.Е. Андреевой, а также регламентированная ГОСТ 3057-90, справедлива для определения значений сил при той или иной осадке при температуре до 150 °С и не учитывает склонность материала к температурному расширению при температуре эксплуатации пружин 400-600 °С.

Силу, создаваемую пружиной при той или иной осадке λ_1 принято определять по известной формуле

$$P = \frac{2\pi E s}{3(D-d)^2} \ln \lambda \frac{D}{d} \left[(f-1) \left(f \frac{\lambda}{2} - \frac{1}{2} \right) + s^2 \right] \quad (1)$$

где E – модуль упругости материала пружины; D – внешний диаметр пружины, d – внутренний диаметр пружины, f – высота внутреннего конуса; s – толщина пружины, λ – величина осадки,

С целью определения значений сил Q_i , создаваемых тарельчатыми пружинами при работе в условиях высоких температур (до 600 °С) разработана математическая модель функционирования жаропрочных тарельчатых пружин в термонапряженном состоянии, согласно которой сила Q_i , создаваемая каждой пружиной, будет равна сумме силы P , определяемой по выражению (1) и дополнительной силы P_t , возникающей при нагревании пружины.

$$Q_i = P + P_t.$$

В рабочем состоянии размеры каждой пружины увеличиваются из-за теплового расширения на величину

$$\Delta l_t = l_0 \cdot \alpha \cdot t,$$

где l_0 – номинальный размер; α – коэффициент линейного расширения материала, t – рабочая температура.

В силу того, что пакет пружин в рабочем состоянии не имеет свободного хода, то оно вынуждено размещаться в пределах установленной рабочей высоты. При этом в сечении создаются дополнительные напряжения и, соответственно, упругая сила, создаваемая пружиной, увеличивается. В этом случае величина дополнительной силы, создаваемой пружиной в термонапряженном состоянии определена:

$$P_t = \frac{8\pi E_t S_t (S_t - s)}{(D_t - d_t) \cdot (D - d)} \left\{ \frac{\left(\frac{2\lambda f - 1}{D - d} - \frac{(S_t - s)}{(D_t - d_t)} \right) \left(\frac{\lambda f - 1}{D - d} - \frac{2(S_t - s)}{(D_t - d_t)} \right)}{\times \frac{D_t^2 - d_t^2}{8} + \frac{S_t^2}{12} \ln \frac{D_t}{d_t}} \right\}. \quad (3)$$

где E_t – модуль упругости материала при температуре t , S_t, D_t, d_t – геометрические размеры тарельчатой пружины при температуре t .

На рис. 1 представлены теоретические кривые изменения силы, создаваемой тарельчатой пружиной при сжатии на величину рабочего перемещения, рассчитанные по известной формуле (1) и по формуле (3), полученной в результате математического моделирования.

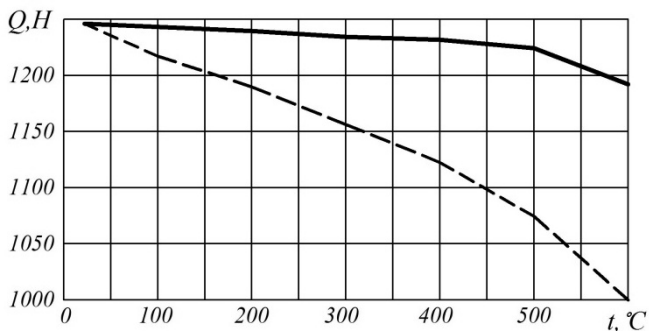


Рис. 1. Теоретические кривые изменения силы, создаваемой тарельчатой пружиной при сжатии на величину рабочего перемещения:

— рассчитанные по известной формуле (1), — — — рассчитанные по формуле (3), полученной в результате математического моделирования

Зная температурные условия эксплуатации пружинных узлов, согласно формуле (3) можно определить упругие силы, создаваемые тарельчатыми пружинами при заданной осадке, а также для каждого варианта исполнения пружин установить температурный диапазон, при котором силы не выйдут за допустимые пределы.

Представленная методика проектирования жаропрочных тарельчатых пружин используется при разработке и изготовлении тарельчатых пружин для сталеразливочных систем производства НПП «Вулкан-ТМ» (г. Тула). В настоящее время выпущено более 400 пружинных узлов, содержащих от 30 до 50 тарельчатых пружин различных типоразмеров. Гарантированная стойкость пружинных узлов составляет 500 плавов, а с использованием организованного воздушного охлаждения узлов гарантированная стойкость узлов составляет 1000 плавов.

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТРИП – СТАЛИ, ИСПОЛЬЗУЕМОЙ В АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

Просвирин Д.В.¹, Терехов А.А.², Терентьев В.Ф.¹, Исаев А.П.²

¹ИМЕТ РАН, Москва, Россия, e-mail: fatig@mail.ru

²МГТУ им Н.Э. Баумана, Москва, Россия

В настоящее время проводятся широкие исследования механических свойств новых перспективных высокопрочных сталей для автомобильной промышленности. В частности, для создания силового каркаса кузова легкового автомобиля начинают использовать многофазные трип – стали и двухфазные стали. Поскольку конструкции из этих сталей работают в условиях циклических нагрузок, то важно знать усталостные характеристики этих сталей. Обзор исследований в этом направлении дан в [1, 2].

В настоящей работе представлены результаты усталостных испытаний оцинкованной многофазной (феррит, бейнит, остаточный аустенит) трип – стали НСТ690TD+Z производства металлургического концерна Voest Alpine. Химический состав стали представлен в таблице. Были получены следующие статические механические свойства холоднокатаной ленты толщиной 0,28 мм: $\sigma_b = 744$ МПа; $\sigma_{0,2} = 445$ МПа; $\delta = 41\%$. Плоские образцы толщиной 1,5 мм,

длинной рабочей части 10 мм и шириной 9 мм испытывались на усталость в условиях повторного растяжения с частотой нагружения 30 Гц и асимметрией цикла $R = 0,1$.

Таблица
Химический состав стали НСТ690TD+Z

Среднее значение химического составу по данным спектрального анализа, Otto-von-Guericke-Universität, Magdeburg, %									Эквивалент углерода
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ni	$C_{эвк} (\%)$
0,21	0,34	1,7	0,01	0,001	0,025	0,005	1,02	0,02	0,52

На рис. 1 представлена кривая усталости исследованного материала. Предел выносливости на базе 10^7 циклов нагружения составил 500 МПа. На рис. 2 для сравнения представлены, полученные ранее в аналогичных условиях [3], результаты усталостных испытаний образцов двухфазной стали DP 600 (толщина листа 1.0 мм) и трип – стали 700 (толщина 1,2 мм). При приблизительно одинаковых значениях прочностных характеристик трип – стали НСТ690TD+Z и трип – стали 700 предел выносливости стали НСТ690TD+Z на 30 МПа ниже, чем у стали 700. Это по – видимому связано с влиянием более пластичного цинкового покрытия.

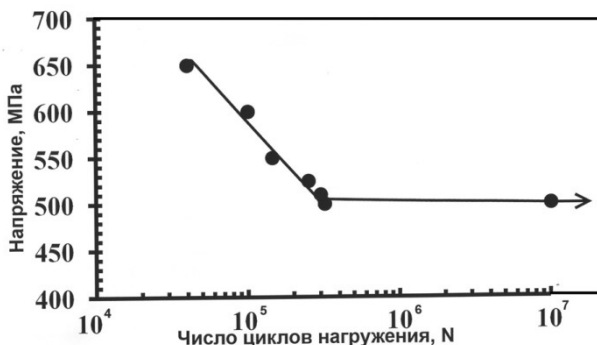


Рис. 1 Кривая усталости трип – стали НСТ690TD+Z

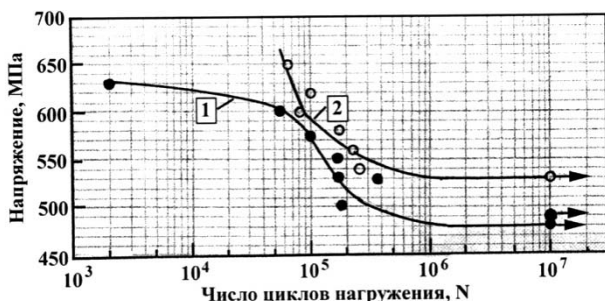


Рис 2. Кривые усталости двухфазной стали DP 600 (1) и трип – стали 700 (2) [3]

Литература

1. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов, М.: ИМЕТ РАН – ЦИАМ, 2013. – 515 с.
2. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Сопротивление усталости высокопластичных TRIP – и TWIP – сталей (обзор) // Деформация и разрушение материалов, 2012, № 2, с. 2 – 11.

3. Терентьев В.Ф., Ящук С.В., Кораблева С.А., Просвирнин Д.В., Недбайло А.Б., Бакланова О.Н., Родионова И.Г. Характеристики усталости аволистовых сталей // Деформация и разрушение материалов, 2013, № 2, с. 42 – 47.

ДЕФОРМАЦИОННО ИНДУЦИРОВАННЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Уксусников А.Н.

Россия, Екатеринбург, Институт физики металлов УрО РАН, pushin@imp.uran.ru

DEFORMATION INDUCED NANOSTRUCTURES, PHASE TRANSFORMATIONS AND PROPERTIES OF SHAPE MEMORY TITANIUM NICKELIDE BASED ALLOYS Pushin V.G., Kuranova N.N., Pushin A.V., Uksusnikov A.N.

The various micro- and nanostructures and phase transformations of shape memory titanium nickelide based alloys after megaplastic deformation, thermal- and thermomechanical treatments were investigated by high resolution electron microscopy and electron , x-ray and neutron diffractions. Also the physical and mechanical properties and shape memory effects were measured.

Кратко рассмотрено современное состояние металловедения сплавов и интерметаллидов, способных испытывать высокообратимые термоупругие мартенситные превращения типа (ТМП). Обсуждается явление термоупругого равновесия при мартенситных переходах, впервые открытое академиком Г.В. Курдюмовым и послужившее основой для создания нового обширного и во многом уникального класса материалов и, прежде всего, сплавов никелида титана, отличающихся необычными физико-механическими свойствами и так называемыми эффектами памяти формы.

Для широко применяемых сплавов на основе никелида титана, способных испытывать ТМП и связанные с ними эффекты памяти формы (ЭПФ), важной задачей является совершенствование физико-механических и эксплуатационных характеристик и, прежде всего, конструкционных и функциональных, связанных с эффектами памяти. Многопроходная мегапластическая деформация (МПД) различными методами позволяет получить сплавы никелида титана с субмикро- и нанокристаллической зеренной структурой. Последующую контролируемую термическую или термомеханическую обработку при этом можно осуществлять в широком интервале температур.

Были выполнены исследования структуры бинарных и тройных, легированных 25% Cu сплавов никелида титана, методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, структурной дифрактометрии, а также измерения физико-механических свойств и эффектов памяти формы.

Установлено, что использование механотермических обработок путем многократных прессования, прокатки или волочения приводит к сильному упрочнению сплавов и измельчению зерна (вплоть до аморфизации). В последнем случае применение низкотемпературного отжига позволяет создать в сплавах однородное наноструктурное состояние с контролируемым размером зерна уже в интервале 50-200 нм. Показано, что сплавы приобретают высокопрочное наноструктурное состояние, начиная от средних размеров равноосных зерен менее 100 нм. В зависимости от режима МПД может быть достигнута высокая проработка зеренной структуры в сплавах, о чем свидетельствует весьма узкий интервал распределений зерен по размерам вдоль и поперек заготовки, на ее краях и в центре. Установлено, что нано- и субмикроструктурные сплавы Ti-Ni испытывают практически те же мартенситные превращения ($B2 \leftrightarrow R$, $B2 \leftrightarrow B19$, $B2 \leftrightarrow B19'$). Однако даже сплавы до- и эквиатомного состава, в которых в исходном состоянии (со средним размером зерна 50-80 мкм) происходит единственное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$, испытывали как и заэкваторные ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$.

При этом температуры второго перехода $R \rightarrow B19'$ снижаются в зависимости от режима МПД и отжига. Это позволяет регулировать критические температуры реализации данного превращения и, соответственно, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы МПД и, если необходимо, последующих термообработок.

Измерения механических свойств сплавов показали, что их прочностные свойства (предел деформационной текучести и временное сопротивление) достигают рекордных для этих объемных сплавов величин. После оптимального отжига в сплавах, подвергнутых деформации на высокие степени обжатия (50-90%), реализуются также высокосиловые эффекты памяти формы и фазовая псевдоэластичность (до 10-15%) при больших напряжениях и практически не снижаются их деформационные (обратимая деформация) и температурные параметры.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 11-02-00021, проектов Президиума РАН 12-П-2-1060 и УрО РАН 12-2-2-005.

НАЧАЛО КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И РЕЛАКСАЦИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Ратушняк С.Л., Гончукова Н.О.

Россия, Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова РАН, e-mail: ratserg@mail.ru

It is shown that in amorphous alloys the beginning of crystallization correlates with relaxation of internal stresses, which is well described by model of structural relaxation.

Аморфно-нанокристаллические сплавы могут обладать более высоким уровнем служебных свойств по сравнению с аналогичными по назначению аморфными и кристаллическими сплавами [1]. Направлением наших исследований является поиск закономерностей формирования нанокристаллической структуры в промышленных аморфных сплавах на основе железа. Промышленные аморфные сплавы получают путем сверхбыстрой закалки расплава в виде лент. Аморфное вещество, полученное путем охлаждения расплава, является стеклом. Аморфные сплавы являются стеклами. В аморфных сплавах, как и в других стеклах, наблюдается явление стеклования, обусловленное структурной релаксацией. Кроме этого, у аморфных сплавов, как у быстрозакаленных стекол, ниже интервала стеклования наблюдаются релаксационные явления, обусловленные так называемой вторичной структурной релаксацией. Формирование нанокристаллической структуры происходит в стекле. В этой работе предпринята попытка связать начало кристаллизации со структурной релаксацией, проявляющейся в виде релаксации свойств стекла. Предварительные исследования позволили предположить, что начало кристаллизации можно связать с релаксацией внутренних (закалочных) напряжений. Проверка этого предположения была проведена нами на примере пяти сплавов $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ (АМАГ-200), $Fe_{61}Co_{20}Si_5B_{14}$ (24КСП), $Fe_{77}Ni_1Si_9B_{13}$ (2НСП), $Fe_{69}Ni_9Si_9B_{13}$ (10НСП), $Fe_{58}Ni_{20}Si_9B_{13}$ (20НСП).

Начало кристаллизации было изучено в экспериментах по деформации сплавов при постоянной нагрузке. Суть экспериментов заключалась в следующем. При комнатной температуре к образцу прикладывалась нагрузка. В ходе нагревания и последующей изотермической выдержки регистрировалась деформация растяжения и последующая деформация сжатия, обусловленная кристаллизацией. На рис.1 на примере сплава 20НСП показана типичная картина поведения деформации при температуре опыта после отжигов, проведенных в области вторичной структурной релаксации. При увеличении температуры отжига кривые деформации становятся выше исходной кривой и затем перестают изменяться. Такое поведение деформации можно объяснить тем, что к моменту достижения температуры опыта произошла частичная кристаллизация, которая началась при отжиге, поэтому при температуре опыта кристаллизация отожженных образцов идет не так активно, как кристаллизация исходных образцов. Такая интерпретация не противоречит результатам исследования начала кристаллизации прямыми структурными методами [2].

Нами были рассчитаны профили напряжений по толщине лент сплавов в ходе закалки и последующего нагревания. Напряжения рассчитывались в вязкоупругом приближении с помощью модели структурной релаксации в стекле [3].

Для сравнения данных по кристаллизации с результатами расчета напряжений, данные по кристаллизации были представлены в виде зависимостей разницы между максимумом деформации отожженных образцов и максимумом деформации исходных образцов ($\Delta\epsilon^*$) от температуры отжига. На рис. 2а представлены данные по кристаллизации, на рис. 2б – данные по релаксации напряжений в сплаве 20НСП. Подобные зависимости были получены для остальных сплавов. Отметим следующее. При расчете напряжений у нас не было необходимого набора

реологических и теплофизических параметров для каждого сплава. При расчетах для всех сплавов набор этих параметров принимался одним и тем же. Таким образом, расчет напряжений был проведен в достаточно грубом приближении.

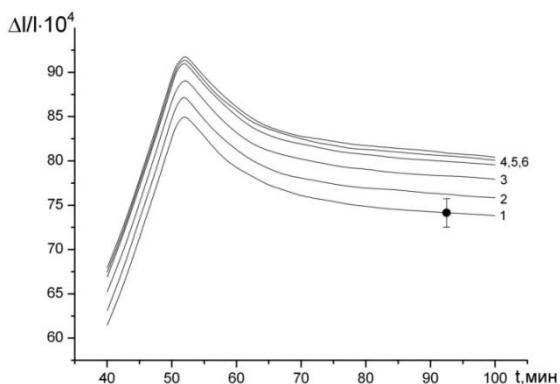


Рис. 1 Зависимости деформации сплава 20НСР от времени при $T = 703$ К. Кривая 1 – после закалки. Кривые 2-6 – после отжига, $t_a = 1$ ч: 2 – $T_a = 473$ К; 3 – $T_a = 523$ К; 4 – $T_a = 573$ К; 5 – $T_a = 623$ К; 6 – $T_a = 643$ К;

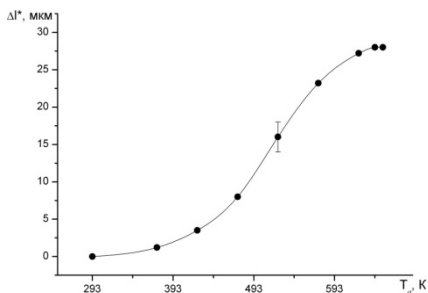


Рис. 2а. Зависимость деформации (Δl^0) от температуры отжига, время отжига 1 ч.

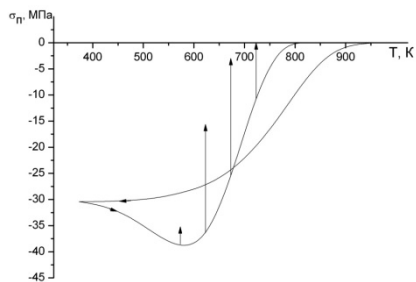


Рис. 2б. Зависимость напряжений (σ_i) от температуры при закалке и последующем нагревании; стрелками показано, как релаксируют напряжения после отжига, время отжига 1 ч.

Сравнивая данные, представленные на рис. 2а и рис. 2б, можно видеть, что наблюдается корреляция между началом кристаллизации и релаксацией внутренних напряжений, для описания которой существует хорошо развитый математический аппарат.

Таким образом, возможность связать начало кристаллизации с поведением какого-либо свойства аморфных сплавов, которое хорошо описывается, дает возможность выйти на модельные прогнозы режимов формирования нанокристаллической структуры в сплавах.

Список литературы

1. Глезер А.М. Аморфные и нанокристаллические структуры: сходства, различия, взаимные переходы // Российский химический журнал. 2002. Т. XLVI. № 5. С. 57–63.
2. Маслов В.В., Носенко В.К., Тараненко Л.Е., Бровко А.П. Нанокристаллизация в сплавах типа FINEMET // Физика металлов и металловедение. 2001. Т. 91. № 5. С. 47–55.
3. Мазурин О.В. Стеклование. Л.: Наука, 1986. 160 с.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ AL-MG₂SI СПЛАВОВ СКАНДИЕМ И НЕКОТОРЫМИ ДРУГИМИ ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ НА ИХ СВОЙСТВА

Рохлин Л.Л., Суханов А.В., Бочвар Н.Р., Леонова Н.П.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, rokhlin@imet.ac.ru

EFFECT OF ALLOYING BY SCANDIUM AND SOME OTHER TRANSITION METALS ON PROPERTIES OF THE Al-Mg₂Si ALLOYS

Rokhlin L.L., Sukhanov A.V., Bochvar N.R., Leonova N.P.

Electrical resistivity measurements, hardness measurements and determination of the tensile mechanical properties of the Al-Mg₂Si alloys without/with addition of the transition metals : Sc, Zr and Hf were conducted. Microstructure of the alloys was studied, as well. The alloys were hot forged, solution treated and aged then at 20 and 170°C. Significant increase of the alloy hardness was observed during aging at 20°C after 50-200 h. During aging at 170°C the hardness maximum was reached after 32 h for the alloys with transition metals, as compared with 16 h for the Al-Mg₂Si alloys without them. The transition metals in Al-Mg₂Si alloys increased recrystallization temperature and decreased the grain size.

Алюминиевые сплавы, легированные магнием и кремнием, широко используются в промышленности и упрочняются термической обработкой (закалкой и старением) [1], что гарантируется переменной растворимостью фазы Mg₂Si (основной упрочняющей фазой в этих сплавах) в алюминии, как видно из квазибинарного сечения, показанного на рис.1. В настоящей работе устанавливалась возможность добавками переходных металлов Sc, Zr и Hf к сплавам Al-Mg₂Si улучшить их технологические и прочностные свойства [2].

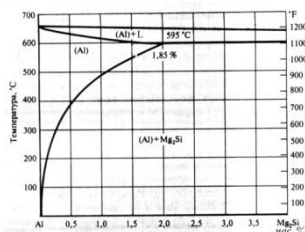


Рис.1. Квазибинарное сечение Al-Mg₂Si послековки

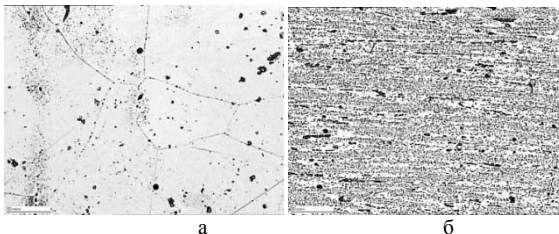


Рис.2. Микроструктура сплавов 5 (а) и 12 (б) послековки

Исследование проводили методами измерения твердости, удельного электросопротивления, механических свойств и изучения микроструктуры. Были приготовлены сплавы следующих составов: 5 –Al-1,04Mg₂Si; 6 –Al-1,27Mg₂Si-0,25Sc; 11 –Al-1,26 Mg₂Si - 0,24Sc-0,15Zr; 12 – Al- 1,28Mg₂Si-0,23Sc-0,19Hf (% по массе). Первые два сплава содержали небольшой избыток Si, следующие два – небольшой избыток Mg относительно состава Mg₂Si. Сплавы выплавляли в электрической печи сопротивления в графито-шамотовом тигле и отливали в стальную изложницу, после чего слитки подвергали деформации (горячей ковке). Микроструктура полученных прутков приведена на рис.2, из которого видно, что введение переходных металлов задерживает протекание процессов рекристаллизации. Последующая термическая обработка включала закалку в холодной воде после нагрева при 525°C (2ч), естественное старение в течение до 200 ч (результаты приведены на рис.3) и искусственное старение при 170°C в течение от 0,5 до 50 ч, результаты которого приведены на рис. 4. Кривые твердости и удельного электросопротивления показывают изменение этих характеристик уже после одного часа старения при 20°C. Изменения твердости и удельного электросопротивления продолжается вплоть до 50 ч старения, после чего темп изменения свойств замедляется и между 50 и 200 ч старения свойства изменяются незначительно. Поэтому можно было считать, что после 200 ч старения (8 суток) достигается стабильное упрочненное состояние. При сравнении твердости Al-Mg₂Si сплава (5) и Al-Mg₂Si сплавов с переходными металлами (6, 11, 12) можно

видеть, что абсолютные значения твердости сплавов с переходными металлами как после закалки, так и после естественного старения оказались выше, чем значения твердости соответствующих сплавов без переходных металлов. При этом в сплавах с большим количеством Mg_2Si значения твердости были более высокими. При старении $170^{\circ}C$ заметное увеличение твердости и снижение удельного электросопротивления начиналось после 4 ч старения для всех сплавов. Максимальная твердость $Al-Mg_2Si$ сплава (5) без переходных металлов достигалась после 16 ч старения, тогда как с переходными металлами – после 32 ч. Эффект упрочнения при $170^{\circ}C$ был самым высоким у сплава $Al-Mg_2Si$ без переходных металлов – около 400 МПа.

Абсолютные значения максимальной твердости сплавов, легированных Sc, Zr и Hf, были ниже, чем твердость сплавов $Al-Mg_2Si$ без переходных металлов. Если более высокую твердость сплава с переходными металлами после естественного старения можно объяснить более высокой степенью пересыщения твердого раствора, то более низкие значения после искусственного старения, очевидно, связаны с выделяющимися в процессе распада твердого раствора фазами, с которыми связано упрочнение сплавов. При изучении фазовых равновесий в сплавах $Al-Mg_2Si$, легированных Sc [3], было установлено существование тройного соединения τ (Sc_2Si_2Al) наряду с фазами (Al) и Mg_2Si .

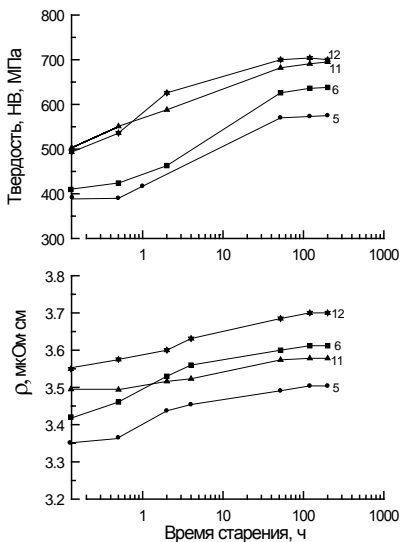


Рис.3.

Зависимости HV и ρ сплавов $Al-Mg_2Si$ (5) со Sc (6), Sc+Zr (11) и Sc+Hf (12) от времени старения при $20^{\circ}C$ – точки на оси – свойства после закалки (рис.3) и при старения $170^{\circ}C$ – точки на оси- свойства после старения $20^{\circ}C-200$ ч (рис.4)

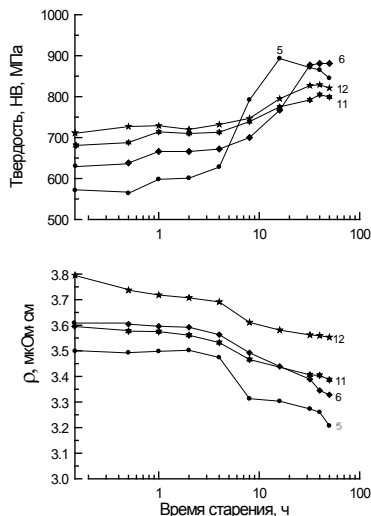


Рис.4.

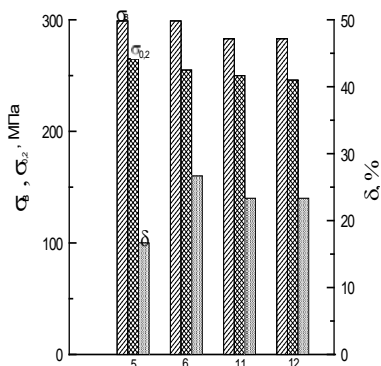


Рис.5. Механические свойства сплавов Al-Mg₂Si (5), легированные Sc (6), Sc+Zr (11) и Sc+Hf (12)

сохраняют достигнутое упрочнение при более длительных выдержках искусственного старения, тогда как сплавы без переходных металлов начинают разупрочняться сразу после достижения максимального упрочнения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 12-03-00171а

Литература

1. Промышленные алюминиевые сплавы. Справочник /отв. ред. И.Н. Фридляндер – М.: Металлургия, 1984. 528 с.
2. Захаров В.В. МиТОМ. 2003. № 7. С. 7-15
3. Суханов А.В., Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р. Технология легких сплавов. 2012. № 3. С. 14-19.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Al-Li

Русакова А.В., Лубенец С.В., Фоменко Л.С., Забродин П.А.

*Украина, Физико-технический институт низких температур им. Б.И. Веркина НАН Украины
e-mail: rusakova@ilt.kharkov.ua*

MICROMECHANICAL PROPERTIES OF ULTRAFINE-GRAINED ALLOY Al-Li Rusakova A.V., Lubenets S.V., Fomenko L.S., Zabrodin P.A.

In the temperature range 77–300 K the micromechanical properties of Al-3.8 at.% Li binary solid solution were investigated. The microhardness H_V was determined for samples both in the initial coarse-grained (CG) state (grain size $d \approx 600 \mu\text{m}$), and in the ultrafine-grained (UFG) one ($d = 1-2 \mu\text{m}$), formed by the combination of hydroextrusion and angular hydroextrusion processings. In this work, the dependences of the microhardness on the load on the indenter and on the temperature were obtained; the structure inhomogeneity of CG and UFG samples tested in tension at the temperatures of 4.2–350 K to fracture was studied. Over the temperature range from 300 K to 77 K the microhardness increased approximately by 40–50 % independently from the grain size.

Повышенный интерес к алюминий-литиевым сплавам обусловлен тем, что они составляют основу целого класса материалов для авиационной, космической и криогенной техники, которые отличаются сочетанием низкой плотности и высокой прочности. В данной работе были исследованы микромеханические свойства бинарного сплава Al-3.8 at.% Li в состоянии твердого раствора в интервале температур 77 – 300 К. Методом микроиндентирования были получены зависимости микротвердости H_V от величины нагрузки на индентор и

Вероятно, в присутствии тройного соединения при распаде твердого раствора имеет место меньшее упрочнение, чем без него, но сохраняется упрочнение более длительное время. Механические свойства сплавов после обработки на максимальное упрочнение представлены на рис. 5.

Выводы

1. В сплавах Al-Mg₂Si, легированных Sc, Zr, Hf, максимальное упрочнение при естественном старении достигается после 200 ч старения. Эффект упрочнения при этом составляет 200-250 МПа для сплавов с переходными металлами по сравнению со 150 МПа для сплава Mg₂Si.

2. После старения при 170°C в сплавах Al-Mg₂Si со Sc, Zr, Hf наибольшее упрочнение достигается после 32 ч старения, а в сплавах без переходных металлов – после 16 ч старения.

3. Сплавы с переходными металлами

сохраняют достигнутое упрочнение при более длительных выдержках искусственного старения, тогда как сплавы без переходных металлов начинают разупрочняться сразу после достижения максимального упрочнения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант 12-03-00171а

температуры. Кроме того, изучена неоднородность структуры для образцов сплава в исходном крупнозернистом (КЗ) состоянии (размер зерна $d \approx 600$ мкм), а также в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии ($d = 1-2$ мкм) после интенсивной пластической деформации путем комбинации гидроэкструзии и угловой гидроэкструзии.

При комнатной температуре величина микротвердости для УМЗ образцов составила примерно $H_V \approx 615$ МПа при нагрузке на индентор $P \geq 0,3$ Н. Для КЗ образцов микротвердость оказалась равной $H_V \approx 300$ МПа. Таким образом, в результате комбинированной гидроэкструзии величина микротвердости материала увеличилась примерно в 2 раза.

При растяжении с постоянной скоростью пластическое течение образцов сплава Al-Li сопровождалось значительным деформационным упрочнением [1], причем коэффициент упрочнения увеличивался с понижением температуры деформирования и уменьшением размера зерна. Применение микроиндентирования, как локального метода исследования, позволило глубже понять природу упрочнения и локализации деформации в сплаве Al-Li.

Микротвердость измеряли вдоль всего образца от недеформированной части в области лопаточки до места разрушения. Деформирование КЗ образцов при $T = 295$ К и $T = 4,2$ К привело к увеличению локальных значений микротвердости, максимальное увеличение H_V составило 15 % и 65 %, соответственно. Для УМЗ образцов наблюдалась значительная локализация пластической деформации [1] в виде образования шейки. Локализация усиливалась при повышении температуры деформации. Показано, что сильная локализация деформации, наблюдающаяся в УМЗ образцах вблизи комнатной температуры, обусловлена их слабым деформационным упрочнением. Последнее проявилось в близких значениях микротвердости деформированных и недеформированных участков образцов. При понижении температуры деформационное упрочнение усиливалось, что обусловило более однородное развитие деформации по образцу. Установлена корреляция локального удлинения отдельного участка на рабочей части образца и приращения микротвердости на этом участке. Коэффициенты упрочнения для УМЗ образцов, деформированных при $T = 4,2$ К и $T = 77$ К, составили $dH_V/d\varepsilon = 223,5$ МПа и $dH_V/d\varepsilon = 106$ МПа, соответственно.

При уменьшении температуры от комнатной до 77 К микротвердость, независимо от размера зерна, увеличивается примерно на 40 – 50 %. Это свидетельствует о термоактивированном характере пластического течения материала под индентором.

[1] Н.В. Исаев, П.А. Забродин, А.В. Русакова, ФНТ. 38, 1230 (2012).

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ ДЛИТЕЛЬНОСТЬЮ 10^4 ЧАСОВ⁴

Самсонова М.А., Костина М.В., Блинов В.М.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук
r_sm@inbox.ru*

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH TEMPERATURE AUSTENITIC STEEL CONTAINING NITROGEN AFTER TEST DURATION OF 10^4 HOURS

Samsonova M.A., Kostina M.V., Blinov V.M.

The microstructure of austenitic heat-resistant steels 01Kh15N22AG2V4TYU and 02Kh18N12AG11MFB was studied after the test duration of 10^4 hours at 680 °C and tension up to 120 MPa, using light, scanning and transmission electron microscopy and X-ray microanalysis. Excess phase particles precipitated during this test were identified. σ -phase, titanium nitride, Laves phase Fe_2W , z-phase (V, Nb) N were found; the both steels are hardened by nanoparticles ((Cr,V)N or CrN), according to the high micro-hardness data and transmission electron microscopy investigation.

Во всем мире (в США, Европе и, особенно, в Японии), а также и в России актуальной является работа по созданию новых высокожаропрочных аустенитных сталей, работоспособных при все более высоких температурах и напряжениях (например – в энергетических паросиловых

⁴ Работа выполнена при финансовой поддержке гранта № 12-03-31745

установках с более высоким, чем у применяющихся, уровнем КПД). Для этого необходима их работоспособность при высоких температурах под все более высоким давлением пара, поскольку установлено, что при повышении температуры пара до 650-720 °С и его давления от 140 до 300-375 атм их КПД возрастает от 35 до ~50%.

Исследовали образцы легированных азотом аустенитных сталей 01X15H22AG2B4TЮ и 02X18H12AG11MФБ, испытанных на длительную прочность (10^4 ч при температуре 680 °С и напряжениях 100, 110 и 120 МПа). Предварительно металл был подвергнут ковке с последующей закалкой (1150°С, 1 ч, вода) и старению (750°С, 10 ч). Испытания проводили на машине ИП-4 по стандартной методике на гладких образцах диаметром 10 мм и длиной рабочей части 100 мм. Образцы были сняты с испытаний неразрушенными. Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450-76 на микротвердомере Volpert 402MVD при нагрузке 25 г и выдержке под нагрузкой 10 с. Морфологию выделившихся частиц, их распределение в структуре стали и химический состав определяли на сканирующем электронном микроскопе Quanta 200 3D с приставкой для МРСА. Исследование тонкой структуры сталей проводили на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN с ускоряющим напряжением 200 кВ.

Аустенит изученных сталей после испытаний характеризуется высокой микротвердостью (до 411 HV у стали 01X15H22AG2B4TЮ и до 340 HV у стали 02X18H12AG11MФБ), свидетельствующей о выделении в их структуре значительного количества частиц упрочняющих фаз, происходящем как в результате обработки перед испытаниями, так и в процессе испытаний на жаропрочность. Предположение о том, что стали упрочняются в процессе испытаний за счёт выделения наноразмерных частиц подтверждено результатами просвечивающей электронной микроскопии: в сталях выделяются наноразмерные нитриды типа CrN или (Cr, V)N, достаточно равномерно распределенные в аустените.

Микротвердость в головках образцов стали 01X15H22AG2B4TЮ составляет 393 - 402 HV; значения чисел микротвердости для рабочей части образца немного возрастают (с 387 до 411 HV) с увеличением напряжения при испытаниях. Для стали 02X18H12AG11MФБ также наблюдается тенденция изменения значений чисел микротвердости: с увеличением напряжения снижается значение чисел микротвердости, как в головке (с 337 до 249 HV), так и в рабочей части образца (с 335 до 312 HV). По данным металлографического анализа после всех режимов испытаний сталь 02X18H12AG11MФБ содержит на единице длины в 0,9-1,6 и 0,7-1,1 раза большее количество частиц избыточных фаз в головке образца и рабочей части образца, соответственно, чем сталь 01X15H22AG2B4TЮ.

Микроструктура стали 01X15H22AG2B4TЮ после испытаний на длительную прочность при напряжениях 100, 110 и 120 МПа представляет собой крупнозернистый аустенит (50 – 1100 мкм). На границах зерен присутствуют выделения ϵ -фазы, размером не более 0,6 мкм, имеющие неправильную форму и обогащенные Fe, Cr, Ni и W. В теле зерна видны дисперсные игольчатые выделения частиц фазы Лавеса (типа Fe₂W). Эти частицы выделялись вблизи от границ зерен, ориентируясь вдоль определенных кристаллографических плоскостей аустенита. В рабочей части образца количество частиц Fe₂W больше, чем в головке образца (рис. 1 а). Присутствуют также полосчатые скопления крупных частиц нитрида титана (TiN) (рис.1 а), выделившихся как при термической обработке старением перед испытаниями, так и в результате старения, протекавшего в процессе испытания на длительную прочность. Их скопления вытянуты вдоль оси растягивающих напряжений. Частицы TiN окаймлены мелкодисперсными игольчатыми частицами фазы Лавеса. В целом, в рабочей части образца присутствует большее количество избыточных фаз, чем в головке образца, однако для частиц TiN верно обратное утверждение, причем размер частиц TiN в рабочей части также несколько меньше.

Микроструктура стали 02X18H12AG11MФБ после испытаний на длительную прочность представляет собой крупнозернистый аустенит (7 – 125 мкм), рис. 1 б. Размер зерна после испытаний при напряжении 120 МПа в 2-2,5 раза больше, чем после испытаний при напряжениях 100 и 110 МПа. Границы зерен декорированы частицами ϵ -фазы, выделившихся как при термической обработке старением перед испытаниями, так и в результате старения, протекавшего в процессе испытания на длительную прочность.

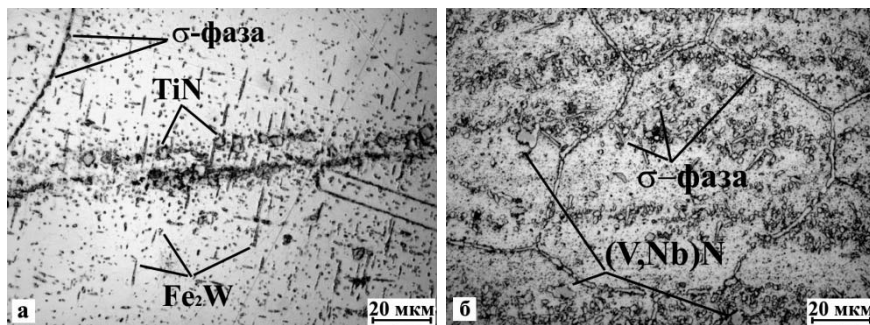


Рис.1 – Микроструктура рабочей части стали 01X15H22AG2B4TiO (а) и 02X18H12AG11MФБ (б) после испытаний на длительную прочность при 680°C и 120 МПа $\times 1000$

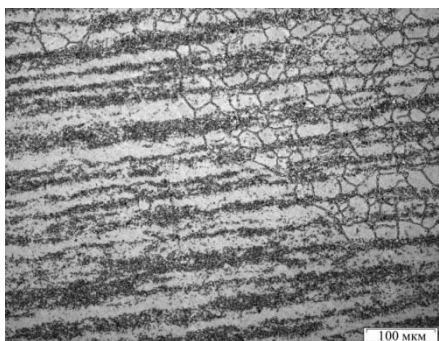


Рис.2 – Микроструктура рабочей части стали 02X18H12AG11MФБ после испытаний на длительную прочность при 680°C и 100 МПа $\times 200$

Выделения частиц этой фазы наблюдаются также и в теле зерна аустенита. В структуре стали присутствуют частицы α -фазы (V,Nb)N, обогащенные ванадием, ниобием и азотом. Частицы (V,Nb)N расположены полосчатыми скоплениями вдоль оси растягивающих напряжений. Также для них наблюдается тенденция выделяться в контакте с частицами σ -фазы. В рабочей части образцов наблюдаются участки с очень крупными зернами (рис.2). Выделения α -фазы располагаются полосчатыми скоплениями вдоль оси растягивающих напряжений. Увеличение напряжения со 100 до 120 МПа приводит к увеличению количества выделений α -фазы, особенно внутри тела зерна.

АНИЗОТРОПИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 Саркеева А.А.

Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, aigul-05@mail.ru

ANISOTROPY OF IMPACT TOUGHNESS OF THE TITANIUM ALLOY VT6 Sarkeeva A.A.

The results of research influence of orientation of a cut on anisotropy of impact toughness of the titanium alloy VT6 is presented in this paper. The work of crack nucleation and crack propagation is defined.

Известно, что материалы, полученные промышленной прокаткой, характеризуются анизотропией физико-механических свойств [1-4]. При этом одной из наиболее чувствительных к анизотропии характеристик является ударная вязкость [5]. Анизотропия свойств двухфазных титановых сплавов обусловлена более низкой симметрией гексагональной плотноупакованной решетки низкотемпературной α -фазы по сравнению β -фазой, имеющей ОЦК структуру, и формированием в процессе пластической деформации кристаллографической текстуры. Текстура материала и конструкций оказывает существенное влияние на их технологические и эксплуатационные свойства [2, 3]. С одной стороны анизотропия свойств используемого материала является отрицательным фактором при изготовлении ряда изделий, с другой – она может быть целенаправленно использована для получения повышенных свойств в определенных желательных направлениях [6]. Существенное влияние на анизотропию ударной вязкости оказывает ориентировка надреза в образце [4].

Цель данной работы – определить влияние ориентировки надреза на анизотропию ударной вязкости сплава ВТ6.

В качестве материала для исследований был выбран двухфазный титановый сплав ВТ6 в виде плиты толщиной 30 мм. Микроструктура плиты была неоднородной и состояла из областей с равноосными и вытянутыми зёрнами α -фазы. Размер равноосных зёрен α -фазы варьировался от 3 до 16 мкм, средний размер вытянутых зёрен β -фазы составлял ~ 40 мкм в продольном и ~ 8 мкм в поперечном направлениях. Для проведения испытаний на ударный изгиб использовали стандартные образцы с размерами 10×10×55 мм, соответствующие типу 1 по ГОСТ 9454–78. Образцы вырезали вдоль и поперек направления прокатки, а также в высотном направлении. Для обозначения образцов использовали общепринятые буквенные обозначения с учетом ориентировки надреза в них (ВД, ВП, ПД, ПВ, ДВ, ДП) [4]. Первая буква означает направление вырезки образцов относительно направления прокатки, вторая – направление распространения трещины.

Результаты исследований показали, что ударная вязкость образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлениях, отличается незначительно, что связано с отсутствием острой кристаллографической текстуры в плите: в плоскости прокатки повышенную полюсную плотность имеет плоскость призмы (11 20), в направлении прокатки и поперечном ей направлении – направление [0001]. Высотные образцы имеют пониженную ударную вязкость. Анализ результатов ориентировки надреза относительно направления прокатки показал, что максимальные значения ударной вязкости достигаются при расположении надреза в плоскости прокатки (ДВ, ПВ). Результаты количественной оценки работ зарождения и распространения трещины показали, что в образцах с ориентировкой надреза в плоскости прокатки, имеющие максимальную ударную вязкость (ДВ, ПВ), работа распространения трещины превышает работу зарождения трещины, в остальных образцах работа распространения не намного ниже работы зарождения трещины. Повышенное значение работы распространения трещины в образцах ДВ и ПВ, видимо, связано со слоистостью структуры плиты титанового сплава ВТ6. В материале с такой структурой повышенная ударная вязкость обусловлена тем, что трещина, пересекая «слабые» слои, поворачивает вдоль них, останавливается и стартует снова. Пониженное значение ударной вязкости высотного образца обусловлено низкой работой распространения трещины.

Таким образом, учитывая полученные данные, при оценке ударной вязкости материала с развитой структурной неоднородностью необходимо строго регламентировать направление вырезки образцов и ориентировку надреза в них относительно плоскости прокатки.

Список литературы

1. P.G. Partridge, D.S. McDermid, A.W. Bowen. A deformation model for anisotropic superplasticity in two phase alloys // Acta Metall. 1985. v. 33. № 4. p. 571-577.
2. Скворцова С.В., Ильин А.А., Бецофен С.Я. и др. Анизотропия механических свойств и текстура листовых полуфабрикатов из титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2006. № 1-2. с. 81-87.
3. Бецофен С.Я., Ильин А.А., Скворцова С.В., Филатов А.А., Дзунович Д.А. Закономерности формирования текстуры и анизотропии механических свойств в листах титановых сплавов // Металлы. 2005. № 2. с. 54-62.
4. Микляев П.Г., Фридман Я.Б. Анизотропия механических свойств металлов // М.: Металлургия. 1986. 224 с.
5. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов // М.: Машиностроение. 1974. с. 472.
6. Хореев А.И. Термическая, термомеханическая обработка и текстурное упрочнение свариваемых титановых сплавов // Сварочное производство. 2012. № 10. с. 11-20.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ВОЛОКНИСТОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Сафаров И.М.¹, Сергеев С.Н.¹, Корзников А.В.¹, Галеев Р.М.¹, Гладковский С.В.²

¹Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН

²Россия, Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург
ilfat@anrb.ru

FEATURES OF FRACTURE OF DYNAMICALLY LOADED LOW CARBON STEEL WITH ULTRAFINE FIBROUS STRUCTURE

Safarov I.M.¹, Sergeev S.N.¹, Korznikov A.V.¹, Galeev R.M.¹, Gladkovsky S.V.²

Influence of severe warm rolling on structure and mechanical properties in 12GBA low carbon steel is investigated. The fibrous ultrafine-grained structure with an average grain size 0.5 μm in transverse section and fiber length of 20-25 μm in longitudinal section was obtained. Formation of fibrous structure result in two times increase of strength by comparison to the initial coarse-grained state retaining the same level of ductility. Subsequent annealing in steel leads to some decrease of strength and complete restoration of ductility level to the values typical for the coarse-grained state. Impact tests at negative temperatures have shown a shift of cold-shortness threshold from -30 $^{\circ}\text{C}$ (in the initial state) to -80 $^{\circ}\text{C}$. It has been established that increase of frost fracture in ultrafine-grained state is caused by higher values of the work of crack nucleation and propagation.

Эксплуатация различных сварных конструкций, деталей, нефте- и газопроводов из низкоуглеродистых сталей в районах Крайнего Севера обусловлено тем, что эти стали обладают высокой коррозионной стойкостью, способны работать в условиях вибрационных и ударных нагрузок при очень низких температурах [1,2]. Однако, из-за малого содержания углерода, недостатком низкоуглеродистых сталей является сложность получения высокого уровня прочностных свойств с помощью термической обработки. Одним из наиболее широко развиваемых в последние десятилетия направлений для решения данной проблемы является формирование нанокристаллической (НК) или ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, позволяющее существенно повысить прочностные свойства сталей и сплавов, не упрочняемых традиционными способами [3-6]. При этом до сих пор остается открытым вопрос о влиянии НК и УМЗ структуры на повышение ударной вязкости.

Методами электронно-микроскопических исследований и дифракции обратно рассеянных электронов установлено, что полученное теплой прокаткой ультрамелкозернистое состояние представляет собой структуру волокнистого типа с характерной текстурой прокатки. Показано, что в таком состоянии стали сочетают высокую прочность и удовлетворительную пластичность.

Исходное состояние стали было получено прокаткой при температуре 950 $^{\circ}\text{C}$.

Для получения УМЗ структуры проводили прокатку за несколько проходов до конечного сечения прутков 10 мм x 10 мм с относительным сужением $\varphi = 10\text{-}15\%$ в каждом проходе и ступенчатом понижении температуры с 750 $^{\circ}\text{C}$ до 550 $^{\circ}\text{C}$. В результате теплой прокатки средний размер фрагментов в поперечном сечении составлял около 0,5 мкм. Полученная УМЗ структура термически стабильна вплоть до 550 $^{\circ}\text{C}$. Проведение дополнительного отжига при 550 $^{\circ}\text{C}$ позволяет получить наиболее оптимальный комплекс механических свойств.

Установлено, что в УМЗ состоянии низкоуглеродистые стали проявляют особо высокие прочностные свойства, предел текучести достигает 790 МПа, что превышает свойства крупнозернистого состояния этих сталей в 2 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Результаты механических испытаний приведены в таблице 1.

Проведение дополнительного отжига при 550 $^{\circ}\text{C}$ приводит к практически полному восстановлению пластических свойств, а значения предела прочности и предела текучести остаются выше, чем в состоянии поставки. Показано, что ударная вязкость стали в УМЗ структуре выше, чем в исходном крупнозернистом состоянии. Температура вязко-хрупкого перехода смещается в сторону более низких температур после теплой деформации и

последующего отжига при 550°C. Зависимость ударной вязкости KCV от температуры представлена на рис. 1.

Таблица 1. Механические свойства стали 12ГБА после различных режимов обработки

Режим обработки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}/\sigma_b$	δ , %	$\delta_{равн}$, %
Исходное состояние	330	510	0,65	20	11
Прокатка	790	910	0,86	18	5
Прокатка и дополнительный отжиг 550°C с выдержкой 1 час.	650	710	0,92	20	8

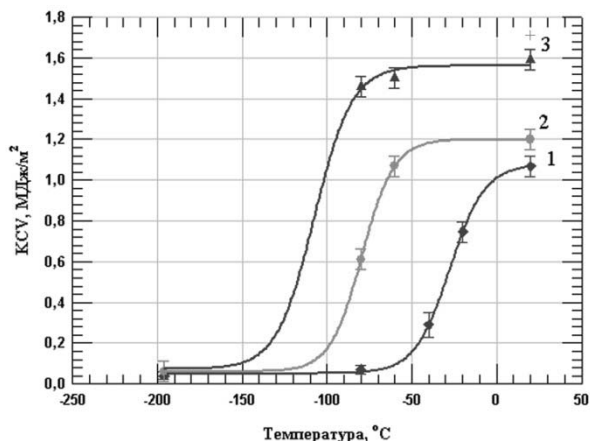


Рис.1. Температурная зависимость ударной вязкости KCV стали 12ГБА: кривая 1- исходное состояние, кривая 2 - после прокатки, кривая 3- последующего отжига при 550°C.

Установлено, что работа зарождения трещины в исходном состоянии при комнатной температуре выше, чем в состояниях после прокатки и дополнительного отжига. В диапазоне от -20 °C до -40 °C значение работы зарождения трещины в исходном состоянии резко снижалось до значений намного меньше, чем для прокатанного и отожженного состояний.

Для прокатанного и отожженного состояний аналогичный перегиб на кривой наблюдался при гораздо меньших температурах. Работа распространения трещины во всем температурном интервале испытаний в исходном состоянии значительно меньше, чем в прокатанном состоянии и имеют наибольшие значения в состоянии после прокатки и дополнительного отжига.

Таким образом, формирование волокнистой УМЗ структуры после интенсивной теплой прокатки привело к повышению ударной вязкости и снижению температуры вязко-хрупкого перехода с минус 30 градусов в исходном состоянии до минус 80 и минус 110 градусов в состояниях после прокатки и дополнительного отжига соответственно.

Литература

1. Korznikov A.V., Safarov I.M., Nazarov A.A., Valiev R.Z. High strength in low carbon steel with submicron fibrous structure // Mater. Sci. & Eng. 1996. A206. P. 39-44.
2. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных трубопроводов. – М.: Металлургия, 1989, 288 с.
3. Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В. Субмикроструктурная структура и свойства низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ после интенсивной теплой прокатки. Письма о материалах, 2012, Т. 2, №2, С. 74-77.

4. Сафаров И.М., Корзников А.В., Сергеев С.Н., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние субмикроструктурного состояния на прочность и ударную вязкость низкоуглеродистой стали 12ГБА. ФММ, 2012, Т. 113, № 10, С.1-6.
5. Сафаров И.М., Галеев Р.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В.. Особенности субмикроструктурной структуры и механических свойств низкоуглеродистой стали 12ГБА, подвергнутой тепловой пластической деформации. Перспективные материалы, 2011, № 12, С. 423-427.
6. Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В., Бородин Е.М. Влияние всесторонней изотермическойковки на структуру и свойства низкоуглеродистой стали 12ГБА. Письма о материалах, 2012. Т. 2, №3, С. 117-120.

**ОРИЕНТАЦИОНАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ**

Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Хвацкий К.К., Беляев М.С., Горбовец М.А.

*Россия, Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов
E-mail: admin@viam.ru*

Single crystals of Ni-based superalloys have significant anisotropy of mechanical properties. Data about anisotropy of Young modulus, ultimate strength and yield strength, rupture strength, high-cycle fatigue and low-cycle fatigue of single crystals of Ni-based superalloys of fourth generation with $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ crystallographic orientation are presented.

В отличие от поликристаллических изотропных материалов механические свойства монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов (НЖС) существенно анизотропны. В работе рассмотрена кристаллографическая анизотропия механических свойств монокристаллов НЖС четвертого поколения ВЖМ4, в частности упругие свойства, кратковременные и длительные статические характеристики, многоцикловая и малоцикловая усталость, а также температурная зависимость этих свойств.

В табл. 1 приведены полученные значения модуля Юнга для монокристаллов сплава трех аксиальных кристаллографических ориентаций (КГО) $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$.

Таблица 1. Модуль Юнга (ГПа) монокристаллов жаропрочного никелевого сплава ВЖМ4

T, °C	20	200	400	600	800	1150
$E_{\langle 001 \rangle}$	130	124	117	108	98	75
$E_{\langle 011 \rangle}$	233	221	207	191	174	139
$E_{\langle 111 \rangle}$	301	278	271	250	226	177

Отметим, что при высоких температурах анизотропия упругих модулей сохраняется. Ранее было установлено, что в случае аксиальных КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ коэффициенты Пуассона ν изотропны (не зависят от азимутальной ориентации) и равны 0,23 и 0,38 соответственно. Наиболее сильная азимутально-ориентационная зависимость наблюдается в МНЖС с КГО $\langle 011 \rangle$: в азимутальной плоскости изменяется в виде восьмерки от максимального значения 0,65 до минимального отрицательного значения $-0,06$.

На рис 1 приведены полученные температурные зависимости пределов прочности и текучести (0,2%) для монокристаллов сплава ВЖМ4 исследованных ориентаций. В интервале температур 20-700°C обе характеристики монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$ и $\langle 011 \rangle$ слабо изменяются, а при 800°C обнаруживают максимум. Для монокристаллов с КГО $\langle 111 \rangle$ характерно монотонное понижение прочности при средних температурах, в этой области температур их прочность намного превышает прочность монокристаллов с КГО $\langle 001 \rangle$. При более высоких температурах анизотропия кратковременных свойств практически вырождается и все ориентации выше 1000°C становятся примерно равнопрочными.

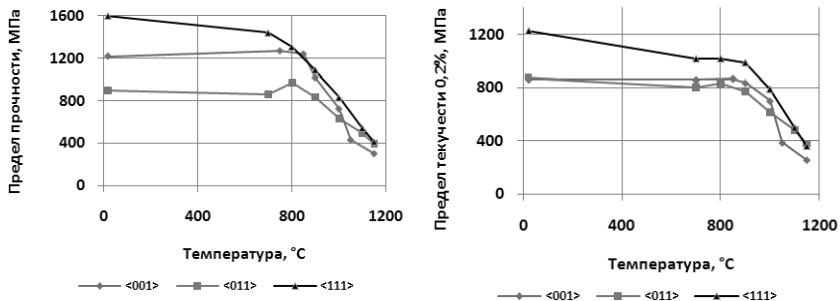


Рис. 1. Температурно-ориентационная зависимость прочности монокристаллов сплава ВЖМ4

На рис. 2 приведены температурные зависимости длительной прочности за 100 и 1000 ч в интервале температур 750–1150°C для монокристаллов сплава ВЖМ4 трех ориентаций <001>, <011> и <111>.

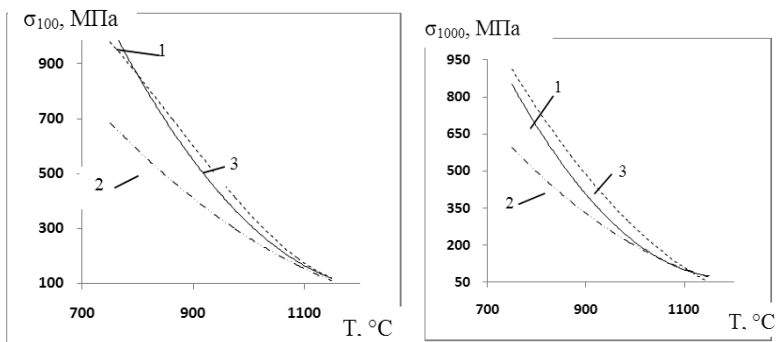


Рис. 2. Длительная прочность монокристаллов сплава ВЖМ4 с различной ориентацией: <001> (1), <011> (2) и <111> (3)

Для оценки степени анизотропии длительной прочности удобно воспользоваться коэффициентом анизотропии $K_{\tau}^{<hkl>} = \frac{\sigma_{\tau}^{<hkl>}}{\sigma_{\tau}^{<001>}}$ (здесь $\sigma_{\tau}^{<hkl>}$ и $\sigma_{\tau}^{<001>}$ – длительная прочность за время τ для монокристаллов с ориентациями <hkl> и <001> соответственно). Их значения для сплава ВЖМ4 представлены в табл. 2.

В температурном интервале 750–1050°C коэффициент $K_{100}^{<011>} < 1$, т.е. длительная прочность за 100 ч монокристаллов с КГО <011> меньше, чем с КГО <001>. Длительная прочность монокристаллов с КГО <111> в интервале 850–1050°C выше, чем с КГО <001>, так как $K_{100}^{<111>} > 1$. Однако при температуре 1150°C коэффициент анизотропии $K_{100}^{<111>} < 1$, т.е. монокристаллы с КГО <111> разупрочняются быстрее в процессе длительных испытаний и их жаропрочность ниже, чем у монокристаллов с КГО <001>. Аналогичная зависимость коэффициентов анизотропии наблюдается в процессе испытаний длительностью 1000 ч.

Таблица 2 Коэффициенты анизотропии длительной прочности монокристаллов сплава ВЖМ4

T, °C	750	850	950	1050	1150
$K_{100}^{<011>}/K_{1000}^{<011>}$	0,67/0,70	0,67/0,73	0,83/0,96	0,95/0,94	0,84/0,96
$K_{100}^{<111>}/K_{1000}^{<111>}$	0,95/1,07	1,01/1,12	1,17/1,43	1,13/0,94	0,96/0,89

В результате циклических испытаниях гладких монокристаллических образцов сплава ВЖМ4 установлено, что предпочтительной КГО для сплава ВЖМ4 по сопротивлению многоциклового усталости (1000°C, база 2×10^7 цикл., изгиб при вращении, частота 50 Гц, $R_c = -1$,) и малоциклового усталости (850°C, «жесткий» цикл нагружения, форма цикла треугольная при частоте 0,5 Гц, $R_c = 0$) является ориентация $\langle 001 \rangle$ (рис. 3).

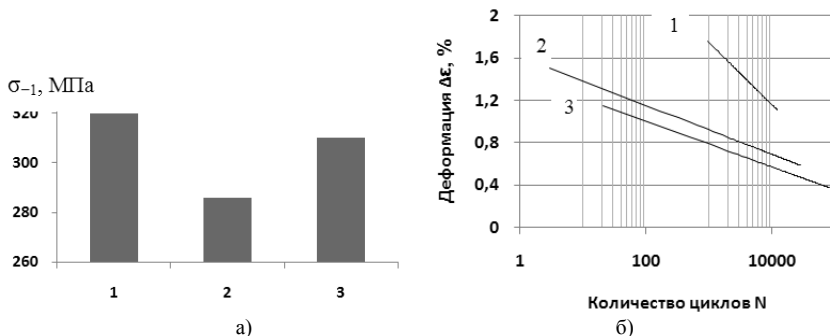


Рис. 3. Многоцикловая (а) и малоцикловая (б) усталость монокристаллов сплава ВЖМ4 с различной ориентацией: $\langle 001 \rangle$ (1), $\langle 011 \rangle$ (2) и $\langle 111 \rangle$ (3)

ДЕСТРУКТИВНОЕ ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЕ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Сергеев Н.Н.¹, Чуканов А.Н.², Баранов В.П.²

¹Россия, Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого

²Россия, Тульский государственный университет, alexchukanov@yandex.ru

DESTRUCTIVE DECARBURIZATION HARDENED CONSTRUCTIONAL LOW-ALLOY STEELS

Sergeev N.N.¹, Chukanov A.N.², Baranov, V.P.²

¹Russia, Tula state pedagogical University. L.N. Tolstoy

²Russia, Tula state University, alexchukanov@yandex.ru

Studied communication local decarburization hardened low-alloy structural steels with cracking during power and corrosivity when the electrolytic anodic and cathodic polarization in hydrogen-containing media

Одним из последствий эксплуатационных воздействий на структуру и свойства конструкционных низколегированных сталей является, в том числе, локальное обезуглероживание. Его фиксировали в окрестностях развивающихся несплошностей (микротрещин) в ходе испытаний на длительную прочность в водородсодержащих средах [1-4]. Сведения о развитии деструктивного обезуглероживания недостаточны. Информация о механизмах обезуглероживания в ходе деструктивных воздействий (силового или коррозионного в присутствии водорода) либо отсутствует, либо крайне противоречива. Не ясен механизм истощения углерода в областях развивающихся несплошностей. Не выявлен его ведущий процесс: локализация напряжений при нагружении или химическое взаимодействие углерода с водородом.

По мнению Арчакова Ю.И. [2,3] обезуглероживание в присутствии водорода связано с растворением углерода перлитных колоний и способствовало значительной деградации механических. В [3] фиксировали полное обезуглероживание образцов хромистых сталей после выдержек 1000 – 4000 часов в среде водорода под давлением 400-800 кгс/см² при температуре 600 °С и связывали его с изменением стабильности карбидных фаз. Механизм обезуглероживания и его связь с трещинообразованием автор не описывает.

Обезуглероживание при наводороживании в ходе цинкования стали типа 70 [4] М.М. Криштал связывал с повышающейся дисперсностью структуры бейнита. Указанный эффект идентифицировали как частичное обезуглероживание при наводороживании [5]. Изменения структуры были обратимыми. Авторы [4] предположили, что обратимые изменения в структуре свидетельствуют о разложении цемента при сохранении локальной концентрации углерода, переходящего в другие фазовые составляющие, и, возможно, о последующем восстановлении цемента при обезводороживающей обработке. По их мнению, возврат структуры в исходное состояние связан с образованием и распадом углеводородов.

Целью данного исследования было выявление связи локализованного и общего обезуглероживания конструкционных низкоуглеродистых сталей типа 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т, Ст5, Ст3 в ходе электролитического насыщения в водородсодержащих средах, а также силового воздействия.

Контролировали изменение структуры и наличие обезуглероживания высокопрочных арматурных сталей Ст5, 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т в ходе испытаний на длительную прочность (в том числе в водородсодержащих средах). Исходная структура упрочненных (ВТМО) сталей – бейнит. Стойкость исследованных сталей против коррозионного растрескивания под напряжением изучали в ходе анодной и катодной поляризации образцов в кислом электролите (водный раствор 5% H_2SO_4 с добавками 2,5 % NH_4CNS при плотностях тока $j = 3$ и 60 A/m^2). Стойкость сталей к водородному воздействию оценивали временем до разрушения при определенном уровне напряжения σ_a , равном доле предела прочности.

Анодная поляризация сталей приводила к образованию трещин и уменьшению рабочего сечения в ходе растворения образцов. При испытаниях помимо анодного растворения наблюдали поверхностное обезуглероживание образцов за счет их взаимодействия с водородом. Следствием наводороживания являлось обезуглероживание прилегающих к микротрещине областей (рис. 1, 2). Аналогично результатам [3,4], также фиксировали снижение концентрации углерода в основном твердом растворе за счет возможного взаимодействия с водородом [6,7].

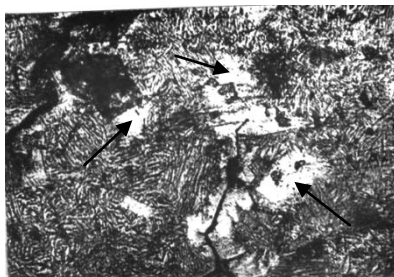


Рис. 1. Структура стали 18ГС после испытаний на длительную прочность в среде 5 % раствора H_2SO_4 в течение 34 час, плотность тока $j = 3 \text{ A/m}^2$. $\times 600$

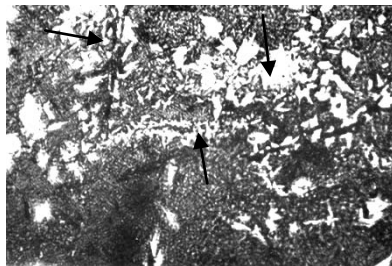


Рис. 2. Структура стали 35ГС после испытаний на длительную прочность в среде 5 % раствора H_2SO_4 в течение 4 час, плотность тока $j = 3 \text{ A/m}^2$. $\times 600$

Помимо этого были проведены эксперименты по анализу длительной прочности сталей, после катодного наводороживания в водном растворе 2,5 % H_2SO_4 + 2,5 % NH_4CNS при плотности тока 60 A/m^2 . Аналогично структуре после анодного растворения образцов формирующиеся и растущие при катодной поляризации трещины окружены обезуглероженными областями (рис. 3).

Выводы. При испытаниях на длительную прочность электролитически насыщенных водородом упрочненных низколегированных конструкционных сталей выявили существенную роль водорода в создании у концентраторов областей с локально высоким уровнем напряжений, стимулирующих развитие микротрещин и пор. Следствием этого является обезуглероживание перенапряженных микрообъемов. В результате в исходной бейнитной структуре на некотором расстоянии от поверхности формируются ферритные участки, прилегающие к концентраторам (трещинам, порам, включениям). По нашему мнению, подобный характер обезуглероживания

может иметь место вследствие газификации при взаимодействии углерода с водородом с образованием углеводородов.



Рис. 3. Разрушение арматурной стали 23Х2Г2Ц после катодного насыщения в течение 27 час. $\times 600$

На границах зерен и в микропорах углеводород насыщается до предельного состояния (метан). Его распад затруднен, но возможен за счет хемосорбции на поверхностях микропор. Распад метана в микропорах может активизироваться также за счет повышения давления в порах при увеличении температуры. Образующийся метан увеличивает их напряженное состояние и ускоряет развитие микротрещин по границам обезуглероженных участков. Этому же способствует меньшая прочность обезуглероженных зон феррита по сравнению с исходной структурой.

Список литературы

1. Давыдов Ю.И., Агеев В.С., Сергеев Н.Н. Обезуглероживание стали в агрессивной среде//Технология машиностроения.-1974.-Вып. 35.-Тула.-ТПИ.-С. 145-152.
2. Арчаков Ю.И., Ершова О.Б., Михайлова Н.А. Кинетика процесса водородной коррозии конструкционной стали 09Г2С//Защита металлов.-1990.-Т.26.-№6.-С. 1002-1005.
3. Арчаков Ю.И. Водородная коррозия стали.-М.:Металлургия, 1985.-192 с.
4. Кришталл М.М., Ясникова И.С., Еремичев А.А., Караванова А.А. Эффект обратимости структуры и свойств при наводороживании углеродистой стали и механизм влияния водорода на формирование гальваноцинкового покрытия//МирТом.-2007.-№ 10 (628).-С. 36-42.
5. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов.- М.: Металлургия, 1982.-232 с.
6. Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Влияние поверхностной активности углерода на микроструктуру и эффекты неупругости в сплавах Fe-C//Конденсированные среды и межфазные границы.-2012.-Т.14.-№2.-С. 256-261.
7. Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Роль водорода в деградации и деструкции малоуглеродистых сталей//Известия Тульского государственного университета. Естественные науки.- 2012.-Вып.1.-С. 211-219.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Pd - 9,8АТ.%Au В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300 -4,2 К

Табачникова Е.Д.¹, Псарук И.А.¹, Смирнов С.Н.¹, Семеренко Ю.А.¹, Иванисенко Ю.Г.², Курманаева Л.², Чах К.³, Мишкунф Й.³

¹Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина НАН Украины, Харьков, Украина

e-mail: tabachnikova@ilt.kharkov.ua

²Institut für Nanotechnologie, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Germany.

³Institute of Experimental Physics, Slovak Academy of Sciences, Košice, Slovak Republic.

The first time in the temperature range 4.2 – 300 K peculiarities of the plastic deformation of the nanocrystalline (NC) Pd - 9.8 at.% Au alloy produced by inert gas condensation method with an average grain size of about 14 nm have been studied. The flow stress σ_f has been found to increase by 4-5 times with decreasing the average grain size from 10 μm to 14 nm in the temperature range from 300 to 77 K. In the NC state an increase of the flow stress σ_f from 0.97 GPa to 2.27 GPa and the decrease of the plasticity from 17% to 9% have been observed with the temperature decreasing from 300 K to 40 K. In the temperature range 300 – 40 K two distinct stages corresponding to plastic deformation processes can be seen on stress-strain curves $\sigma(\epsilon)$: a parabolic microplastic stage changes to

a linear one (at $\varepsilon \sim 4.5\%$ and 2% for 300 K and 40 K respectively). At temperatures below 10 K a linear stage of curves $\sigma(\varepsilon)$ takes a jump-like form. At 4.2 K specimens failed in the elastic regime. The strain rate sensitivity has been measured in the initial stage of stress-strain curves (at $\varepsilon \sim 2\%$) by strain rate cycling within the temperature range of 300 – 40 K. Assuming the thermally activated behavior of the plastic deformation activation volumes of the process have been calculated as equal to $5.2b^3$ and $1.7b^3$ at 300 K and 77 K respectively. The low-temperature peculiarities of the alloy fracture are discussed.

Впервые в широком интервале низких температур 4,2 - 300 К при деформации сжатием изучены механические свойства и закономерности пластической деформации нанокристаллического (НК) сплава Pd - 9,8 ат.% Au со средним размером зерен ~ 14 нм. Сплав Pd - 9,8 ат.% Au имеет гранецентрированную кубическую решетку, атомы Au в матрице Pd образуют твердый раствор замещения. При 300, 77 и 4,2 К изучался также аналогичный по составу крупнозернистый (КЗ) сплав со средним размером зерна $d \sim 10$ мкм, полученный путем отжига НК сплава.

НК сплав изготовлен методом испарения частиц из расплава, осаждением на подложку в инертной атмосфере и последующим компактированием нанопорошка. Микроструктура образцов довольно однородна (рис. 1а), с распределением зерен по размеру, имеющим хорошо выраженный максимум около 14 нм (рис. 1б). Механические испытания образцов в виде прямоугольных призм с размерами $\approx 1 \times 1$ мм проводились путем одноосного сжатия на жесткой деформационной машине с относительной скоростью $\dot{\varepsilon}_a \approx 2,14 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ до образования трещины или разрушения. Подробное описание методик изготовления НК образцов и исследования низкотемпературных механических характеристик даны в [1-3].

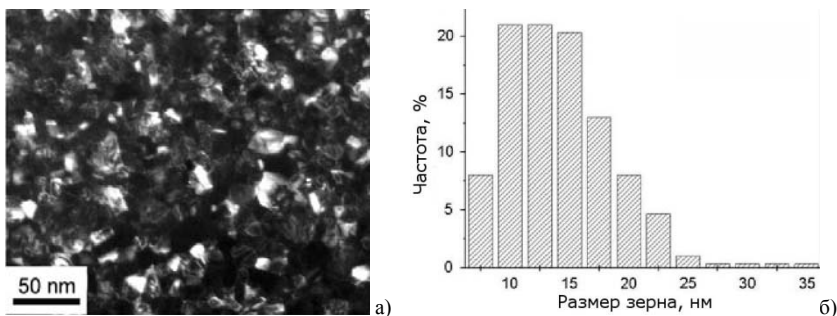


Рис. 1 – Темнопольный ТЕМ снимок микроструктуры (а) и диаграмма распределения зерен по размерам (б) в исходных образцах для НК сплава Pd - 9,8 ат.% Au.

В интервале температур 4.5-320 К методом механической резонансной спектроскопии на частоте 1.6 кГц в амплитудно-независимой области механической деформации $\sim 10^{-7}$ изучена температурная зависимость динамического модуля Юнга $E(T)$ и логарифмического декремента колебаний $\delta(T)$.

Для разных температур при деформации $\sim 4\%$ измерялась скоростная чувствительность нормального деформирующего напряжения $\Delta\sigma / \Delta \ln \dot{\varepsilon}_a$ и, в предположении термоактивированного характера процесса пластической деформации, вычислялся активационный объем этого процесса.

Изучение закономерностей разрушения образцов после деформации при разных температурах проводилось с помощью сканирующего электронного микроскопа JEOL JSM 7000 F.

Установлено, что в НК состоянии ($d \sim 14$ нм) величина условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ и уровень деформирующих напряжений в интервале температур 300 - 77 К в 5 раз выше, чем в КЗ ($d \sim 10$ мкм) состоянии.

Для НК состояния в интервале температур 300 - 77 установлены следующие закономерности:

а) значительный рост уровня условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$ возрастает от 0,97 ГПа до 2,27 ГПа) и прочности при сохранении ресурса пластичности (от 17 % до 9%; рис. 2);

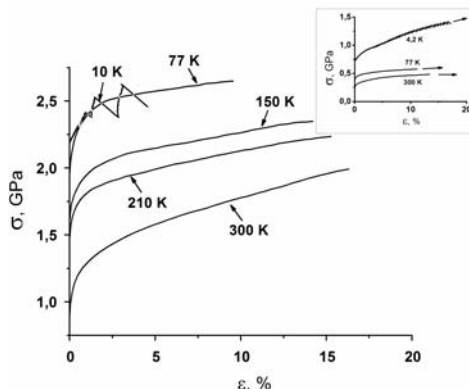


Рис. 2. Типичные деформационные кривые в координатах «напряжение σ – пластическая деформация ϵ » для НК и КЗ (на вставке) состояний сплава Pd - 9,8 ат.% Au при разных температурах.

б) сохранение двухстадийного характера деформационных кривых. На первой стадии наблюдается большая скорость деформационного упрочнения и уменьшение ее длины с понижением температуры;

в) уменьшение при понижении температуры (при $\epsilon \approx 4\%$) скоростной чувствительности деформирующего напряжения и активационного объема процесса пластической деформации (от $8,4b^3$ при 300 К до $3,3b^3$ при 77К). Детальный анализ температурной зависимости деформирующего напряжения и активационного объема процесса пластической деформации позволил высказать предположение о увеличении вклада дислокационного механизма в пластичность сплава при понижении температуры;

При $T = 40\text{ K}$ установлен переход от плавного к скачкообразному пластическому течению при низких температурах, а при 4,2 отсутствие макропластичности.

Показано, что динамический модуль Юнга образца с повышением температуры от 4.2К до 320К монотонно понижается и его изменения не превышают 5 %.

Разрушение образцов при всех исследованных температурах имеет хрупкий характер на макроуровне, со следами вязкого разрушения на микроуровне. На микроуровне морфология поверхности разрушения состоит из “венного” узора, типичного для вязкого разрушения аморфных металлических материалов.

В заключение отметим, что для более детального выяснения характера микроскопических процессов пластической деформации при низких температурах в изучаемом НК сплаве требуется больше информации о особенностях структуры границ зерен в нем и эволюции его микроструктуры в ходе деформации.

[1] Yu. Ivanisenko, L.Kurmanaeva, J. Weissmueller, K. Yang et al., Acta Mater. 57, 3391 (2009).

[2] Yu. Ivanisenko, W. Skrotzki, R. Chulist, T. Lippmann et al., J. Mater. Sci. 45, 4571 (2010).

[3] E.D. Tabachnikova, A.V. Podolskiy, S.N. Smirnov, I.A. Psaruk, V.Z. Bengus, H. Li, L. Li, H. Chu, and P.K. Liao, FNT V.38, 301 (2012).

ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТРИП – СТАЛИ

Терентьев В.Ф.¹, Галкин М.П.², Просвирнин Д.В.¹, Сиротинкин В.П.¹, Кораблева С.А.¹

¹ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, Москва, 119991, Россия

²ГНЦ ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, 105005, Россия

The influence of cyclic loading on phase changes in high-alloy TRIP-steel ВНС 9-Ш was investigated. It was shown that during cyclic deformation a decomposition of austenite and the subsequent formation of deformation martensite due to microplastic deformation at high cyclic loads in low-cycle fatigue regime, as well as at stresses close to the fatigue limit.

Высоколегированная аустенитно – мартенситная трип – сталь ВНС 9-Ш используются в ответственных авиационных конструкциях, работающих в условиях циклических нагрузок, поэтому очень важно знать какие структурные изменения происходят в этих сталях в процессе повторного деформирования [1, 2]. Испытания на статическое растяжение и усталость проводились на одних и тех же образцах, изготовленных из холоднокатаной ленты, стали ВНС 9-Ш производства металлургического комбината ООО «Мечел» с размером рабочей части 7x20 мм и толщиной 0,28 мм. Были получены следующие статические механические свойства холоднокатаной ленты толщиной 0,28 мм: $\sigma_b = 1537$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1305$ МПа, $\delta = 53\%$. На кривой статического растяжения практически на всем участке деформационного упрочнения наблюдается зубчатость, появление которой на кривых растяжения в метастабильных аустенитно - мартенситных трип-сталях связывают с процессом образования мартенсита деформации. Испытания на усталость проводились при повторном растяжении с использованием настольной механической машины Instron Electropuls E 3000 с частотой нагружения 40Гц. Для определения фазового состава стали ВНС 9 Ш-П использовался рентгеновский дифрактометр «Ultima IV» фирмы Rigaku (Япония). Рентгенодифракционные спектры записаны в одинаковых условиях: излучение Cu K α (фильтр Ni), для регистрации отраженного пучка был установлен высокоскоростной детектор “D/teX”.

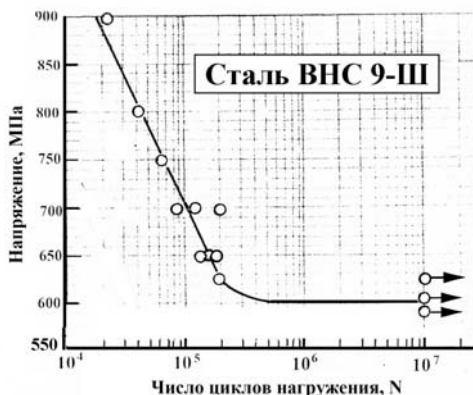


Рис. 1. Кривая усталости образцов из трип-стали ВНС 9-Ш

На рис. 1 представлена кривая усталости образцов из трип-стали ВНС 9-Ш, а на рис. 2 изменение количества мартенсита деформации в зависимости от уровня максимального циклического напряжения. Ранее в работе [3] было показано, что содержания мартенсита в трип - стали ВНС – 9Ш производства металлургического завода «Серп и Молот» в процессе циклического деформирования при напряжениях выше предела усталости изменяется по сложной зависимости. В настоящей работе была получена аналогичная зависимость изменения количества мартенсита деформации в процессе циклического деформирования на разных уровнях напряжений.



Рис. 2. Изменение содержания мартенсита в зависимости от циклического напряжения; при напряжении 700 МПа экспериментальная точка определялась по двум образцам.

На рис. 1 представлена кривая усталости образцов из трип-стали ВНС 9-Ш, а на рис. 2 изменение количества мартенсита деформации в зависимости от уровня максимального циклического напряжения. Ранее в работе [3] было показано, что содержания мартенсита в трип-стали ВНС – 9Ш производства металлургического завода «Серп и Молот» в процессе циклического деформирования при напряжениях выше предела усталости изменяется по сложной зависимости. В настоящей работе была получена аналогичная зависимость изменения количества мартенсита деформации в процессе циклического деформирования на разных уровнях напряжений.

Из рис. 2. видно, что циклическое деформирование практически всегда приводит к дополнительному увеличению мартенсита деформации в структуре трип – стали (рис. 2). Следует отметить, что вся кривая усталости построена с использованием интервала напряжений, меньших статического предела текущей, и дополнительных прирост мартенсита деформации при циклической деформации может быть осуществлен только за счет микропластической деформации. Также, чтобы понять закономерности образования дополнительного количества мартенсита деформации в трип – стали при различном уровне циклических нагрузок необходимо принять во внимание то, что долговечность до разрушения металла определяется временем до зарождения усталостной трещины и временем ее распространения. В нашем случае, максимальное увеличение содержания мартенсита в структуре стали ВНС – 9Ш наблюдается при циклических напряжениях 750 – 800 МПа.

Меньший прирост мартенсита деформации при напряжении 900 МПа связан с тем, что при этом высоком напряжении быстро зарождается усталостная трещина и в объеме материала не успевает образоваться достаточного количества дополнительного мартенсита деформации. Минимум содержания мартенсита при $\sigma = 700$ МПа связан с тем, что в этом случае с одной стороны напряжение не столь высоко, чтобы обеспечить достаточно высокий уровень микропластической деформации, а с другой стороны число циклов до разрушения невелико, чтобы обеспечить накопление достаточного количества микропластической деформации и значительного увеличения дополнительного количества мартенсита деформации в структуре металла. Увеличение количества циклов до зарождения усталостной трещины при напряжениях 600 – 625 МПа, близких к пределу усталости способствует дополнительному увеличению содержания мартенсита деформации за счет длительного циклического деформирования (до 10^7 циклов нагружения) в структуре трип – стали. Однако, при напряжениях меньших предела усталости следует ожидать постепенного снижения уровня содержания мартенсита в трип – стали до исходного значения.

Литература:

1. В.Ф. Терентьев, Л.Е. Алексеева, С.А. Кораблева и др. Циклическая выносливость высокопрочной коррозионно-стойкой стали // Деформация и разрушение, 2013, № 3. 24-30.

2. В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. Усталостная прочность высоколегированных коррозионно – стойких трип-сталей (обзор) // Деформация и разрушение, 2012, № 2, с. 2-8.
3. В.Ф. Терентьев, С.Я. Бецофен, С.А. Кораблева и др. Анализ структурных изменений три-стали ВНС 9-III при циклическом деформировании // Деформация и разрушение, 2013, № 6, с. 16-20.

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ ТРИП-СТАЛИ (ОБЗОР)

Терентьев В.Ф.

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119991, Россия

E- mail: fatig@mail.ru

FATIGUE PROPERTIES OF CORROSION- RESISTANT TRIP-STEEL (THE REVIEW)

Terentjev V.F.

The influence of cyclic loading on static and cyclic mechanical properties of cold-rolled band made of corrosion-resistant steel 23X15H5AM3-III (ВНС9-III) was investigated. Mechanical properties of the samples in initial state and being cut from a torsion bar that reached its end-of-life were investigated as well.

Для ответственных деталей авиационной техники, в частности торсионов несущих винтов вертолетов, используются высоколегированные коррозионно-стойкие трип – стали, обладающие более высокой циклической прочностью по сравнению с другими высокопрочными сталями за счет мартенситного превращения при холодной деформации. Торсионы в вертолетных конструкциях работают в условиях циклического деформирования. Между тем в отечественной технической литературе отсутствовали сведения о характеристиках усталостной прочности этих сталей [1]. В лаборатории прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов ИМЕТ РАН в последние годы были проведен ряд исследований по изучению усталостной прочности этих сталей, поскольку в настоящее время стоит задача повышения циклической прочности тонколистовой трип - стали, которая используется для изготовления торсионов несущих винтов вертолетов [2-7].

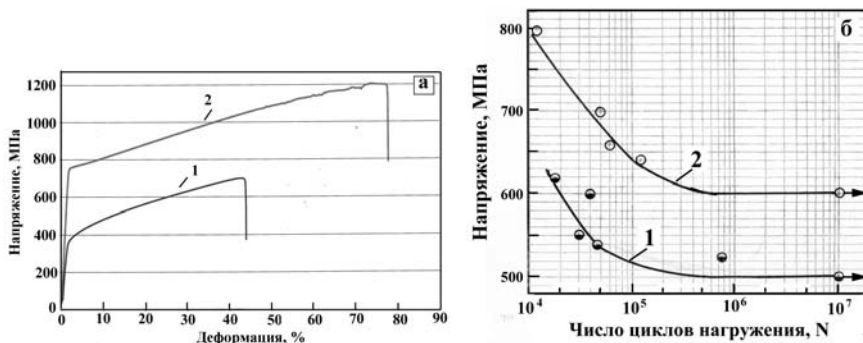


Рис. 1. Кривые статического растяжения образцов из трип – стали (а) и кривые усталости (б): 1 - серия – закалка; 2 - серия – закалка, деформация на 18% и отпуск при 550⁰С.

В работах [4, 5] исследовали влияние предварительной пластической деформации в условиях статического растяжения (18%) и последующего отпуска 550⁰С на механические свойства и циклическую прочность закаленной (1100⁰С) трип - стали системы С – Ni – Cr. Плоские образцы с рабочим сечением 2 x 20 мм² испытывались на статическое растяжение и усталость при повторном растяжении. Из представленных на рис. 1 данных механических свойств трип-стали видно, что предварительная пластическая деформация с последующим отпуском существенно повышает статические механические свойства, а предел усталости

возрастает с 500 до 600 МПа. Интенсивность образования мартенсита деформации при циклическом деформировании ниже, чем при статическом растяжении.

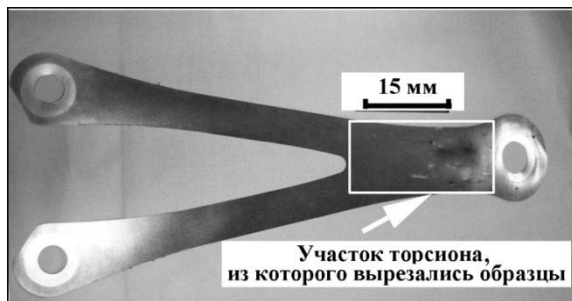


Рис. 2. Зона вырезки образцов из торсион

В работах [3, 6] исследовали влияние условий эксплуатации и фазовых превращений на изменение механических свойств стандартной аустенитно – мартенситной трип-стали 23Х15Н5АМЗ-Ш (ВНС9-Ш). Исходные образцы вырезались из листа толщиной 0,3мм. Часть образцов вырезалась из торсион, который выработал свой ресурс (рис. 2).

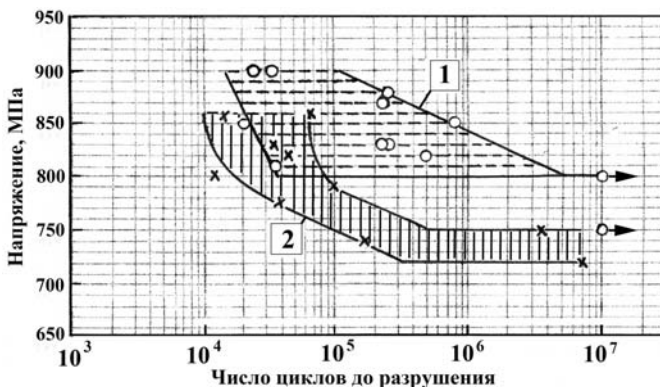


Рис. 3. Характеристики усталостной прочности тонколистовой трип – стали 23Х15Н5АМЗ-Ш (ВНС 9-Ш): 1 – исходный материал, 2 – образцы, вырезанные из торсион после выработки ресурса.

На рис. 3 представлено сравнение усталостной прочности образцов исходного материала (партия 1) с данными по долговечности образцов, вырезанных из торсион отслужившего свой срок (партии 2). Видно, что образцы исходного материала партии 1 имеют очень большой разброс долговечности до разрушения в интервале напряжений 800 – 900 МПа. Предел выносливости составляет 800 МПа (рис. 3, заштрихованная область 1). Большой разброс долговечности исходного материала косвенно свидетельствует о неоднородной структуры трип – стали данной выплавки. Образцы, вырезанные из торсион партии 2, также имеют большой разброс экспериментальных данных по долговечности (рис. 3, заштрихованная область 2) и показывают худшую циклическую прочность по сравнению с образцами, вырезанными из исходного материала. Предел выносливости, видимо, находится вблизи напряжения 700 МПа,

поскольку для его точного определения на базе 10^7 циклов нагружения требуется больше образцов

В работе [3] на образцах из промышленной трип – стали ВНС 9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш) методами рентгеноструктурного анализа. Рентгенофазовый анализ и анализ текстуры проводили на вертикальном рентгеновском дифрактометре «SIMADZU» XRD-6000 в монохроматизированном Cu – излучении с длиной волны $\lambda_{\text{CuK}\alpha}=1.54178\text{\AA}$ и на рентгеновском дифрактометре ДРОН-4 в фильтрованном $\text{CoK}\alpha$ – излучении с длиной волны $\lambda_{\text{CoK}\alpha}=1.79021\text{\AA}$. Использование двух видов излучения позволяет определить структурные особенности образцов на различном расстоянии от поверхности.

На рис. 4 в виде области разброса (заштрихованная область) представлены экспериментальные данные по усталостной прочности образцов из исследуемой трип – стали. Видно, что почти все экспериментальные точки долговечностей до разрушения находятся в области малоциклового усталости (до $\sim 10^5$ циклов) при максимальных напряжениях несколько превышающих условный предел текучести. Также из рис. 4 видно, что при долговечности до разрушения $\sim 10^5$ циклов максимальные напряжения цикла могут находиться в диапазоне от 825 МПа до 900 МПа, поэтому изменение содержания мартенсита в процессе циклического деформирования трип – стали на рис. 5 представлено в двух вариантах: в зависимости от числа циклов нагружения и от уровня максимальных циклических напряжений.

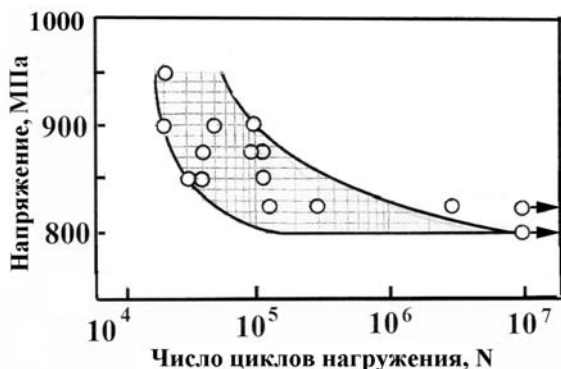


Рис. 4. Усталостная прочность образцов из трип – стали марки ВНС 9-Ш.

На рис. 5 представлены результаты изменения фазового состава трип-стали при усталости. Заштрихованные области 1 на рис. 5 характеризуют содержание мартенсита в поверхностном слое глубиной 2 мкм (Cu – излучение). Верхние значения содержания мартенсита всегда выше его исходного содержания до циклического нагружения (рис. 5, область 3). Кривые 2 на рис. 5, отражают содержание мартенсита в трип – стали до глубины 7 мкм (Co – излучение).

Такую сложную зависимость изменения количества мартенсита в структуре трип – стали при циклическом деформировании (кривые 1 на рис. 5) можно объяснить следующим образом. Максимальное содержание мартенсита наблюдается или при большом циклическом напряжении (900 МПа), когда долговечность до разрушения $N < 10^5$ циклов, или при низких напряжениях близких к пределу усталости (напряжение 800 МПа, $N = 10^7$ циклов).

В первом случае прирост мартенсита осуществляется за счет микропластической деформации, во втором случае за счет микропластической и упругой деформаций в процессе длительного циклического нагружения. Минимум содержания мартенсита связан с тем, что в этом случае с одной стороны напряжения не столь высоки, чтобы обеспечить достаточно высокий уровень микропластической деформации, а с другой стороны число циклов до разрушения невелико, чтобы обеспечить накопление достаточного количества микропластической деформации.

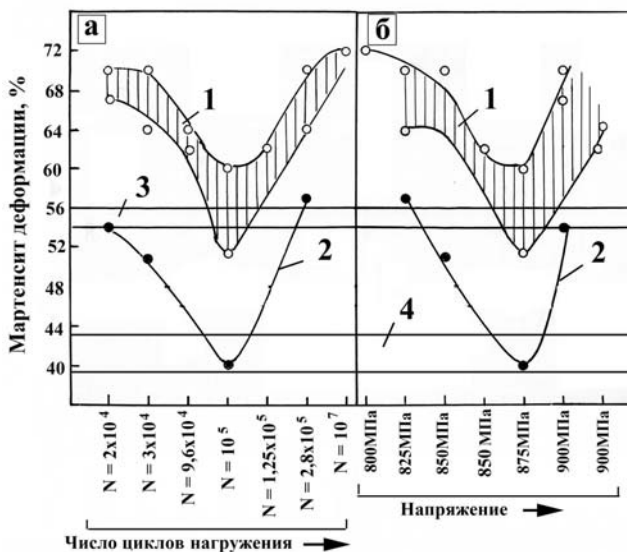


Рис. 5. Изменение содержания мартенсита деформации в образцах из стали ВНС 9-Ш) после циклического деформирования: а – в зависимости от числа циклов нагружения; б – от уровня приложенного максимального напряжения; 1 – экспериментальные данные, полученные при Cu – излучении; 2 – данные - при Co – излучении; 3 – исходное содержание мартенсита (Cu – излучение); 4 – исходное содержание мартенсита (Co – излучение).

Литература

4. В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. Усталостная прочность высоколегированных коррозионно – стойких трип-сталей (обзор) // Деформация и разрушение, 2012, № 2, с. 2-8.
5. В.Ф. Терентьев, Л.Е. Алексеева, С.А. Кораблева и др. Циклическая выносливость высокопрочной коррозионно-стойкой стали // Деформация и разрушение, 2013, № 3. 24-30.
6. В.Ф. Терентьев, С.Я., Бецофен, С.А. Кораблева и др. Анализ структурных изменений три- стали ВНС 9-Ш при циклическом деформировании // Деформация и разрушение, 2013, № 6, с. 16-20.
7. В.Ф. Терентьев, Л.Е. Алексеева, С.А. Кораблева и др. Особенности разрушения при статическом и циклическом деформировании. I. Закаленные трип-стали системы Fe-Ni-Cr // Деформация и разрушение, 2012, № 8, с. 21-26.
8. В.Ф. Терентьев, Л.Е., Алексеева, С.А. Кораблева и др. Особенности разрушения при статическом и циклическом деформировании. II. Закаленные трип-стали системы Fe-Ni-Cr после пластической деформации и отпуска // Деформация и разрушение, 2012, № 8, с. 21-26.
9. В.Ф. Терентьев, А.К., Слизов, Д.В., Просвирнин и др. Исследование усталостных свойств материала торсионов несущих винтов вертолетов до и после эксплуатации // Деформация и разрушение, 2013, № 5, с. 18-24.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОЛИЧЕСТВО α -МАРТЕНСИТА В ЗАКАЛЕННОЙ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРИП – СТАЛИ

Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Кorableва С.А., Пенкин А.Г., Рощупкин В.В.

ИМЕТ РАН, Москва, 119991, Россия, e-mail: fatig@mail.ru

INFLUENCE OF EXTENT OF PLASTIC DEFORMATION ON α -MARTENSITE IN QUENCHED HIGH-ALLOY TRIP-STEEL

Terentjev V.F., Aschmarin A.A., Korableva S.A., Penkin A.G., Roshchupkin V.V.

The influence of plastic deformation under static extension on deformation-induced martensite in the structure of quenched high-alloy TRIP-steel was investigated. It was shown that there is a certain extent of plastic strain at which α -martensite begins to form.

В работе исследовали влияние степени деформации при статическом растяжении (комнатная температура) образцов (размер рабочей части 2x7x20 мм) из закаленной высоколегированной трип- стали (0,20C; 0,65Si; 0,94Mn; 5,75Ni; 14,5Cr; 2,91Mo; 0,009S; 0,023Ti; 0,012Al; 0,126N; $\leq 0,009P$; 0,008S; вес. %) на количество образовавшегося α' - мартенсита деформации. В закаленном состоянии структура стали была чисто аустенитной, средний размер аустенитного зерна после закалки составлял ~ 70 мкм. Использовались плоские образцы толщиной 2 мм и размером рабочей части 20x7 мм для статического растяжения со скоростью $1,6 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ на испытательной машине Instron 3382. Рентгенофазовый анализ образцов из трип – стали проводили на вертикальном рентгеновском дифрактометре «SIMADZU» XRD-6000 в монохроматизированном Cu - излучении. Рентгеноструктурный анализ проводился на середине рабочей части образца и вдали от места окончательного разрушения.

Из представленных на рис. 1 результатов исследования видно, что образование α' - мартенсита начинается лишь после определенной критической степени деформации, которая находится в интервале 10 – 15%. При увеличении степени пластической деформации наблюдается постепенное увеличение мартенсита деформации, и лишь на заключительном этапе статического растяжения количество α' - мартенсита в структуре резко возрастает. При этом рентгеноструктурный анализ не обнаружил в структуре наличия ϵ - мартенсита, который иногда наблюдается в метастабильных аустенитных сталях в качестве промежуточной фазы.

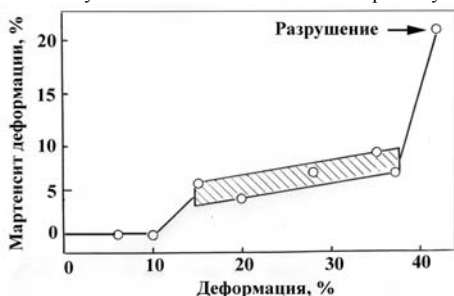


Рис. 1. Влияние степени пластической деформации на количество α' - мартенсита в закаленной высоколегированной трип - стали.

Так, согласно экспериментальным данным [1] в нестабильной аустенитной стали AISI 304L на начальных степенях пластической деформации растяжением сначала наблюдается более интенсивное образование ϵ - фазы и только после степени деформации $\sim 5\%$ начинает образовываться α' - мартенсит (рис. 2). Такая закономерность фазового превращения аустенита в α' - мартенсит в метастабильных аустенитных сталях связана с тем, что вначале холодной пластической деформации сначала повышается плотность дислокаций и дефектов упаковки и появляются более или менее тонкие пластины двойников и гексагонального ϵ - мартенсита и уже затем на пересечении этих пластин образуются кристаллы α' - мартенсита [2]. В нашем случае α' - мартенсит образуется из γ - аустенита без промежуточной фазы.

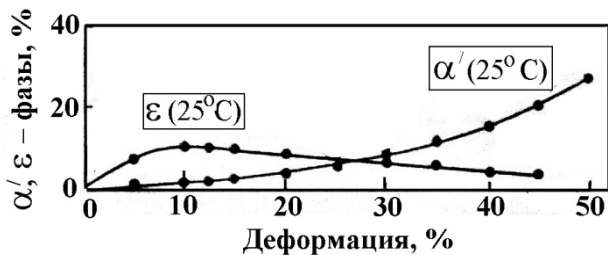


Рис. 2. Влияние степени деформации при статическом растяжении на фазовый состав стали AISI 304L (0X18H10) [1]

Полученные результаты исследования согласуются с экспериментами по анализу пластической деформации закаленной трип – стали с использованием акустической эмиссии [3].

Литература

1. Guntner C.J., Reed R.P. The Effect of Experimental Variables Including the Martensitic Transformation on the Low - Temperature Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels // Transactions of the ASM, 1962, vol. 55, p. 411 – 431.
2. Вираховский Ю.Г., Георгиева И.Я., Гуревич Я.Б. и др. Использование мартенситного превращения, вызываемого деформацией, для повышения пластичности аустенитных сталей, упрочненных теплым наклепом // Физика металлов и металловедение, 1971, том 32, вып. 2, с. 348 – 363.
3. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Кораблева С.А., Ашмарин А.А. Исследование кинетики фазового превращения трип-стали с использованием акустической эмиссии / Труды Международной конференции «Деформация и разрушения материалов и наноматериалов», ИМЕТ РАН, 26 – 29 ноября 2013.

Авторы благодарят к.т.н. Л.Е. Алексееву за предоставленный материал для исследований.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 12-08-00221

ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗНЫХ СКОРОСТЯХ ОХЛАЖДЕНИЯ

Ульшин В.И., Ульшин С.В.

Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н.Францевича, ulshin@ipms.kiev.ua

RAPID MACHINING STEEL INITIAL STRUCTURE FORMATION UNDER VARIOUS COOLING RATES

Ulshin V.I., Ulshin S.V.

The present work studies structure diagram of crystallization of rapid machining steel P6M5 under various cooling rates. Aspects of initial structure formation of P6M5 during solidification are discussed.

Проведен анализ особенностей фазовых и структурных превращений быстрорежущих сталей (БС) при затвердевании слитков [1-3]. Данные, полученные при изучении макроструктуры, фазовых и структурных превращений в высокотемпературном интервале перитектической кристаллизации позволили авторам установить, что при кристаллизации в условиях резко отличающихся от равновесных, химический состав сталей перестает играть решающую роль в процессах структурообразования, так как кинетика процесса затвердевания и образующиеся структуры весьма разнообразны. На первый план выходят технологические факторы. Скорость охлаждения кристаллизующегося металла и перегрев над температурой ликвидуса становятся главными факторами, управляющими процессом структурообразования при формировании слитка [3]. В данной работе исследовано формирование первичной

структуры слитка при затвердевании из БС и построена структурная диаграмма в интервале скоростей охлаждения от 0,1 до 10^7 °C/с.

В обычных условиях плавки с перегревом над ликвидусом 150 – 200°C в большинстве промышленных быстрорежущих сталей Р6М5, Р6М5Ф3, Р6М5К5, Р18 и др. при затвердевании со скоростями охлаждения близкими к равновесным от 0,1 и до 10^2 °C/с последовательно осуществляются три превращения: двухфазное, которые соответствуют кристаллизации - феррита из жидкости, и два трехфазных превращения: перитектическое ($L\delta \leftrightarrow \gamma$) и эвтектическое ($L \rightarrow \gamma + K$). Главной особенностью перитектического превращения является растворение δ - феррита в жидкости с одновременной кристаллизацией аустенита из образовавшегося раствора.

При увеличении скорости охлаждения кристаллизующейся стали Р6М5 количество δ - феррита при скорости охлаждения около 0,4 °C/с уменьшается скачкообразно практически до нуля. Скачкообразное уменьшение доли остаточного δ - феррита при увеличении скорости охлаждения связано с существованием в структуре двух типов эвтектик: скелетной эвтектики на основе карбида M_6C и пластинчатой эвтектики на основе метастабильного карбида M_2C , имеющих различную термодинамическую стабильность [1-3].

Зависимость от скорости охлаждения объемных долей δ -феррита и перитектического аустенита γ , карбидов M_6C скелетной и M_2C и MC пластинчатой (верной) эвтектик при кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5 в высокотемпературном интервале ниже солидуса показано на структурной диаграмме.

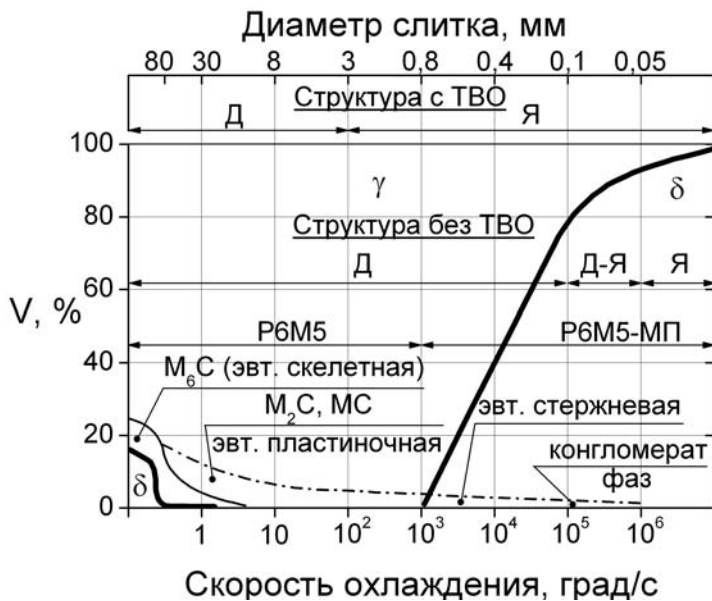


Рисунок. Зависимость объемных долей δ -феррита и перитектического аустенита γ , карбидов M_6C скелетной и M_2C и MC пластинчатой (верной) эвтектик от скорости охлаждения при кристаллизации быстрорежущей стали Р6М5 в высокотемпературном интервале ниже солидуса.

Структура: Д – дендритная (до 10^5 °C/с); Д-Я – дендритно-ячеистая (10^5 – 10^6 °C/с); Я – ячеистая (зернистая) ($\geq 10^6$ °C/с).

Границы областей объемных долей:

— δ -феррита и перитектического аустенита γ ;

— карбидов M_6C скелетной эвтектики;

— — карбидов M_2C и MC пластинчатой (верной) эвтектики.

Как видим из структурной диаграммы увеличение скорости охлаждения в интервале от $0,4 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $10^3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ качественных изменений механизмов и кинетики фазовых превращений при кристаллизации БС сталей Р18, Р6М5, Р6М5Ф3 и Р6М5К5 не вызывает, а только определяет дендритную неоднородность и дисперсность дендритной структуры. Следовательно, интервал скоростей охлаждения ($0,4 - 10^3 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$), состоящий из перитектического аустенита и пластинчатой эвтектики; определяет на структурной диаграмме границы области со структурной метастабильностью.

С увеличением скорости охлаждения при затвердевании сталей Р6М5-МП и Р6М5Ф3-МП от 10^3 до $10^7 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ происходит ряд метастабильных структурных превращений: перитектический аустенит + метастабильный δ - феррит + стержневая эвтектика ($10^3 - 10^5 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, структура — дендритная); метастабильный δ - феррит + эвтектика $\times 10^{-5} \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, структура – дендритно-ячеистая).

В межосевых участках первичных дендритов наблюдается образование тонкого конгломерата фаз. В этом интервале скоростей охлаждения количество метастабильной эвтектики значительно уменьшается, а на существующую область со структурной метастабильностью накладывается еще и метастабильность пересыщенного твердого раствора — феррита.

В интервале скоростей охлаждения $10^3 - 10^6 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структура состоит из перитектического аустенита, стержневой эвтектики и метастабильного δ - феррита. Этот интервал скоростей определяет на структурной диаграмме границы области со структурной и твердо-растворной метастабильностью.

При охлаждении с высокими скоростями $\times 10^6 \text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ - структура ячеистая. При этих скоростях охлаждения происходит значительное расширение области растворимости по сравнению с равновесной диаграммой состояния, и становится возможным образование метастабильных пересыщенных твердых растворов с концентрацией исходной жидкости, определяющих границы области с твердо-растворной метастабильностью δ - феррита.

Термовременной обработкой расплава (ТВО) [3] можно существенно расширить область гомогенности, соответственно, и границы области с твердо-растворной метастабильностью, определяемой на структурной диаграмме ячеистой структуры.

1. Таран Ю.Н., Калинушкин Е.П., Нижниковская П.Ф., Особенности перитектического превращения в вольфрамо-молибденовых быстрорежущих сталях. // Изв. АН СССР. Металлы. 1982. № 6. С. 111 – 115.

2. Калинушкин Е.П., Аршава Е.В., Якушев О.С. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации порошковых быстрорежущих сталей на формирование их первичной структуры. //МиТОМ, 1987, №9, С.13 – 17.

3. Позняк Л.А., Сорокин Ю.В. И др. Термовременная обработка расплавов при получении распыленных порошков быстрорежущих сталей.//Порошковая металлургия. 1993, №12. С. 100–106.

ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЯХ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Федосеева А.Э., Дудова Н.Р.

*Россия, Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
fedoseeva@bsu.edu.ru*

EFFECT OF TUNGSTEN ON CREEP STRENGTH IN HIGH-CHROMIUM MARTENSITIC STEELS

Fedoseeva A., Dudova N.

The creep tests at $T=650^{\circ}\text{C}$ and an applied stresses of 220 – 100 MPa with step of 20 MPa have been carried out. The effect of tungsten on creep strength in heat-resistant martensitic steels has been established.

Жаропрочные стали для использования в тепловых электростанциях, преимущественно для элементов котлов и паропроводов, – обычно низкоуглеродистые (~0.1 вес%) стали. Такие стали легируются в различных количествах Cr, Mo, W и V. В структуре этих сталей могут присутствовать следующие составляющие: мартенсит, δ-феррит, карбиды ($Me_{23}C_6$, Me_7C_3 , MeC) и интерметаллиды, в основном, фазы Лавеса $Fe_2(Mo, W)$ [1]. По сравнению с низколегированными сталями хромистые стали мартенситного класса являются более теплоустойчивыми и жаростойкими.

Указанные стали применяют для различных деталей энергетического машиностроения (лопатки, трубы, крепежные детали, детали турбин и др.), в основном работающих длительное время в относительно суровых условиях, давление выше 20 МПа [2] при температурах 600—650°C [1], где деформация ползучести – единственный фактор, ограничивающий время эксплуатации.

В качестве материала исследования использовались стали, созданные на основе широко используемой стали P92, дополнительно легированные 3%Co и отличающиеся содержанием вольфрама (1.8% и 3%W). Химический состав сталей приведен в таблице.

Таблица

Химический состав исследуемых сталей и стали P92

Номер плавки	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	Cr	Co	Mo	W	V	Nb	B	N	Al
10X9K3B2MФБР	0,1	0,08	0,2	9,4	3,0	0,5	1,8	0,2	0,05	0,005	0,05	0,01
10X9K3B3MФБР							3,0					
P92 (10X9B2MФБР)	0,097	0,17	0,54	8,75	-	0,51	1,6	0,23	0,07	0,003	0,04	0,013

Образцы из экспериментальных сталей были подвергнуты термической обработке, состоящей из закалки ($T=1050^\circ\text{C}$, 0.5 час, воздух) и отпуска ($T=750^\circ\text{C}$, 3 час, воздух). Испытания на ползучесть проводили до разрушения при $T=650^\circ\text{C}$ и номинальных напряжениях 100–220 МПа с шагом 20 МПа.

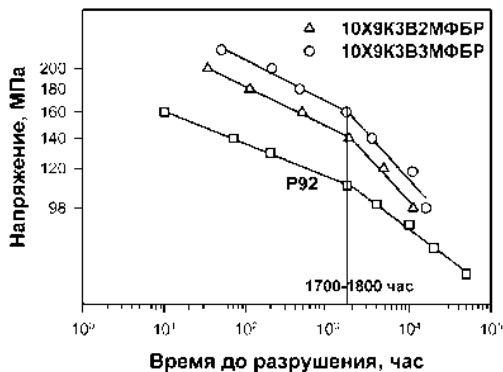


Рис.1. Зависимость напряжения от времени до разрушения для сталей 10X9K3B2MФБР и 10X9K3B3MФБР. Для сравнения приведены данные для стали P92 [3]

На рис. 1 представлена зависимость напряжения от времени до разрушения. Из графика 1 видно, что на всех трех кривых зависимости напряжения от времени до разрушения наблюдаются точки перелома, соответствующие 1700-1800 часам. Следовательно, подобные кривые можно разбить на 2 участка: первый участок соответствует краткосрочным испытаниям и второй участок – долгосрочным испытаниям. Следует отметить, что между сталями 10X9K3B3MФБР, 10X9K3B2MФБР и P92 существенная разница во времени при одинаковых напряжениях характерна только для высоких напряжений, в то время как при низких

напряжениях разница уже не столь существенна. Например, при напряжении 160 МПа (это напряжение относится к краткосрочным испытаниям на ползучесть), время до разрушения для стали 10Х9К3В3МФБР составляет 1703 часа, для стали 10Х9К3В2МФБР – 487 часов, а для стали Р92 – около 10 часов.

А при напряжении 100 МПа (это напряжение из области длительных испытаний на ползучесть), время до разрушения для стали 10Х9К3В3МФБР составляет 15998 часов, для стали 10Х9К3В2МФБР – 11151 час, а для стали Р92 – около 3000 часов. Таким образом, добавление 1% вольфрама способствует увеличению времени до разрушения при краткосрочных испытаниях в 3.5 раза, а при длительных испытаниях – в 1.4 раза.

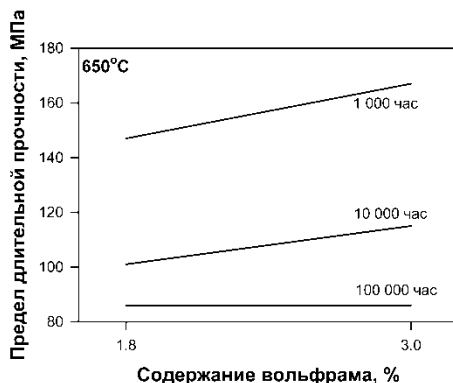


Рисунок 2 – Зависимость предела длительной прочности от содержания вольфрама при разных временных режимах ползучести

Можно проследить за влиянием вольфрама на механические свойства жаропрочных сталей мартенситного класса при разных режимах ползучести. Для этого мы построили зависимость предела длительной прочности (полагая, что и предел ползучести ведет себя аналогично) от содержания вольфрама на базе 1 000 час, 10 000 час и 100 000 часов (рис. 2). Из графика 2 видно, что существенный прирост длительной прочности наблюдается для стали с увеличенным содержанием вольфрама 10Х9К3В2МФБР при кратковременных испытаниях на ползучесть. Так, на базе 1 000 часов прирост длительной прочности составил около 15%. С увеличением времени проведения испытаний разница в пределе длительной прочности уменьшается, вплоть до того, что на базе 100 000 часов предел длительной прочности для обеих сталей практически одинаков.

Таким образом, можно заключить, что влияние вольфрама значительно при краткосрочных испытаниях и с увеличением времени проведения испытаний (т.е. с понижением приложенных напряжений) влияние вольфрама на механические свойства при ползучести снижается, вплоть до его полного исчезновения. Для объяснения такого поведения необходимо исследование микроструктуры сталей после испытаний на ползучесть, поскольку прочность при ползучести тесно связана со структурными параметрами, такими как тип выделения вторых фаз, характер их распределения, ширина реек, плотность дислокаций [4].

Список литературы

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. 408 с.
2. Thomson R.C. *Characterization of carbides in steels using atom probe field-ion microscopy* // Materials Characterization. – 2000. – № 44. – pp. 219 – 233.
3. *T92/P92 Book*. Vallourec and Mannesmann tubes. – 1998.
4. Eggeler G. *The effect of long-term creep on particle coarsening in tempered martensite ferritic steels* // Acta Metall. – №37. – 1989. – pp. 3225-3234.

СЕКЦИЯ 6

***ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ
ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ***

DEFORMATION, MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND PROPERTIES OF GRANULATED AND AGGREGATED CERAMIC POWDERS UNDER COLD ISOSTATIC PRESSING

Chaika E.V.

Ukraine, Donetsk Institute of Physics and Technology of the National Academy of Sciences of Ukraine, ceramics@mail.ru

The work is devoted to an important problem of forming green compacts with homogeneous microstructure that ensures sintering of high-performance structural ceramics from granulated and aggregated ultrafine powders [1].

Possible mechanisms of granulated or aggregated powders densification under cold isostatic pressing (CIP) have been discussed with a special emphasis on zirconia ceramics ($ZrO_2 + 3\text{mol. \% } Y_2O_3$) at pressures up to 0.8 GPa. A model of multistage densification of aggregated powders was applied to describe the pressure effect [2].

Compaction of nanopowder materials by isostatic pressure effect occurs due to deformation granules, aggregates, particles in consecutive order and due to their sliding relative to each other. Therefore, according to the work [3] the plasticity condition of the powder body can be introduced as

$$\frac{P^2}{\psi(\rho)} + \frac{\tau^2}{\varphi(\rho)} = \rho k^2, \quad (1)$$

where p is macroscopic hydrostatic pressure; τ is intensity of the macroscopic stress deviator; ρ is relative density; $\psi(\rho)$, $\varphi(\rho)$ are functions of porosity equal to

$$\psi(\rho) = \frac{2}{3} \frac{\rho^3}{1-\rho}, \quad \varphi(\rho) = \rho^2.$$

k is the yield strength of the powder material in shear.

When powder materials compacted by slipping

$$k = K + \alpha P, \quad (2)$$

where K is the shear binding coefficient (Pa); α is the internal friction coefficient.

During isostatic compression $\tau=0$ and equation of the powder densification derived from the model (equations 1, 2) is as follows:

$$\sqrt{\frac{2}{3}} \frac{\sqrt{1-\rho}}{\rho^2} = \alpha + \frac{K}{P},$$

Above equation can be used to identify densification stages (see Table 1) and to determine properties of granules, aggregates and particles, namely, shear binding coefficient K characterizing the granule or aggregate strength and internal friction coefficient α characterizing the mechanism of densification [4]. In the case of granules (aggregates) fragmentation coefficient α is close to zero.

The advantage of using this equation is that the coefficients K and α are the characteristics of powder materials. The shear binding coefficient K characterizes strength of bonds between granules at first densification stage, between aggregates at second stage and between particles of powders at third one. The value of this coefficient depends on the material and manufacturing technology of powder. The value of the internal friction coefficient depends on the mechanism of deformation of powder.

Also, since the properties of the granules, aggregates and particles are different, the values of the coefficients K and α at different densification stages will vary.

The coefficients K and α are determined by plotting relation $\rho(P)$ in the coordinates:

$$x = \frac{1}{P}, \quad y = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\sqrt{1-\rho}}{\rho^2}$$

The calculation of the coefficients K and α for the Tosoh TZ-3Y zirconia powder is shown in Figure and Table 2. The calculated value of the coefficient K characterizing the strength of granules is equal to 5 MPa and the strength of aggregates is equal to 68 MPa.

Obtained results enable to find optimal CIP pressure providing the homogeneous microstructure of compacts. Subsequent sintering at various temperatures had confirmed validity of the

proposed approach. Also, these results allow us to determine the effect of process conditions on the powder properties and regulate the process correctly.

Table 1. Densification stages for aggregated powders.

Stage	Mechanism of densification	Structure of compacts
1	displacement of granules	granules
2	deformation and fragmentation of granules, displacement of aggregates	aggregates
3	deformation and fragmentation of aggregates, displacement of particles	separate particles

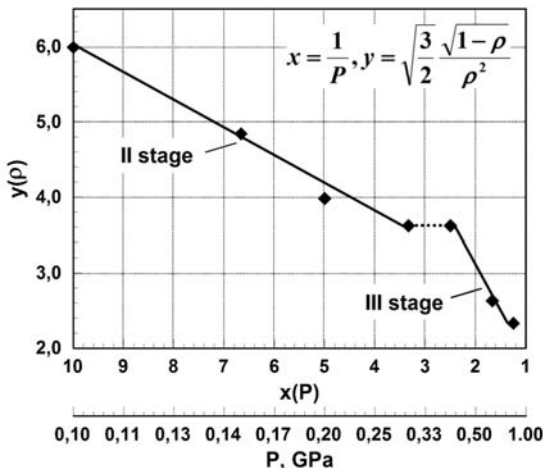


Figure. Fitting of densification stages in the case of the aggregated powder.

Table 2. Values of the coefficients K and α calculated on the basis of density values of granules aggregates and powder particles.

Stage	CIP pressure P , MPa	Density	Coefficients		Mechanism of densification
			K , MPa	α	
1	0.1–8	$\rho_{\text{granule}}=0.36$	0.05	1.56	-
2	8–50	$\rho_{\text{aggregate}}=0.58$	7.5	1.28	deformation and fragmentation of granules, $\alpha(\rho_{\text{granule}})=0$
		$\rho_{\text{granule}}=0.36$	5	0	
3	60–400	$\rho_{\text{particle}}=1$	194	2.47	deformation and fragmentation of aggregates, $\alpha(\rho_{\text{aggregate}})\approx 0$
		$\rho_{\text{aggregate}}=0.58$	68	0.25	

References

- [1] K. G. Ewsuk, J. G. Arguello, D. N. Bencoe, et al. Am. Ceram. Soc. Bull. 2003, 82(5), 41.
- [2] G.Ya. Akimov, Ya.E. Beigelzimer, E.V. Chayka, Fiz. Tekh. Vys. Davl. [in Russian] 2003, 13(2), 93.
- [3] Ya. E. Beigelzimer, A. P. Getmanskii, L. I. Alistratov, Powder Metall. and Metal Ceram. 1986, 25(12), 952.
- [4] E. V. Chayka, G. Ya. Akimov, V. M. Timchenko, Ogneup. Tekh. Keram. [in Russian] 2006, 8, 27.

THE FORMATION OF NANOPARTICLES WITH A FRAGMENT OF COORDINATION COMPOUNDS IN THE GRAIN BOUNDARIES IN THERMAL METALLURGICAL PROCESSES

Gerasimchuk A.I.¹, Zheleznova L.I.¹, Molyar A.G.², Šubrt J.³, Murafa N.³

¹*Ukraine, V.I.Vernadsky Institute of General and Inorganic Chemistry. Nat.Academy of Sciences, Kiev, gerasimc@bigmir.net*

²*Ukraine, G.V. Kurdyumov Institute of Metal Physics. National Academy of Sciences, Kiev, molyar@imp.kiev.ua*

³*Czech Republic, Institute of Inorganic Chemistry, v.v.i., Academy of Sciences, subrt@iic.cas.cz, murafa@iic.cas.cz*

Now, an explanation of the structure, stability and strength, plastic deformation in solid crystalline substances, impossible without involving the dispersion of the dislocation and grain boundary behavior of nanoparticles. Found that the strength and deformation resistance of metals is directly dependent on the dispersion of the nanoparticles, which are located in the channels of diffusion, grain boundaries and, most of all, on the surface crystallites. Details old experience improvements in their characteristics alloying metals - with an extremely small volume fraction of less than 1% of alloying elements and reinterpreted now be explained by the formation of carbides, nitrides, carbonitrides and intermetallic compounds ranging from several to several tens of nanometers. In the alloying metal is mainly produced by introducing into the melt batch or additional chemical elements (for example, steel - chromium, nickel and molybdenum) improving the mechanical, physical and chemical properties of the alloy. To change the various properties (increase of hardness, wear resistance, corrosion resistance, etc.) of the surface layer of metals and alloys are also employed different types of surface alloying.

Organometallic coordination compound (OM CC), the general formula ML_n , where L - the organic ligand having one or more active groups have been widely used for metal, oxide, coatings conducted by chemical vapor deposition. In coordination compounds is a typical hierarchy of interactions: 1 - the largest are the covalent interactions between the atoms of the ligands, 2 - weaker the bond of the central atom and the donor atoms of the ligand in the coordination unit, 3 - is the weakest intermolecular interactions in the OM CC. This feature allows the synthesis of OM CC with any metal atoms, and the temperature range of the existence of these compounds (100 -1000 °C) allows the use of surface alloying in the final stages of the metallurgical process (hardening, heat treatment ...) Recently, there has been a growing trend and use of OM CC as an integral part of the metallurgical process using thermal regimes to create reactorless scheme of nanostructure formation by self-assembly products of destruction of OM CC with significant improvement and simplification of the heat treatment cycle of products and improve their quality.

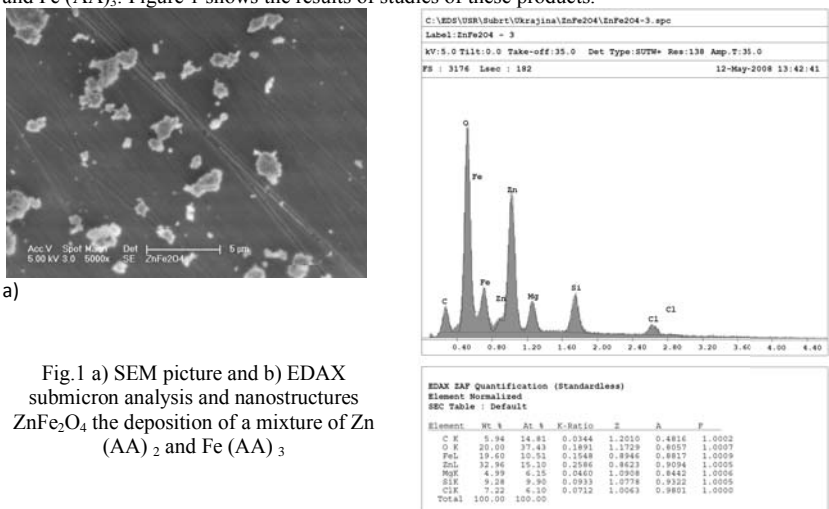
One of the prospective parties to such use OM CC is the direct synthesis of alloy nanostructures in local nanoreactors formed during the transition OM CC in the gas phase and decaying at the grain boundaries. The resulting nanostructures (thread-like, tubular or fractal) are "reinforcing" elements of metal structures and greatly improve the strength characteristics. We tested for this purpose organometallic precursors - metal acetylacetonates: $M(AA)_3$, M- Fe, Ni, Zn, Al, Cr, In....

Study of the formation of nanometric products from decomposition of the OM CC, the distribution of elements in the vicinity of submicron and nanometer-sized objects requires the use of appropriate tools. Currently common is SEM - EDX technology. We used a combined unit Philips XLCP40, combining SEM with EDAX. Analyzed nanostructures formed by deposition from the gas phase and plasma vapor deposition on quartz, silicon copper and iron substrates. Of particular interest is the study of nanostructures formed by co - precipitation, i.e., using a single deposition process a mixture of two reagents : $M_1(AA)_{k1}$ - $M_2(AA)_{k2}$.

The main trend for co - deposition is the formation of differently sized island structures on the mechanism of islet growth Volmer-Weber. This is usually a significant difference in thermodynamic parameters ΔH and ΔS transition into the gaseous phase by thermal decomposition and each substrate precursors. Here, each of 3D nanostructures different size and composition (depending on the central atom used OM CC). The size of the larger, the less is $\Delta H_{M_1(AA)_{k1}}$ of the corresponding precursor. Perhaps the formation of the smaller 3D objects on the surface of larger. Then the surface of the larger 3D object is a substrate for the formation of a smaller one. It is not an explanation for the fact that all have the same composition of the nanostructure in the bulk of the same shape and size. It seems that

here there is a certain internal law common to the chemical vapor deposition and metallurgical processes, in which all the metal grains are about the same.

At the close of the thermodynamic parameters, and the affinity of the decomposition products - the building blocks nanostructures - produced mixed homogeneous structure of the stoichiometric composition. An example would be the formation of $ZnFe_2O_4$ the deposition of a mixture of Zn (AA)₂ and Fe (AA)₃: Figure 1 shows the results of studies of these products.



a)

Fig.1 a) SEM picture and b) EDAX submicron analysis and nanostructures $ZnFe_2O_4$ the deposition of a mixture of Zn (AA)₂ and Fe (AA)₃

b)

Clearly, the Stransky-Krastanov mechanism of layered-plus-islanding growth is implemented here.

In none of the cases failed to achieve uniform coverage over the entire surface of the substrate (layer growth mechanism of Frank-van der Merwe). The implementation of this mechanism, such as the application of a uniform nanolayer Al_2O_3 on the surface crystallites Fe, theoretically could provide excellent protection against corrosion of metal products.

Thus, it is experimentally proved possible and potential efficacy of nanoparticulate alloying metals from the gas phase during the metallurgical processes.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ШИХТЫ НА МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 22X15K

Альмов М.И., Миляев И.М., Зеленский В.А., Юсупов В.С., Анкудинов А.Б., Миляев А.И.
ИМЕТ РАН, Россия, г. Москва, Ленинский проспект 49, e-mail: imet@imet.ac.ru

Интенсификация технологических процессов производства постоянных магнитов методами порошковой металлургии является важной задачей как с точки зрения повышения производительности труда, так и с точки зрения снижения энергоёмкости всего производства. Наиболее очевидный путь решения этой задачи в первую очередь связан с механоактивацией (МА) и механосплавлением (МС) исходной порошковой шихты, т.к. именно эти операции позволяют снизить температуру и время спекания и тем самым снизить энергоёмкость всего технологического цикла производства. В рамках выполнения проекта ФЦП «Синтез высококоэрцитивных материалов на основе сплавов системы Fe-Cr-Co методами механоактивации» проведено изучение влияния механоактивации шихты магнитотвёрдого сплава Fe-22Cr-15Co-1Ti-1Si (22X15K) путём её интенсивной пластической деформации при сухом (в атмосфере Ar) и мокром (в спирте) помоле в планетарной шаровой мельнице Retsch PM 400 с мелющими шарами из стали ШХ-15 диаметром 8-10 мм. В шихте исследуемого сплава использовали промышленные порошки Fe (ПЖРВ), Cr (ПХЕ-1), Co (ПК-1У), которые смешивали в турбулентном смесителе С2.0 в течение 3-5 часов.

Таблица 1.

Среда помола	Время помола мин	Т-ра спекания °С	V_r Тл	H_{CB} кА/м	$(BH)_{max}$ кДж/м ³
Без помола	-	1420	1,35	47,0	40,5
Ag	1	1420	1,26	43,3	28,8
Ag	5	1420	1,11	41,8	21,1
Ag	15	1420	0,03	4,6	0
Ag	60	1420	0,03	4,5	0
Спирт	15	1420	1,24	43,7	28,1
Вода	15	1420	0,62	26,2	4,5
Спирт	15	1350	1,25	33,2	23,6
Спирт	15	1300	1,17	43,5	25,0
Спирт	15	1250	0,98	32,9	12,7
Спирт	5	1420	1,25	32,7	22,7
Спирт	5	1350	1,28	31,0	22,7
Спирт	5	1300	1,26	44,2	31,8
Спирт	5	1250	1,13	39,7	21,1
Спирт	45	1420	0,85	36,4	11,5
Спирт	45	1350	0,82	35,9	10,6
Спирт	45	1300	0,67	31,6	7,3
Спирт	45	1250	0,50	28,0	4,5

Формование образцов диаметром 13,6 мм и высотой 20 мм проводили на ручном гидравлическом прессе при давлении 600 МПа, спекание – в шахтной печи СШВ-1,25/24=И1 в вакууме 10^{-2} Па. Измерение магнитных гистерезисных свойств печённых и термообработанных образцов выполняли на гистерезисграфе Permagraph L. Магнитные гистерезисные свойства порошкового магнитотвёрдого сплава 22Х15К в зависимости от среды, времени помола и температуры спекания приведены в таблице 1. Обсуждение полученных результатов проведено с учётом результатов исследования механообработанной шихты методами рентгеноструктурного анализа и Мёссбауэровской спектроскопии.

О ВЛИЯНИИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ Fe-Cr-Co

Альмов М.И.¹, Сычев А.Е.¹, Капустин Р.Д.¹, Петров Е.В.¹, Сайков И.В.¹, Гордолова Л.В.¹, Анкудинов А.Б.², Зеленский В.А.², Миляев И.М.², Юсупов В.С.²

¹Россия, Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН

²Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

petrow-ewgeni@mail.ru

INFLUENCE OF MECHANICAL TREATMENT ON STRUCTURE/PROPERTIES OF Fe–Cr–Co BLENDS

Alymov M.I.¹, Sytshev A.E.¹, Kapustin R.D.¹, Petrov E.V.¹, Saikov I.V.¹, Gordopolova L.V.¹, Ankudinov A.B.², Zelensky V.A.², Milyaev I.M.², Yusupov V.S.²

The effect of various kinds of mechanical treatment on the structure/properties of Fe–Cr–Co blends was explored. Mechanical activation (MA) of the blends was found to result in preparation of agglomerate particles comprised of solid solutions. MA in an AGO-2 planetary ball mill (a up to 90 g) yielded the composite particles with a highly developed surface, which can be used as precursors in fabrication of high-strength magnetically hard materials.

Под механической обработкой понимают обработку порошкообразных шихт или смесей в энергонагруженных аппаратах, сопровождающуюся изменением энергии кристаллической решетки отдельных компонентов шихты, которое может быть связано с образованием дефектов структуры, твердых растворов компонентов, новых поверхностей раздела. Процесс механической обработки можно представить, как некоторое сочетание трехосного нагружения и сдвиговой деформации на контактах между частицами твердого вещества.

Отличие между обработкой в различных аппаратах сводится к различию в скоростях, протекающих в них процессов и в количествах подводимой к твердому телу энергии. Воздействие на вещество в ходе механической обработки носит импульсный характер. Главная причина механической активации состоит в повышении энтальпии твердого вещества в результате накопления дефектов кристаллического строения - вакансий, межузельных атомов, дислокаций, границ зерен и субзерен, а также в увеличении удельной поверхности и степени ее разупорядочения. В общем случае механоактивация смесевых систем приводит к формированию механокомпозитов – порошковых частиц, в каждой из которых исходные компоненты или продукты их взаимодействия связаны и равномерно распределены между собой.

В данной работе объектом исследования была выбрана порошковая смесь на основе сплавов переходных элементов системы Fe-Cr-Co, которая широко используется для получения высококоэрцитивных магнитотвердых материалов. Применение механической обработки вышеуказанной смеси перспективно для улучшения её прессуемости и снижения температуры вакуумного спекания, вплоть до полного исключения данной операции из процесса получения магнитотвердых материалов. Соотношение железа, хрома, кобальта и различных добавок в исходной смеси было определено по результатам известных литературных данных о магнитотвердых материалах на их основе и опыте предыдущих работ.

На первом этапе механическая обработка смеси Fe-Cr-Co проводилась в шаровой мельнице планетарного типа Retsch PM-400 с максимальной перегрузкой до 27 г. Продолжительность обработки составляла 1, 5, 15, 60 мин.

Эксперимент показал, что уже после проведения механической обработки в течение 1 минуты, начинает происходить образование отдельных композиционных частиц из исходной смеси, причем их распределение не равномерно по объему. При дальнейшей обработке количество таких агломератов увеличивается, и как видно на рисунке 1д, после механической обработки в течение 60 минут происходит полное механическое сплавление исходной смеси.

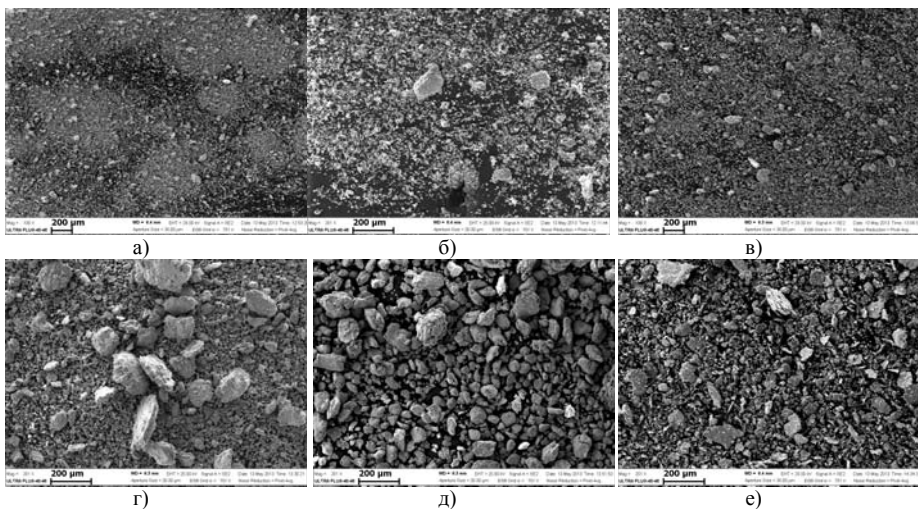


Рис. 1. Микроструктура смеси Fe-Cr-Co в процессе механической обработки в мельницах: планетарного типа РМ-400 - а) исходная (0 мин), б) 1 мин., в) 5 мин., г) 15 мин., д) 60 мин.; планетарного типа АГО-2 - е) 5 мин.

Рентгенофазовый анализ показал, что с увеличением времени механической обработки наблюдается уменьшение интенсивности линий исходных металлов с одновременным ростом их ширины. Уширение линий связано, очевидно, с уменьшением размеров областей когерентного рассеяния, накоплением микронапряжений кристаллической структуры с дальнейшей аморфизацией.

Методика эксперимента предусматривала исследование распределения частиц по размерам в зависимости от времени механической обработки с помощью лазерного анализатора частиц.

Было установлено, что в результате механической обработки, образуются частицы, представляющие собой твердый раствор на основе Fe-Cr-Co, по форме близкие к сферической, со средним размером от 50 до 200 мкм и удельной поверхностью порядка 0,5 м²/г. На втором этапе исследований механическую обработку проводили в шаровой мельнице АГО-2 планетарного типа с водяным охлаждением и перегрузкой до 90 г.

Рентгенофазовый анализ показал, что в смеси, обработанной в течение 5 минут на мельнице АГО-2, происходит деградация интенсивности пиков металлов с одновременным их уширением, сравнимая со смесью, механообработанной в мельнице типа РМ-400 в течение 15 минут. Это говорит о том, что механическая обработка на мельнице планетарного типа за короткий промежуток времени вносит больше изменений в смесь Fe-Cr-Co.

В итоге также происходит разрушение кристаллической решетки Fe, Cr и Co и образование композиционных частиц, представляющих собой твердый раствор.

Тем не менее, существенным отличием является то, что образовавшиеся композиционные частицы, представляют собой не сферы, а слоистые чешуйки, состоящие из слоев исходных компонентов чередующихся между собой на наноуровне.

При измерении удельной поверхности обработанной смеси на двух видах мельниц наблюдается увеличение в 1,46 раз удельной поверхности смеси, обработанной в мельнице АГО-2, по сравнению со смесью, обработанной в мельнице типа РМ-400.

Таким образом, механическая обработка на мельнице АГО-2, дает возможность получить композиционные порошки, в перспективе способные облегчить процесс их прессования и вакуумного спекания для получения высококоэрцитивных магнитотвердых наноструктурированных высокопрочных материалов на основе сплавов переходных металлов системы Fe-Cr-Co.

Работа выполнена при поддержке Государственного контракта №14.513.11.0028.

ИЗУЧЕНИЕ ФОРМЕМОСТИ КОМПОЗИТНОЙ НАНОКЕРАМИКИ

Бажин П.М., Столин А.М.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, г. Черноголовка, olimp@ism.ac.ru

STUDYING OF FORGEABILITY OF COMPOSITE NANOCERAMICS

Bazhin P.M., Stolin A.M.

Russia, Russian Academy of Sciences Institute of Structural Macrokinetics and Materials Science RAS, Chernogolovka

Among the modern techniques for producing nanostructured ceramic composites by SHS-technology, it seems very promising to combine a combustion of exothermic green mixtures with following plastic shear deformation. Such complex technology called SHS-extrusion allows to reduce the structural elements and imparts a number of absolutely new features to the structuring of materials. In this work, we studied of forgeability of composite nanoceramics at relatively low applied pressures (10-100 MPa in a press punch) in conditions of free SHS compression. The extent of compression was measured as a function of time delay (between the end of reaction and compression) and applied pressure.

На сегодняшний день в технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) существует несколько способов получения композитной наноструктурной керамики. Общая особенность этих способов состоит либо в использовании исходных ультрадисперсных порошков, либо в последующей химической или механической обработке до получения субмикронной структуры. Перспективным представляется получение наноразмерных элементов структуры композитной керамики за счет сочетания процесса горения экзотермической смеси исходных компонент со сдвиговым пластическим деформированием. Это сочетание реализуется в условиях метода СВС-экструзии, что вносит ряд совершенно новых особенностей в процесс структурообразования синтезируемых материалов. В ходе СВС-

экструзии под действием осевых и радиальных напряжений происходит объемное деформирование синтезированного материала, что обеспечивает высокую степень деформации и, как следствие, образование более плотного керамического композита и наноразмерных элементов структуры. Высокие скорости охлаждения экструдированного материала предотвращают рост зерна.

Важный вопрос развития технологии СВС-экструзии состоит в изучении возможности прямого получения компактных изделий заданной формы из продуктов горения. Однако, до сих пор общие закономерности процесса формования СВС-материалов мало изучены, хотя эта проблема весьма важна при разработке эффективных методов получения изделий сложной формы. Описание процесса формования необходимо проводить без привязки к конкретному технологическому оборудованию.

Для изучения формруемости композитной нанокерамики в настоящей работе был предложен метод свободного СВС-сжатия. Сущность этого метода заключается в сдвиговом деформировании материала под действием постоянного невысокого давления (~10-100 МПа). К преимуществам метода можно отнести использование наиболее благоприятной схемы напряженного состояния, способствующей «залечиванию» макротрещин и пор в деформированном материале. Обычно, при СВС-компактировании используют специальные пресс-формы, которые должны выдерживать достаточно высокие давления (~1000 МПа) и высокие тепловые нагрузки (~3000 К). Метод СВС-сжатия предусматривает возможность уплотнения и формования материала без применения специальных пресс-форм. Во время экструзии и сжатия материал подвергается сдвиговому деформированию, возможность которого базируется на способности горячей массы синтезированного продукта к макроскопическому течению. Было показано, что для композитной нанокерамики такая деформация может осуществляться лишь в характерном температурном диапазоне от температуры горения до температуры живучести, выше которой материал обладает еще способностью к пластическому деформированию, а ниже затвердевает и теряет свои пластические свойства. Сама же способность к макроскопическому течению зависит как от уровня реологических свойств (предела текучести, сдвиговой и объемной вязкости), так и от влияния на них структурных процессов (рост и коагуляция зерен), отверждения и условий деформирования.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ В ЦЕЛЛЮЛОЗНЫХ МАТРИЦАХ

Базанов А.В., Падохин В.А., Кочкина Н.Е.

*Институт химии растворов им. Г.А. Крестова РАН, 153045 г. Иваново,
ул. Академическая, д.1. bazanov@hotmail.ru*

PRODUCTION OF NANOSTRUCTURED METAL OXIDE POWDER IN THE CELLULOSE MATRIX

Bazanov A.V., Padohin V.A., Kochkina N.E.

G.A. Krestov Institute of Solution Chemistry, Ivanovo, 153045, st. Academic, 1. bazanov@hotmail.ru

Высокотемпературная керамика на основе тугоплавких оксидов металлов сегодня находят всё более широкое применение в самых различных отраслях промышленности: в авиации, космонавтике, в медицине, в химической индустрии, в атомной энергетике и др. Применение в технологиях высокотемпературной керамики наноразмерных и наноструктурированных частиц тугоплавких оксидов металлов позволяет резко улучшить её специальные функциональные и конструкционные свойства.

Одним из весьма перспективных методов получения наноразмерных частиц тугоплавких оксидов металлов является термолиз различных полимерных систем, содержащих соли этих металлов. Среди полимерных систем, используемых в качестве специфической матрицы-темплата для наночастиц оксидов металлов следует особо выделить гидратированные целлюлозные волокна. Достоинство целлюлозных волокон состоит в том, что их производят из относительно дешёвого, доступного, ежегодно возобновляемого растительного сырья. Кроме того, методы получения на их основе волокнистых тугоплавких оксидов металлов просты, технологичны и безотходны.

Термические методы получения волокнистых пространственно – организованных наноразмерных частиц тугоплавких оксидов металлов включают в себя, как правило, несколько стадий: приготовление растворов солей металлов, пропитку солями волокнистых материалов, сушку соледержащих волокнистых прекурсоров и их последующую термическую обработку. В качестве основы для получения волокнистых наноразмерных частиц тугоплавких оксидов металлов могут быть использованы: отдельные волокна, нити, шнуры, ткани с различным переплетением волокон, нетканые материалы, а также отходы переработки волокнистых материалов (например, так называемая путанка). Различная пространственная структура волокнистых материалов открывает широкие возможности для получения волокноподобных наноразмерных частиц тугоплавких оксидов металлов с заданной структурной организацией.

Предложены новые высокоинтенсивные способы механохимической модификации целлюлозы в волновых и импульсно - волновых реакторах. Рассмотрено влияние концентрации солей металлов в растворах на процессы пропитки целлюлозных волокон и выявлен диапазон оптимальных значений этих концентраций (на примере хлоридов и нитратов). Показано, что оптимальными для проведения процесса пропитки являются температуры в диапазоне 17-30 °С.

Выявлено, что использование волновых резонансных воздействий позволяет значительно (на порядок и более) уменьшить время пропитки гидратированных целлюлозных волокон солями металлов. Выявлены механизмы формирования оксидов металлов из соледержащих волокнистых целлюлозных материалов.

Предложены новые высокоэффективные механохимические способы управления элементарными процессами формирования нанодисперсного состава волокноподобных частиц тугоплавких оксидов. На стадии разработки находятся принципиально новые импульсно-волновые резонансные способы пропитки целлюлозных волокон, совмещённые с их механохимической модификацией и волновые реакторы нового поколения для их реализации.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

*Российская Федерация, Научно-исследовательский физико-технический институт
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского (НИФТИ ННГУ),
boldin@nifti.unn.ru*

EFFECT OF HEATING RATE ON THE SINTERING OF NANO-AND ULTRAFINE POWDERS OF ALUMINUM OXIDE

Boldin M.S., Saharov N.V., Nokhrin A.V., Chuvildeev V.N.

The aim of the work is experimental and theoretical study of the characteristics of the process of Spark Plasma Sintering of nano-and ultrafine powders of aluminum oxide and, in particular, the study of the effect of accelerating the sintering of nanostructured and nanocomposite ceramics based on aluminum oxide.

Целью работы является экспериментальное и теоретическое исследование особенностей процесса высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания («Spark Plasma Sintering») нано- и ультрадисперсных порошков оксида алюминия и, в частности, изучение эффекта ускорения спекания наноструктурированных и нанокomпозиционных керамик на основе оксида алюминия.

В качестве объектов исследования в работе выступали ультрадисперсный порошок - Al_2O_3 дисперсностью 0.85-1.0 мкм («Alfa Aesar, A Johnson Matthey Company») и нано порошок $\alpha-Al_2O_3$ дисперсностью 100 нм («Taimei Chemicals Co., Ltd»). Электроимпульсное плазменное спекание порошка проводилось на установке Dr. Sinter SPS-625 «SPS SYNTEX, INC.». Скорость нагрева (V_n) варьировалась от 10 до 750 °С/мин, давление в процессе спекания ($P_{пресс}$) изменялось от 26 до 70 МПа. Спекание проводилось в вакууме (5 Па). Температура процесса спекания контролировалась оптическим пирометром, сфокусированным на поверхности графитовой пресс-формы с внутренним диаметром 12 мм. Максимальная температура – температура спекания ($T_{спек}$) лежала в интервале 1150÷1460 °С. Изотермическая выдержка при $T_{спек}$ отсутствовала.

Анализ экспериментальных результатов показал, что компактирование порошков Al_2O_3 методом ЭИПС до плотностей близких к теоретическому значению происходит при пониженных температурах (на $300 \div 400$ °С ниже чем при традиционных методах спекания). Важно отметить, что в процессе высокоскоростного нагрева наблюдается аномальный рост зерен.

Как показано в [1], процесс спекания частиц может контролироваться процессами поверхностной диффузии, объемной диффузии с поверхности частиц к перемычке, переносом через газовую фазу, зернограничной диффузией, объемной диффузией от границы зерна к поре и пластической деформацией. Все указанные механизмы приводят к образованию и росту перемычки между частицами, однако к уплотнению спекаемого порошка приводит только зернограничная диффузия, объемная диффузия от границы зерна к поре и пластическая деформация.

В соответствии с [2] процесс спекания нано- и ультрадисперсных материалов контролируется кинетикой процесса зернограничной диффузии.

Для объяснения наблюдаемых закономерностей в работе предложена качественная модель эффекта ускорения спекания нано- и ультрадисперсных порошков, основанная на представлениях теории неравновесных границ зерен (ТНГЗ) [3].

В соответствии с [3], при введении решеточной дислокации с вектором Бюргерса b в кристалле возникает избыточный объем, локализованный в области ядра дислокации. В процессе роста зерна движущаяся граница замедляет находящиеся в объеме зерен решеточные дислокации. Величина избыточного свободного объема границы ($\Delta\alpha$) пропорциональна суммарной плотности дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН) и их скользящих компонент делокализованных дислокаций. Избыточный свободный объем, первоначально локализованный в ядре дислокации с течением времени «размывается» по границе со скоростью диффузионного разбегания компонент делокализованных дислокаций. Соотношение интенсивностей накопления и ухода ДОН и их скользящих компонент определяет стационарную плотность дефектов и величину избыточного свободного объема границы в конкретный момент времени.

В соответствии с [3], величина коэффициента зернограничной диффузии (D_b) является функцией величины избыточного свободного объема границы и при расчетах вместо равновесной величины D_b необходимо использовать коэффициент диффузии по неравновесным границам зерен:

$$D_b^* = D_b \exp(\Delta\alpha / \alpha_b), \quad (1)$$

где α_b – численный коэффициент.

Применим описанные выше принципы ТНГЗ к описанию эффекта ускорения спекания при высоких скоростях нагрева порошковых материалов.

Плотность дислокаций, присутствующих в частицах порошка в исходном состоянии зависит от размера частиц, а также от технологии их получения и предварительной обработки. В процессе спекания, при росте частиц, их движущиеся границы замедляют находящиеся в объеме дислокации. Если интенсивность накопления ДОН на границах превышает интенсивность их ухода вследствие процесса диффузионной аккомодации, то следует ожидать увеличения свободного объема, величина которого тем больше, чем больше разность интенсивностей накопления и ухода. Увеличение свободного объема границы приводит к экспоненциальному увеличению коэффициента зернограничной диффузии (см. (1)), контролирующего процессы уплотнения при спекании, и как следствие, ускорение процесса спекания.

Рассмотрим следствия, вытекающие из предложенной качественной модели.

Во-первых следует отметить, что эффект ускорения спекания будет наблюдаться для порошковых материалов с некоторым оптимальным начальным размером частиц (R_{opt}), соответствующим, очевидно, субмикронному интервалу размеров частиц (0.2-1 мкм). В случае нанопорошков ($R \ll R_{opt}$) плотность дислокаций в кристаллической решетке исчезающе мала, и несмотря на высокую миграционную подвижность границ зерен в наноматериалах, связанную с большой величиной удельной поверхностной энергии границ зерен, эффекта ускорения зернограничной диффузии наблюдаться не будет, а снижение характерных времен и температур спекания связано только с уменьшением характерного масштаба диффузионного массопереноса, пропорционального размеру частиц.

В случае же спекания обычных микронных порошков, обладающих относительно малой подвижностью границ зерен, следует ожидать, что интенсивность процесса диффузионной аккомодации будет существенно выше интенсивности потока дислокаций, замедляемых

мигрирующей границей. В этом случае следует ожидать, что величина коэффициента зернограницной диффузии будет соответствовать своему равновесному значению, а сам процесс спекания будет подчиняться традиционным кинетическим законам залечивания пор.

Таким образом, для реализации эффекта ускорения спекания с помощью специально выбранных режимов синтеза и последующей обработки, необходимо получить порошок с оптимальным размером зерна (R_{opt}) и повышенной плотностью решеточных дислокаций.

Рассмотрим теперь влияние скорости нагрева (V_n).

Очевидно, что высокая скорость нагрева порошкового материала будет способствовать ограничению роста зерен вследствие уменьшения общего времени процесса спекания ($\tau \sim 1/V_n$).

В этом случае интенсивность потока решеточных дислокаций, пропорциональная потоку дислокаций (ρ_v) и скорости миграции границ зерен (V_m), бомбардирующих мигрирующую границу зерна – мала, а величина коэффициента зернограницной диффузии близка к своему равновесному состоянию.

В случае же малых скоростей нагрева возможны два варианта.

Если нагрев осуществляется до температуры превышающей температуру окончания аномального роста зерен ($T > T_0$), характеризующегося большой скоростью миграции границ зерен, то интенсивность процесса диффузионной аккомодации превосходит интенсивность потока дислокаций ($\Gamma \gg \Gamma^+$) и эффекта ускорения спекания вновь не наблюдается. Отметим, что этот случай также может реализовываться при спекании порошков с добавками частиц – стабилизаторов, сдерживающих рост зерен, или легирующих элементов, уменьшающих величину коэффициента зернограницной диффузии (например, $Al_2O_3 + MgO$).

Если же нагрев осуществляется до температур соответствующих области протекания аномального роста зерен, то следует ожидать существенного увеличения коэффициента зернограницной диффузии и, как следствие, уменьшение температуры спекания.

Проведенный качественный анализ показывает, что существует оптимальная скорость нагрева ($V_{opt} \sim 10^2$ °C/мин) при которой скорость миграции достаточно велика для поддержания потока дислокаций приходящих на границу, а разность интенсивностей накопления и ухода ДОН обеспечивает избыточный свободный объем, ускоряющий зернограницную диффузию и процесс спекания в целом.

Таким образом, скорость нагрева определяет кинетику спекания порошковых материалов, позволяя, при оптимальном значении V_n , существенно снизить температуру спекания и получить керамику с плотностью близкой к теоретической.

1. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – 2-е изд., перераб. и доп. - М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1984. – 312 с.

2. Альмов М.И., Тихомиров С.А., Аверин С.И., Коробанов А.А., Бедов С.С. Кинетика спекания нанопорошков. Физика и химия обработки материалов. - 2006. - N 5. - С. 55-61 .

3. Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 304 с.

МНОГОЦИКЛИЧНОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ НАНОПОРОШКОВ В РАМКАХ МЕТОДА ГРАНУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б., Лукьяшин К.Е.

Россия, Институт электрофизики УрО РАН, E-mail: grey@iep.uran.ru

MULTI-CYCLIC COMPACTION OF NANOPOWDERS WITHIN GRANULAR DYNAMICS METHOD

Boltachev G.Sh., Volkov N.B., Lukyashin K.E.

Multi-cycle compaction processes have been studied by the granular dynamics method. The processes of uniaxial and uniform compaction have been simulated in 3D geometry. Model systems are monodisperse with particle size from 10 to 50 nm. The interaction laws of particles involve: the elastic repulsion (a modification of the Hertz law), the Cattaneo – Mindlin friction forces, and the dispersion Van der Waals – Hamaker forces of attraction. Taking into account the dispersion forces ensures the correct description of nanopowder behavior and, in particular, gives the size effect in the compaction processes. During a multicycle compaction process a powder system is repeatedly subjected to a quasistatic rise of the

outside pressure p up to fixed level and a subsequent unloading to $p = 0$. Preceding simulations in 2D geometry discovered a high efficiency of such a compaction process. It was shown that the multicycle compaction, under certain conditions, resulted in compact densities, which approached the close packing of particles. Here we have studied the dependences of unloading density (at $p = 0$) on the number (N) of "loading – unloading" cycles, and obtained the asymptotic values of the densities in the limit of large N .

Прессование нанопорошков является одним из обязательных этапов изготовления наноструктурированных материалов методами порошковой металлургии [1]. Получение прочной керамики требует, чтобы исходные заготовки были скомпактированы до высоких значений относительной плотности. Из экспериментальных исследований, однако, известно наличие размерного эффекта в процессах холодного компактирования нанопорошков: с уменьшением размера частиц уплотняемость порошка снижается [2, 3]. Таким образом, высокую актуальность в настоящее время имеет изучение различных способов прессования нанопорошков и поиск путей повышения эффективности данных процессов.

В настоящей работе посредством метода гранулярной динамики изучаются квазистатические процессы многоциклического компактирования оксидных нанопорошков. Взаимодействие частиц включает силы упругого отталкивания, силы "трения" касательные к плоскости контакта, а также силы дисперсионных притяжений Ван-дер-Ваальса. Все свободные параметры теоретической модели определены по экспериментальным данным об одноосном компактировании нанопорошков на основе оксида алюминия. Экспериментально и теоретически (в рамках развитой модели) изучены процессы одноосного и всестороннего компактирования. Вопреки предсказаниям традиционных феноменологических теорий, численный и натуральный эксперименты взаимосогласованно выявили слабую чувствительность нанопорошков к геометрии внешнего нагружения.

Моделируются процессы многоциклического компактирования, когда система многократно нагружается до заданного уровня по давлению с последующей полной разгрузкой. Изучается зависимость разгрузочной плотности компакта от количества (N) циклов "нагружение – разгрузка", оцениваются асимптотические плотности в пределе больших N . Обнаружена достаточно высокая эффективность такой организации процесса в случае одноосного компактирования. Здесь в гипотетическом пределе неограниченного количества циклов "нагружение-разгрузка" и высоких уровней давления могут быть достигнуты плотности близкие к максимальной плотной упаковке сфер в пространстве. В случае всестороннего компактирования эффективность многоциклического процесса существенно ниже: дополнительные циклы "нагружение-разгрузка" относительно слабо влияют на плотность компактов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 12-08-00298-а.

1. Алымов М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. М.: Наука, 2007. - 169 с.

2. Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б., Кайгородов А.С., Лознухо В.П. Особенности одноосного квазистатического компактирования оксидных нанопорошков // Российские нанотехнологии. 2011. Т. 6, № 9-10. С. 125-130.

3. Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б. Моделирование процесса компактирования нанопорошков в рамках гранулярной динамики // ЖТФ. 2011. Т. 81, вып. 7. С. 18-29.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Al-Cu-Fe

Брянцев П.Ю., Самошина М.Е.

*Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСЦ»,
p_bryant@rambler.ru*

EFFECT OF MECHANICAL MILLING ON MICROSTRUCTURE OF QUASICRYSTALLINE ALLOY Al-Cu-Fe

Bryantsev P.Yu., Samoshina M.E.

Stable quasicrystals Al-Cu-Fe can be subjected to high energy treatment in order to grind them up and then use as nano-reinforcers of aluminum composite materials. Mechanical milling of alloy Al -

40 wt.% Cu - 17 wt.% Fe were carried out in a planetary ball mill. Granules with an average size of 35-40 μm and the fine internal microstructure are formed. Mechanical milling after preliminary heat treatment at temperatures 750 $^{\circ}\text{C}$ leads to the fact that the quasicrystalline phase is ground more than in the case of mechanical milling of cast alloy. Heat treatment leads to a more perfect quasicrystalline structure of the phase and the partial formation of quasicrystalline phase of another composition.

В работе отливки сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe (Al – 25 ат.% Cu – 12,5 ат.% Fe) размером 200x30x15 мм были получены литьем в графитовую изложницу с температуры 1250 $^{\circ}\text{C}$. Плавку вели в печи Nabertherm в графито-шамотном тигле в воздушной атмосфере. Дифрактометрический анализ проводили на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE фирмы Bruker (Германия). Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Axiovert 200 MMAT и сканирующем электронном микроскопе Philips.

Механическое легирование предварительно измельченных отливок сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe проводили в планетарной шаровой мельнице Retsch PM400 в атмосфере аргона. Механическому легированию подвергали сплавы, как в литом состоянии, так и после отжига при 750 $^{\circ}\text{C}$.

В результате механического легирования формируются гранулы со средним размером 35-40 мкм и тонкодисперсной внутренней структурой (рис. 1).

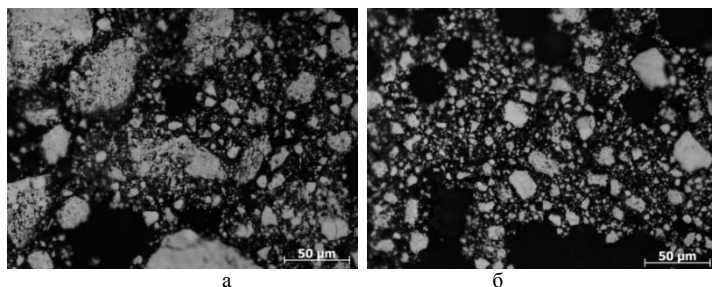


Рис. 1. Гранулы Al - 40 % Cu - 17 % Fe после механического легирования в течение 3 часов: а) литой материал; б) после предварительной термообработки.

Таблица 1. Размер ОКР фаз AlCu(Fe) и Al₆₅Cu₂₀Fe₁₅

Состояние	Фаза	Размер ОКР, нм
Литое	AlCu(Fe)	62
	Al ₆₅ Cu ₂₀ Fe ₁₅	90
Отжиг, 750 $^{\circ}\text{C}$	AlCu(Fe)	114
	Al ₆₅ Cu ₂₀ Fe ₁₅	105
Механическое легирование, литое		
2 ч	AlCu(Fe)	15
3 ч		11
2 ч	Al ₆₅ Cu ₂₀ Fe ₁₅	26
3 ч		19
Механическое легирование, отжиг 750 $^{\circ}\text{C}$		
2 ч	AlCu(Fe)	17
3 ч		11
2 ч	Al ₆₅ Cu ₂₀ Fe ₁₅	15
3 ч		8

Об измельчении фазовых составляющих можно судить по изменению размера областей когерентного рассеяния (таблица 1). После механического легирования размер ОКР у обеих фаз (кристаллической и квазикристаллической) уменьшается по сравнению с исходным состоянием. Если не проводить предварительную термообработку перед механическим легированием, то величина ОКР квазикристаллической фазы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ больше, чем у фазы $AlCu(Fe)$, так же как и в исходном состоянии. С увеличением времени механического легирования эта зависимость не изменяется, происходит лишь большее измельчение фаз. После 2 ч механического легирования размер ОКР фазы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ составляет примерно 25 нм, а после 3 ч – 19 нм.

Механическое легирование после предварительной термообработки при температуре 750⁰С приводит к тому, что квазикристаллическая фаза измельчается сильнее, чем в случае механического легирования литого сплава. Размер ОКР квазикристаллической фазы после механического легирования в течение 2 ч составляет 15 нм, в течение 3 ч – 8 нм. Как было показано обнаружено, термическая обработка приводит к формированию более совершенной структуры в квазикристаллической фазе и частичному формированию квазикристаллической фазы другого состава $Al_{13}Cu_4Fe_3$. Как известно, в квазикристаллах практически невозможно скольжение дислокаций, следовательно, сильно снижена способность к пластической деформации. Поэтому большая часть энергии механического легирования идет на разрушение и измельчение квазикристаллической фазы.

Таким образом, предварительная термическая обработка сплава $Al - 40 \text{ масс.}\% \text{ Cu} - 17 \text{ масс.}\% \text{ Fe}$ с целью трансформации квазикристаллической структуры позволяет ускорить процесс измельчения фаз при механическом легировании

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-1691.2013.8.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОЙ КОРУНДОВОЙ КЕРАМИКИ, ЕЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ

Витязь П.А.¹, Ульянова Т.М., Шевченко А.А., Степкин М.О., Титова Л.В.

¹ *Президиум НАН Беларуси,*

² *Беларусь, Институт общей и неорганической химии НАН Беларуси, ulya@igic.bas-net.by*

³ *Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, alexshev56@mail.ru*

NANOSTRUCTURED CORUNDUM CERAMICS FORMATION, PROPERTIES AND DESTRUCTION

Vitiaz P.A., Ulyanova T.M., Shevchenok A.A., Stenkin M.O., Titova L.V.

¹ *Presidium of NAS of Belarus,*

² *Institute of General and Inorganic Chemistry of NAS of Belarus, ulya@igic.bas-net.by,*

³ *Powder Metallurgy Institute of NAS of Belarus, alexshev56@mail.ru*

The influences of nanostructured alumina with magnesia powders on structure and physical-mechanical properties of the composite ceramics based on alumina industrial powder have been investigated. The samples of ceramics have been prepared from micron alumina powder with nanostructured fibrous powder $Al_2O_3 - MgO$ in ratio (wt.%) from 99,0:1,0 to 85,0:15,0 by mixing in planetary-type mill and static uniaxial pressing with the effort 300 - 500 MPa, and annealing at the temperature 1600-1700⁰С.

The ceramics modified by active nanostructured powders had the higher level of properties in 1,5 - 2,0 times than ceramics from pure micron alumina powder.

Оксид алюминия является одним из широко используемых порошков для получения керамических материалов. Он обладает высокой прочностью, которая сохраняется при высоких температурах, химической стойкостью, твердостью, низкой электропроводностью. Изделия из него широко применяют во многих областях техники: Однако термическая стойкость корунда невысокая, он обладает повышенной хрупкостью. Кроме того, при использовании промышленных порошков корунда и традиционных технологий изделия имеют крупнозернистую структуру с неравномерно распределенными по объему зёрнами, что ухудшает эксплуатационные характеристики изделий. Для создания более совершенной структуры и

повышения механических свойств материала вводят в порошок различные упрочняющие добавки или применяют новые нередко сложные технологии консолидации керамики.

Целью настоящей работы было изучение модифицирования микроструктуры корундовой керамики и повышения ее эксплуатационных характеристик путем совместного механохимического активирования промышленных микронных корундовых порошков с наноструктурными активными порошками состава $Al_2O_3 - MgO$ и применением классической технологии порошковой металлургии.

Для приготовления образцов использовали корундовый порошок марки М1, содержащий не менее 50% частиц размером 1 мкм. Модифицирующими компонентами были наноструктурные волокнистые порошки Al_2O_3 , содержащие 0,5 мол. % MgO . Порошки синтезировали по методике, разработанной ранее [1]. Они имели различную кристаллическую структуру: θ - и α - Al_2O_3 и физико-химические свойства. Их насыпная плотность равнялась 0,45 и 0,55 г/см³, пикнометрическая плотность соответственно составляла 3,23 и 3,75 г/см³, удельная поверхность – 100 и 35 м²/г, а открытая пористость – 85 и 70 %. Волокнистые порошки представляли собой белые иглообразные частицы длиной 0,5-1,0 мкм, состоящие из нанозерен оксидов размером от 10 – 15 нм в случае θ - Al_2O_3 и 45,0-50,0 нм. у α -фазы оксида алюминия [2]. Соотношение исходного порошка М1 и модификаторов изменялось от 99 :1 до 85 :15 мас. %. Смеси порошков размалывались в планетарной мельнице с агатовым барабаном и шарами, затем методом одноосного статического прессования формовали заготовки, которые отжидали по заданному режиму в диапазоне температур 1600 - 1700°С. У полученных керамических образцов исследовали кристаллическую и микроструктуру, а также определяли плотность, пористость, влагопоглощение, микротвердость, прочность при сжатии и изгибе.

Таблица. Физико-механические свойства керамических материалов

№	СОСТАВ	ρ , цилиндры г/см ³	П, %	W, %	Hv, ГПа	$\sigma_{сж}$, цилиндры, МПа	ρ , балки г/см ³	$\sigma_{изг}$, балки, МПа
1	М1	3,76	0,2	0,04	16,0	1003	4,01	169,3
2	М1 +1% θ - Al_2O_3	3,75	0,2	0,04	16,1	991	3,75	193,1
3	М1 +5% θ - Al_2O_3	3,79	0,4	0,11	16,2	1033	3,79	216,1
4	М1 +10% θ - Al_2O_3	3,78	0,3	0,07	15,8	997	3,85	210,7
5	М1 +15% θ - Al_2O_3	3,77	0,2	0,05	15,9	1005	3,85	203,5
6	М1 +1% α - Al_2O_3	3,78	0,3	0,09	17,1	999	3,78	176,4
7	М1 +5% α - Al_2O_3	3,85	0,2	0,05	16,8	1363	3,86	211,8
8	М1 +10% α - Al_2O_3	3,90	0,1	0,03	16,7	1462	3,88	219,6
9	М1 +15% α - Al_2O_3	3,85	0,3	0,08	16,6	1350	3,99	248,3

Исследование процессов механоактивирования и консолидации компонентов показало, что в процессе помола смеси промышленного и наноструктурных порошков происходило не только равномерное распределение микро- и наночастиц между макропорами и промежуткам микрочастиц α -корунда и его агломератов, но и активирование поверхности частиц порошка. При формовании получались компактные заготовки, а после спекания – плотные керамические образцы. При помоле и формовании образцов кристаллическая структура материала сохранялась.

В процессе термообработки частицы порошка спекались. Усадка образцов из промышленного порошка после их отжига при 1700°С составляла в среднем 15,0%. При

введении активного модификатора со структурой θ - Al_2O_3 усадка несколько увеличивалась до 17 %. Это объясняется высокой удельной поверхностью и пористостью модификатора. В случае использования в качестве активного наполнителя α - Al_2O_3 , усадка образцов практически не отличалась от таковых при консолидации промышленного порошка корунда.

Влияние наноструктурных модификаторов возрастало с увеличением их содержания в смеси, но отличалось в связи с их различной кристаллической структурой и свойствами. Модификатор θ - Al_2O_3 несколько понижал плотность керамики, но повышал ее пластичность при деформации. Введение модификатора α -фазы повышало как механические свойства, так и пластичность материала, коэффициент сопротивления деформации возрастал от 7% до 19%. Свойства корундовой и модифицированной керамики представлены в таблице.

Электронно-микроскопическое исследование керамики показало, что активные наночастицы вызывали в керамическом материале процесс рекристаллизации θ - Al_2O_3 в виде однонаправленных прямоугольных пластинок, расположенных по вертикали, что создавало внутренний упрочняющий каркас в материале.

В процессе деформации керамических образцов при сжатии от цилиндра по окружности откалывались осколки, но полного разрушения не происходило. В результате деформации искажалась кристаллическая структура, что отражалось на рентгенограммах в виде инверсии интегральной интенсивности рефлексов кристаллической ячейка α -корунда.

В целом, наноструктурные модификаторы θ - и α - Al_2O_3 повышают пластичность керамического материала, его устойчивость к деформации при нагружении, они инициируют формирование плотной однонаправленной столбчато-пластинчатой структуры в объеме материала, что повышает физико-механические свойства корундовой керамики.

Литература:

[1] Т.М. Ульянова, Н.П. Крутько, Л.В. Титова, Сборник материалов Третьей международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», М: Интерконтакт Наука, 2009, т.1, с.423-424.

[2] Ульянова Т.М., Н.П. Крутько, Титова Л.В., Медиченко С.В. // Сборник материалов IV Международной научной конференции «Физико-химические основы формирования и модификации микро - и наноструктур». 2010. Харьков: НФТЦ МОН и НАН Украины. Т. 2. С. 412-417.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Витязь П.А., Гайко В.А., Позылова Н.М., Пынкин А.М.

*Беларусь, Президиум НАН Беларуси, e-mail: mlk-z@mail.ru
Беларусь, ГНПО «Центр» НАН Беларуси, e-mail: centrmash@mail.belpak.by*

STRUCTURE AND PROPERTIES FORMATION OF THE SURFACES AT PLASMA TREATMENT OF CHROME-NICKEL POWDERY MATERIALS Vityaz P.A., Gaiko V.A., Pozylova N.M., Pynkin A.M.

The investigations have been made on the structure and physical and mechanical properties of nickel-chromium alloys after plasma cutting by the flows of different value.

Для исследования процессов формирования структур и свойств хромоникелевых порошковых материалов рассматривали влияние плазменного воздействия на параметры качества поверхностного слоя [1]. Изучались образцы из хромоникелевых порошковых материалов после плазменного раскроя потоками недостаточной, избыточной и рациональной интенсивности.

Исследования показывают, что управляя термомеханическими процессами и регулируя устойчивость обработки, можно получать рациональные параметры качества при формировании поверхности.

Изменения физико-механических свойств при нагреве хромоникелевых сплавов обусловлены сложными превращениями тонкой кристаллической структуры. В исходном

состоянии хромоникелевый порошковый материал представляет собой смесь боридной и карбидной фаз высокой степени дисперсности (содержание их может достигать 40%), равномерно распределенных в матрице, представляющей собой γ -твердый раствор с ГЦК-кристаллической решеткой на основе никеля.

При нагреве поверхностного слоя образцов визуально заметных изменений в микроструктуре покрытия не происходит. Однако изменение микротвердости, наблюдаемое также при изохронном отжиге, свидетельствует о протекании структурных превращений в покрытии с увеличением температуры.

Это подтверждается изменением параметра d кристаллической решетки γ -фазы при нагреве материала в интервалах 350...550 и 650...1050°C. Снижение микротвердости в области температур 650...1050°C отражает обеднение γ -фазы легирующими компонентами и приближение параметра ее кристаллической решетки к периоду решетки чистого никеля.

Такого рода изменения при нагреве происходят, например, в твердых растворах нержавеющей стали аустенитного класса и свидетельствуют о выделении из твердого раствора вторичных фаз типа Me_2C_6 . Поэтому можно заключить, что в исследуемом покрытии происходит распад γ -твердого раствора и выделение боридов и карбидов при температурах более 650°C, а затем процесс термической гомогенизации при 950°C и выше. Незначительное снижение микротвердости после нагрева до 350...550°C связано, по-видимому, с выделением из твердого раствора кремния, а также с перераспределением его атомов и закалочных вакансий в кристаллической решетке.

В γ -твердом растворе бориды никеля являются преобладающей структурной составляющей, относительно которой изучаемый материал можно рассматривать как эвтектический. Вследствие низкой температуры эвтектики при большой мощности нагрева происходит интенсивное растворение боридов никеля в γ -твердом растворе.

В тех случаях, когда температуры нагрева превышают рациональные, наблюдается огрубление структуры за счет рекристаллизации и появления дендритных включений. Увеличивая скорость нагрева, можно сдвинуть допустимый нагрев до 1100...1150°C. При нагреве материала из ПГ-CP4 твердость снижается в среднем на 1...1,5 HRC, на каждые 10°C при скорости нагрева 20 град/с и до 3 HRC, при скорости 5 град/с.

Таким образом, изменения физико-механических свойств хромоникелевых сплавов при нагреве определяются легированностью матрицы, и как следствие этого, соотношением избыточных фаз и γ -твердого раствора на основе никеля. Структурные превращения при плазменном воздействии существенно зависят не только от температуры, но и от скорости нагрева.

Литература

1. Vitiaz, P.A. Laser-Plasma Techniques in Computer-Controlled Manufacturing / P.A.Vitiaz., M.L.Kheifetz., S.V.Koukhita. – Minsk: Belorusskaya nauka, 2011. – 164 p.

РАЗРАБОТКА СПОСОБА ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ

Гвоздев А.Е., Аверьянов Р.В., Сергеев Н.Н.

*Россия, «Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого»
rail130@mail.ru*

С использованием комплексного подхода, включающего методы оптимального планирования, математического моделирования и высокотемпературных механических испытаний и обеспечения качества продукции в производственном процессе исследованы изменения критериев сверхпластичности и характеристик механических свойств порошковой стали стали Р6М5-МП.

Разработаны адекватные термомеханические модели изменения ресурса деформационной способности, прочности и твердости при осадке цилиндрических образцов из стали Р6М5-МП в исследуемых температурно-скоростных полях с учетом рекомендаций [1].

Построены температурно-скоростные карты деформационной способности и прочности. Исследована твердость образцов после изотермического сжатия. Рассчитаны температурные координаты экстремальных значений исследуемых величин. Определены условия повышенной

пластичности сверхпластичности. На основании анализа исследований различных авторов, разработан способ термопластической обработки быстрорежущей стали [2,3].

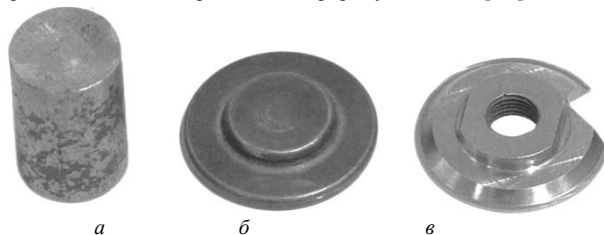


Рисунок 1 – Дисковые резцы из стали Р6М5–МП, полученные в условиях сверхпластического деформирования: *а* – исходная заготовка; *б* – заготовка после СПД; *в* – резец

Установлено, что деформирование в определенных режимах образцов из стали Р6М5 происходит при изотермическом сжатии в состоянии предпревращения ниже температуры диффузионного фазового $\alpha - \gamma$ перехода в интервале температур экстремального изменения исследуемых критериев. Температурный интервал состояния предпревращения изменяется от 800 до 826. Этот температурный интервал рекомендован для получения заготовок металлорежущих дисковых резцов (рисунок 1) изотермической осадкой в температурном интервале состояния предпревращения стали Р6М5–МП перед диффузионным фазовым переходом первого рода.

Технологический процесс получения дисковых резцов из стали Р6М5–МП включает в себя следующие технологические операции: отрезку заготовок из стали Р6М5–МП; нанесение на заготовки защитно-смазочного покрытия; сушку покрытия; нагрев заготовок и проведение пластической деформации в два этапа со скоростью деформации на 1-м этапе 10^{-4} с^{-1} и на втором 10^{-2} с^{-1} ; снятие защитно-смазочного покрытия; контроль размеров заготовки; отделочные операции.

Заготовки дисковых резцов из стали Р6М5–МП получали в изотермическом штампе на гидравлическом прессе ПА 2634 с усилием 2,5 МН и регулируемой скоростью движения ползуна. После деформирования в состоянии предпревращения заготовки дисковых резцов не имеют обезуглероженного слоя. Обычная штамповка при высокой температуре позволяет изготовить лишь заготовки несложной формы из труднодеформируемых быстрорежущих сталей. Способ получения дисковых резцов из стали Р6М5–МП в состоянии предпревращения защищён патентом, который позволяет повысить коэффициент использования металла, снизить расход энергоресурсов и увеличить стойкость инструмента в 1,5–2,0 раза [4,5].

Список литературы

1. Комплексный подход к исследованию экстремальных эффектов и сверхпластичности в металлических системах: монография / А.Е. Гвоздев, И.В. Тихонова, О.В. Кузовлева и [др.]. – Тула: Издательство ТулГУ, 2011. – 114 с. ISBN 978–5–7679–1904–8
2. Пат. 2005117663/02 (2287593) Российская Федерация, РСТ. / Способ обработки быстрорежущей стали / М.Х. Шоршоров, А.Е. Гвоздев, О.В. Кузовлева, Р.В. Аверьянов [и др.]; – № 2005117663/02; заявл. 07.06.2005; опубл. 20.11.2006, Бюл. № 32 – 5 с.: ил.
3. Пат. 2007107236/02 (2337977) Российская Федерация, РСТ. / Способ обработки быстрорежущей стали / М.Х. Шоршоров, А.Е. Гвоздев, О.В. Кузовлева, Р.В. Аверьянов [и др.]; – № 2007107236/02; заявл. 26.02.07; опубл. 16.05.08, Бюл. № 31 – 5 с.: ил.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ КОМПАКТИРОВАНИЯ НАНО- ZrO_2 -WC МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ С ПРЯМЫМ ПРОПУСКАНИЕМ ТОКА

Геворкян Э.С., Мельник О.М.

Украина, Украинская государственная академия железнодорожного транспорта,
e-mail: melnik@ro.ru

THE OBSERVATION OF POSSIBILITY OF NANO- ZrO_2 -WC COMPACTION BY HOT PRESSING WITH THE TRANSMISSION OF HIGH CURRENT

Gevorkyan E.S., Melnik O.M.

Ukraine, Ukrainian State Academy of Railway Transport
e-mail: melnik@ro.ru

The structures, processes of shrinkage and phase composition of the compact system ZrO_2 -WC, obtained by hot pressing with the transmission of high-current, are viewed in the article. Found that as a result of compaction are uniform density distribution, the optimal mode of consolidation of the ZrO_2 -WC-ceramics are $T = 1300 \dots 1400$ °C, $P = 30$ MPa, $t = 2$ min. These conditions allow us to achieve the best combination of ceramic properties by criteria density and strength.

Относительно недавно большое внимание уделяется таким бинарным системам на основе диоксида циркония как ZrO_2 - TiB_2 , ZrO_2 - $TiCN$, ZrO_2 - SiC , ZrO_2 - TiN , ZrO_2 - TiC . Представляется перспективным также возможность компактирования системы на основе ZrO_2 с добавками WC. Предполагается, что исследование структурообразования данной системы позволит спрогнозировать оптимальное сочетание свойств керамики по критериям плотности и прочности (твёрдости и трещиностойкости).

При помощи установки горячего прессования с прямым пропуском тока (электроконсолидации). Установлено, что максимальная плотность, близкая к теоретической, образцов ZrO_2 -10 мас.% WC и ZrO_2 -20 мас.% WC достигается при температуре спекания 1300 °C и 1400 °C соответственно, при этом влияние времени выдержки на плотность менее существенно. При этом обнаружено, что максимальное давление необходимо прикладывать только при достижении максимальной температуры в прессовке (для полной дегазации сорбированных газов). Компакты, полученные при данном режиме характеризуются более мелкозернистой структурой (рис.1,а) по сравнению с образцами, нагрузка к которым прикладывалась в начале цикла спекания и оставалась постоянной (рис.5, б).

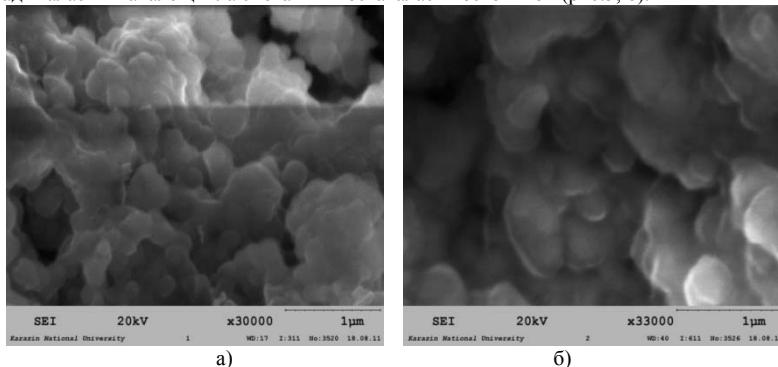


Рисунок 1 – Микроструктуры ZrO_2 -20 мас.% WC, спеченные при $T=1350$ °C и $P=30$ МПа, приложенном при выдержке (а) и $T=1350$ °C и $P=30$ МПа, приложенном в начале цикла спекания

В процессе исследования температурного поля при горячем прессовании исследуемых материалов с помощью одновременного введения нескольких термопар в разные точки матрицы и спекаемого изделия установлен значительный температурный градиент (градиент температур в центре пресс-формы и на поверхности - 70–100°С, по высоте пресс-формы, между геометрическим центром и плоскостью соприкосновения с охлажденными токоподводами - 1000°С). Таким образом, высокие градиенты температур внутри порошка активизируют потоки

дислокаций на границы зерен, а процесс процесс электроконсолидации обеспечивается таким образом, что на начальный этап характеризуется ускоренным уплотнением, а на последующих этапах – подавляется рост зерен.

Кроме того, высокая чистота исходного порошка, его узкий гранулометрический состав являлись причиной избегания аномального роста (превышение некоторыми зёрнами среднего размера) и однородности микроструктуры спекаемого материала. Последнее обстоятельство также характеризуется равномерным распределением плотности и, соответственно, микротвердости по диаметру образца, что позволяет получать материалы с высокими механическими свойствами и определяет ресурс службы керамических изделий.

Высокая прочность и вязкость разрушения керамики на основе диоксида циркония обусловлена наличием в керамике тетрагональной фазы, способной претерпевать превращение в моноклинную под действием механических напряжений на острие трещины с увеличением объема последней, что приводит к ее закрытию. Посредством рентгенофазового анализа обнаружено максимальное содержание тетрагональной фазы в компактах состава ZrO_2 -20 мас.% WC, что позволило получить высокое значение трещиностойкости $K_{Ic} = 7,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$

КОНСОЛИДАЦИЯ МИКРО- И НАНОПОРОШКОВ НИТРИДОВ ЖЕЛЕЗА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Гнедовец А.Г., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Ковалев Е.П.

*Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: agg@imet.ac.ru*

CONSOLIDATION OF IRON NITRIDES MICRO- AND NANOPOWDERS OBTAINED BY LOW- TEMPERATURE GAS NITRIDING

Gnedovets A.G., Alymov M.I., Ankudinov A.B., Zelensky V.A., Kovalev E.P.

High-nitrogen nickel-free steels with improved strength and corrosion-resistance properties can be produced from nitrogen-doped iron nanoparticles by powder metallurgy while saving expensive alloying elements (Ni, Mn, etc.). Nitriding of iron nanopowder (40-400 nm) was conducted in the flow of ammonia at atmospheric pressure (160-500°C, 10-300 min). Depending on the processing regimes, nanopowders of iron nitrides γ' -Fe₄N, ϵ -Fe₂₃N, ζ -Fe₂N were obtained. Complete nitriding of the Fe-nanopowder at 500°C was reached after ~90 min. As precursors for the creation of bulk consolidated materials the mixture of nitrogen-doped iron nanopowders obtained by low-temperature gas nitriding and micron-size carbonyl iron powder was used. Compacting and sintering of the powders was carried out for 10-20 min at a pressure of 300 MPa at temperatures of 450-550°C in hydrogen atmosphere. Depending on the regime of compacting and composition of the powder mixture, the relative density of the sintered samples was 80-94% and the nitrogen content was up to ~1 wt.%.

Перспективность использования азота для легирования сталей обусловлена тем, что азот позволяет повышать эксплуатационные свойства стали (прочностные свойства, коррозионную стойкость и др.), а также экономить дорогостоящие дефицитные легирующие элементы, такие как никель и молибден [1,2]. Особый интерес представляют безникелевые азотистые порошковые стали, которые применяются в биомедицине [3]. Высокоазотистые стали могут быть получены методами порошковой металлургии, например [4-6]. При производстве порошковых высокоазотистых сталей предварительно азотированный порошок с известным содержанием азота смешивается с необработанным порошком железа в пропорции, обеспечивающей желаемую концентрацию азота. В процессе горячего изостатического прессования нитридная фаза распадается, и азот частично выходит в окружающую среду, а также перераспределяется между азотированными и неазотированными частицами.

Синтез прекурсоров для азотирования – нанопорошков железа осуществлялся химико-металлургическим методом [7], который заключается в получении маловодных гидроксидов методом гетерофазного взаимодействия и их термообработке в восстановительной среде. Изменение температуры и длительности водородного восстановления позволяет получать железные нанопорошки разной дисперсности со средними размерами частиц от 40 до 400 нм.

Увеличение температуры (до 580°C) и времени (до 40 мин) процесса приводило к образованию более крупных частиц (до 400 нм) из-за процессов коалесценции и частичного спекания частиц.

Синтезированные нанопорошки железа быстро и эффективно азотируются в потоке аммиака атмосферного давления при температурах 160–500°C. В частности, в порошках с размером частиц 40 нм уже через 10 мин химико-термической обработки при 500°C содержание нитридных фаз железа составляло ~60 %. В зависимости от режимов обработки были получены нанопорошки нитридов железа различных фаз γ' -Fe₄N, ϵ -Fe_{2,3}N, ζ -Fe₂N с дисперсностью от 40 до 400 нм.

В данной работе в качестве прекурсоров для создания объемных консолидированных материалов использовались смеси синтезированных нанопорошков нитридов железа, полученных методом низкотемпературного газового азотирования [8], и микронного порошка карбонильного железа.

Содержание азота в легированных нанопорошках железа составляло 7,8 мас.%. Порошковая смесь (шихта) для прессования, состоящая из микрочастиц чистого железа и наночастиц его нитридов, приготавливалась в турбулентном смесителе таким образом, чтобы среднее содержание в ней азота было ~3 мас.%. Предкомпаки диаметром 14 мм и высотой 7–8 мм с относительной плотностью 65–76% изготавливались методом холодного одноосного прессования в разъемной цилиндрической матрице при давлениях 200–600 МПа. Одноосное спекание приготовленных образцов проводилось без использования пресс-формы в атмосфере водорода в течение 10–20 мин под давлением 300 МПа при температурах 450–550°C. Указанный температурный диапазон соответствовал разным степеням термического разложения нитридных фаз и выбирался на основании данных, полученных методом термогравиметрического анализа.

Проведен комплекс исследований химического состава, фазового и структурного состояний и механических свойств спеченных образцов. Установлено, что в зависимости от режимов компактирования и состава порошковой смеси относительная плотность компактов составляет 80–94%, а содержание азота достигает ~1 мас.%.

На основании исследования механизмов и физико-химических закономерностей спекания порошков под давлением определено влияние следующих факторов: дисперсности порошков в смеси и их химического состава, исходной плотности предкомпакта, температурного режима обработки, давления, продолжительности спекания и состава газовой атмосферы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, гранты 11-08-00743-а, 12-08-00838-а.

Литература

1. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом. Металловедение и термическая обработка металлов. 2000, № 12, с. 3-6.
2. Горьнин И.В., Мальшевский В.А., Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали. Вопросы материаловедения, 2009, № 3, с. 7-16.
3. Yang K., Ren Y. Nickel-free austenitic stainless steels for medical applications. Science and Technology of Advanced Materials, 2010, v. 11, 014105 (13pp).
4. Karsokas N.F., Rodrigues D., Filho F.A., Toro A., Tschiptschin A.P. Sintered high nitrogen stainless steel obtained using pre-mixed powders. Materials Science Forum, 2003, v. 416-418, p. 269-275.
5. Юровских А.С., Кардолина Н.И., Попов А.А., Печина Е.А. Структура и фазовый состав порошкового материала системы Fe-Cr-N, спеченного в различных газовых атмосферах. Технология металлов, 2009, № 9, с. 30-37.
6. Белянчиков Л.Н. Новые высокоазотистые коррозионностойкие инструментальные и быстрорежущие стали. Электротемаллургия, 2008, №6, с. 16-22.
7. Тругובה И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Тихомиров С.А. О закономерностях и условиях синтеза металлических нанопорошков. Цветные металлы. 2011, № 5, с. 47-52.
8. Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Гнедовец А.Г. и др. Низкотемпературное азотирование нанопорошков железа в атмосфере аммиака. XIX Менделеевский съезд по общей и прикладной химии. Сборник тез. докл. в 4 т. – Волгоград : ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – т. 3, с. 285.

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ НЕФТЕПЕРЕРАБОТКИ

Голушкова Е.Б., Ильин А.П.

Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, egol74@mail.ru

COMPOSITE MATERIALS ON THE BASE OF POWDERS OF METALS FOR PETROLEUM REFINING Golushkova E.B., Ilyin A.P.

The pyroforosity of composite materials on the basis of the powders Cu, Fe, Ni for use in processes of cleaning and oil refining is investigated.

Современные способы переработки нефти позволяют повысить выход бензиновых фракций до 75-80 %. При этом проблема качества получаемых нефтепродуктов все еще является актуальной. Часть вопросов связана с очисткой нефти от гетероорганических соединений. Интерес к нефтяным гетероатомным компонентам обусловлен их значительным негативным влиянием на процессы нефтепереработки, особенно каталитические, и качество нефтепродуктов. Теоретически возможно выделение таких соединений из нефти путем избирательной адсорбции на специально приготовленных композиционных материалах. К используемым материалам предъявляется ряд требований, среди которых безопасность при использовании в процессах очистки, ректификации, крекинга и риформинга.

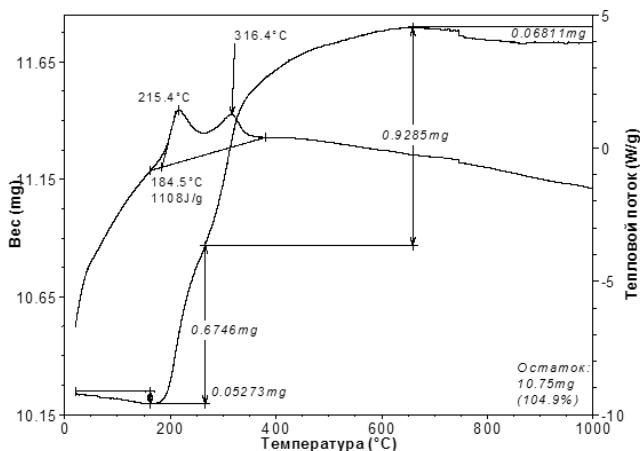


Рисунок. Термограмма нанопорошка меди (скорость нагрева – 10 °С /мин, атмосфера – воздух)

Цель работы – исследование пирофорности композиционных сорбентов, в составе которых присутствуют металлы (Ni, Cu, Fe) и оксиды (NiO, CuO, Cu₂O, CoO, Fe₃O₄, Fe₂O₃). В работе использовали грубодисперсные промышленные порошки железа (ПЖВ), меди (ПМС). Нанопорошки металлов: Cu, Co и Ni – получали с помощью электрического взрыва проводников. Композиционные материалы получали на основе грубодисперсных порошков меди (ПМС) и железа (ПЖВ), на поверхность которых наносили катионы никеля и кобальта. Для проверки устойчивости (пирофорности) композиционных порошков проводили дифференциальный термический анализ образцов с помощью термоанализатора Q600 STD Научно-аналитического центра Томского политехнического университета.

В первую очередь, анализу подвергали нанопорошки металлов: медь, кобальт, никель. Для этого использовали ранее разработанные параметры активности: температуру начала окисления, максимальную скорость окисления, степень окисленности, удельный тепловой эффект реакции.

Согласно полученным результатам (рисунок) температура начала окисления нанопорошка меди составляет 183С, а смеси нанопорошков никеля и меди – 230°С. Из этого следует, что исследуемые нанопорошки не пирофорны и безопасны при их использовании в нефтепереработке при различных температурных условиях.

Аналогичные термограммы были записаны для грубодисперсных промышленных порошков железа и меди, модифицированных ионами никеля и кобальта. Это позволяет сделать вывод о том, что данные порошки также не пирофорны.

Таким образом, композиционные материалы на основе грубодисперсных и нанопорошков меди, железа и кобальта, безопасны для применения в нефтеочистке и нефтепереработке, в том числе и при высоких температурах.

Исследования выполнены при финансовом обеспечении Гранта BP EXPLORATION OPERATING COMPANY LIMITED.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ СПЕЧЕННОЙ С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ КРУПНО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Григорьев М.В., Кульков С.Н.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, grv@ispms.tsc.ru

MECHANICAL PROPERTIES OF CERAMICS SINTERED FROM VARIOUS RATIO OF COARSE- AND FINEGRANED POWDERS

Grigoriev M.V., Kulkov S.N.

It has been studied the strength of ceramic based on alumina powders systems produced by the method of thermal decomposition of hydroxide aluminum and the plasma-spray pyrolysis method. It is shown that at the maintenance of 60 % plasma-chemical powder Al_2O_3 in mix sharp change strength characteristics which those more than have less porosity is observed. Approximation of strength dependence vs. average pore size to porousless state show a possibility of obtaining material with almost theoretical strength. Correlation between microstresses in crystallites and macrostrength in sintering ceramics was found.

В настоящее время большое внимание исследователей уделяется пористым проницаемым материалам, особенно керамическим. Это связано с широкими возможностями их применения в качестве биоимплантов, фильтров, носителей катализаторов и др. [1,2].

Наличие пористости в керамике приводит, как правило, к заметному снижению механической прочности вследствие ограниченной возможности релаксации концентратов напряжений при нагружении [3]. Синтез пористых материалов на основе оксида алюминия с необходимым комплексом свойств требует детального исследования закономерностей формирования физико-механических характеристик в зависимости от особенностей структуры, таких как размеры структурных элементов, вид пор, их количество и распределение по размерам.

В связи с этим, целью настоящей работы явилось изучение прочности корундовой керамики при изменении размеров структурных элементов и распределения пор по размерам в широком интервале пористости.

Для получения пористой керамики были приготовлены смеси порошков в широком интервале соотношения от технического глинозема (ГОСТ 30558-98) до плазмохимического Al_2O_3 (ТУ-2320-001-07622928-96). Спекание осуществляли при температурах 1200, 1300, 1400, 1500, 1600 и 1650°С с продолжительностью изотермической выдержки в течение часа.

Рентгеноструктурный анализ керамик осуществляли на дифрактометре Дрон УМ1 с фильтрованным CuK_{α} излучением. Средний размер кристаллитов рассчитывали по уширению рефлекса на малых углах.

Испытания на сжатие образцов пористой керамики осуществлялось на испытательной машине "Instron-1185" с постоянной скоростью нагружения $3 \cdot 10^{-4} c^{-1}$.

Установлена взаимосвязь плотности синтезированных керамик от плотности исходных прессовок. Плотность после спекания при температурах 1200 - 1400°С тем выше, чем выше исходная плотность прессовок. Плотность после прессования больше в образцах с преобладающим содержанием крупнодисперсного глинозема. При дальнейшем увеличении температур спекания основную роль начинает играть не начальная плотность образцов, а

количество плазмохимического порошка Al_2O_3 в исходной смеси порошков, увеличение содержания которого приводит к смене механизмов уплотнения и, как следствие, росту плотности в образцах. Это отражается в изменении угла наклона аппроксимирующих прямых при температурах спекания выше $1500^{\circ}C$. После спекания при данных температурах пористость в образцах составляет около 50% и происходит смена характера поровой структуры от изолированной к сообщающейся, что соответствует перколяционному переходу в рассматриваемой керамике.

Проведенные испытания синтезированных керамик на сжатие показали, что после спекания при температурах ниже $1500^{\circ}C$ образцы обладают прочностью до 75 МПа, при этом предел прочности увеличивается с ростом содержания плазмохимического порошка оксида алюминия в исходной смеси порошков. Спекание при температурах 1600 и $1650^{\circ}C$ приводит к значительному увеличению предела прочности, прочность тем выше, чем больше плазмохимического порошка в исходной смеси порошков. После спекания при температуре $1650^{\circ}C$ в случае, когда в компактах преобладает плазмохимический порошок, предел прочности значительно возрастает и максимум (500 МПа) достигается в образцах с содержанием 80вес% плазмохимического порошка Al_2O_3 .

Исследование влияния пористости на прочность керамики показало, что прочность исследуемых образцов существенно уменьшается с ростом пористости, при этом в области значений пористости около 50%, изменяется угол наклона аппроксимирующих линий (рис. 1). Прежде всего, это связано с тем, что здесь происходит смена характера поровой структуры от обособленных пор и поровых кластеров различных форм и размеров к структуре керамики, состоящей из двух взаимопроникающих компонент – «вещество - пора» [4].

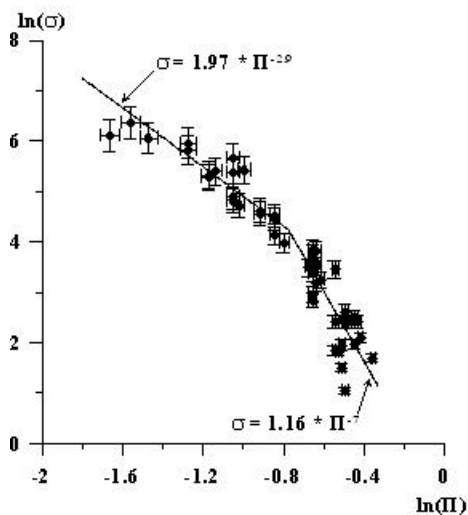


Рис. 1 – Зависимость предела прочности на сжатие от пористости в керамике на основе порошков различной дисперсности.

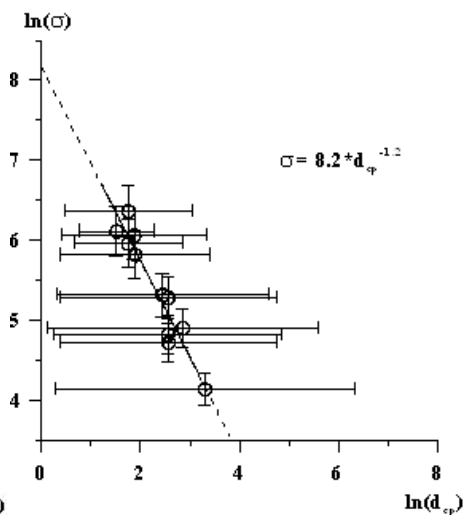


Рис. 2 - Зависимость предела прочности на сжатие от среднего размера пор и дисперсии в исследуемой керамике.

Таким образом, изменение характера поровой структуры сопровождается резким уменьшением прочности, что соответствует перколяционному переходу в рассматриваемой керамике.

Вид порового пространства и размер пор также существенно влияют на прочность материала. Установлено, что предел прочности тем больше, чем меньше средний размер пор и дисперсия, а экстраполяция данной зависимости на нулевую пористость показала (рис. 2), что прочность исследуемой керамики составит около 3,5 ГПа, что соответствует оценкам прочности оксида алюминия, имеющимся в литературе [5].

Проведен анализ влияния размеров структурных элементов, определенных из рентгенографических данных, на механические свойства материала. Установлено, что увеличение размера структурных элементов приводит к увеличению прочности, зависимость имеет вид степенной функции. По-видимому, это обусловлено тем, что прочность в исследуемых керамиках минимальна при низких температурах спекания, когда размер структурных элементов (D) не растет и пористость не уменьшается. С другой стороны, в исследуемых материалах D растет только при повышении температуры спекания, когда происходит заметное уменьшение пористости и рост прочности.

Установлена корреляция между макро- и микронапряжениями в исследуемой керамике. Показано, что при увеличении микронапряжений происходит уменьшение «макропрочности». При минимуме микронапряжений прочность соответствует 500МПа, а микронапряжения 2,5 МПа соответствуют полностью макро разупрочненному материалу.

Литература.

1. Лукин Е. С. Пористая проницаемая керамика из оксида алюминия / Е. С. Лукин, А. Л. Кутейникова, Н. А. Попова // Стекло и керамика. – 2003. – №3. – С. 17–18.
2. Лукин Е. С. Оксидная керамика нового поколения и области ее применения / Е. С. Лукин, Н. А. Макаров, А. И. Козлов и др. // Стекло и керамика. – 2008. – №10. – С. 27–31.
3. Кульков С.Н. Негауковское поведение пористого диоксида циркония при активной деформации сжатием / С.Н. Кульков, В.И. Масловский, С.П. Буякова, Д.С. Никитин // Журнал технической физики. – 2002. –Т. 72, №3. – С. 38–42.
4. Григорьев М.В., Кульков С.Н. Исследование тонкой кристаллической структуры пористой корундовой керамики // Известия ВУЗов. Физика – 2010. №11.
5. Андриевский Р.А., Спивак И.И. Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе // Челябинск, Metallургия. – 1989. – С. 250-251.

ПОЛУЧЕНИЕ NiAl ВЗРЫВНЫМ КОМПАКТИРОВАНИЕМ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ Ni И Al

Дроздов А.А.¹, Поварова К.Б.¹, Морозов А.Е.¹, Янковский Б.Д.², Дерibas А.А.²
Россия, ¹ ИМЕТ РАН, ² ОИВТ РАН, drozdov@imet.ac.ru

FABRICATION OF NIAL BY EXPLOSIVE COMPACTION OF POWDERS Ni AND Al
Drozdov A.A., Povarova K.B., Morozov A.E., Yankovskiy B.D, Deribas A.A.

Intermetallic compound NiAl is synthesized by various regimes of explosive compaction of Ni-48 at. % Al powder mixtures in cylindrical steel capsules. According to the XRD data, the obtained samples consist of NiAl + 2 vol.% Ni. The samples have a gradient structure. The porosity decreases along the sample length and does not exceed 20 vol. %. The grain size and morphology change from the periphery to the center of the sample over its cross section.

Моноалюминид никеля NiAl, наряду с другими упорядоченными интерметаллидами (ИМ), рассматривается как потенциальный конструкционный материал для работы при температурах, превышающих не только $t_{\text{раб}}$ никелевых суперсплавов, но и их температуры начала плавления ($t_{\text{пл}}$). Особое внимание привлекают порошковые сплавы-композиты с ИМ матрицей (ИММ) на основе NiAl, упрочненные дисперсными частицами оксида Y_2O_3 . В ряде работ рассмотрены возможности компактирования смесей порошков Ni и Al по различным режимам, включая нагрев спрессованных заготовок с различной скоростью (включая СВС), в том числе с приложением давления на разных этапах нагрева. Оценивали, прежде всего, такие параметры, как плотность (пористость) компактной заготовки и степень приближения ее фазового состава к равновесному [1, 2]. В связи с этим представляет интерес изучить возможность получения компактных образцов NiAl еще одним современным способом - динамически инициированным химическим синтезом при высоких давлениях.

Исходные порошки. Порошок алюминия представляет собой гранулы округлой формы линейным размером 1-10 мкм, покрытые тонкой плотной пленкой Al_2O_3 . Преобладают частицы размером 2-4 мкм. Порошок карбонильного никеля представляет собой рыхлые конгломераты размером до 6 мкм с сильно развитой поверхностью, состоящие из частиц субмикронных

размеров (рис. 1). Порошки (масс. %) Ni-30Al (48 ат. % Al) смешивали в течение 1 ч в шаровой мельнице с шаровой нагрузкой (П:Ш=1:5), скорость вращения 76 об. / мин. Полученную смесь утрамбовывали вручную внутрь цилиндрической ампулы (ампулы имели разную внешнюю геометрию (рис. 2).

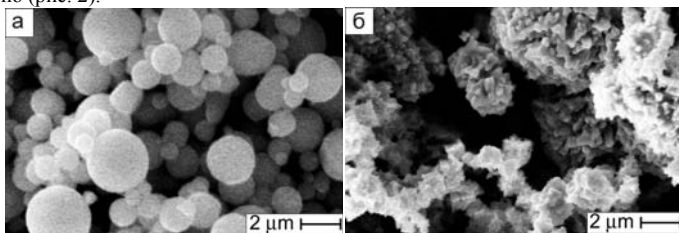


Рис. 1. Исходные порошки Al (а) и Ni (б). (СЭМ, LEO 1420)

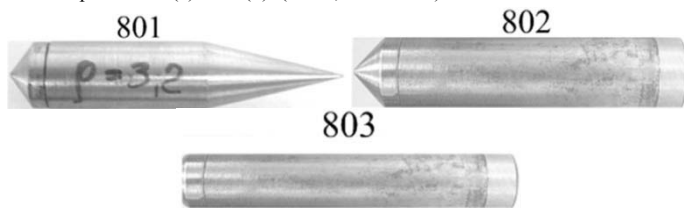


Рис. 2. Внешний вид ампул.

Компактирование взрывом. Ампула располагается на оси заряда ВВ. Скользящая вдоль поверхности ампулы детонационная волна вызывает радиальное сжатие ее цилиндрической стенки и волну сжатия в исследуемом материале. Характер изменения давления на поверхности ампулы зависит от особенностей конструкции взрывной сборки, размера и массы заряда. Измеренные скорости детонации и расширения продуктов детонации составляли 6,4 км/с и 2,5 км/с соответственно. Принципы компактирования взрывом и детали эксперимента более подробно описаны в [3 и 4]. Получали образцы компактного NiAl Ø 8 и 5 мм, длиной 30 мм.

Строение компактных образцов. По данным РФА (диффрактометр Ultima IV, Cu - K α излучение) во всех трех компактах произошло образование интерметаллида NiAl. В образцах 801 и 802 также присутствует Ni (≤ 2 об.%). В образце 803 помимо интерметаллида NiAl присутствует интерметаллид Al₃Ni₅ (~5 об.%), Ni не обнаружен. Исследование микроструктуры осевых сечений образцов после взрывного компактирования на световом оптическом микроскопе Olympus GX-51 показало, что все образцы имеют неоднородную по высоте и сечению структуру, размер и морфология зерен и пор различаются по высоте (начало, средняя и нижняя хвостовая часть образцов), а также на оси и на периферии образцов (рис. 3, 4).

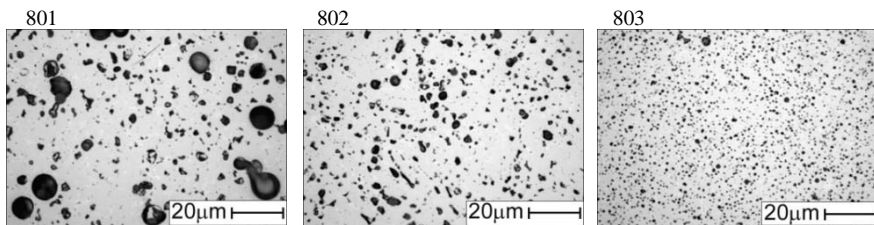


Рис. 3. Микроструктуры осевых сечений образцов после взрывного компактирования.

Встречаются поры нескольких типов: большие круглые Ø 2-6 и 6-13 мкм (преимущественно в образцах 802 и 801), более мелкие поры неправильной формы, в том числе образующие цепочки по границам зерна скопления (размером до 100 мкм) микропор (Ø <0,5 мкм), На оси большей части образца 802 поры также имеет круглую форму диаметром 2-6 мкм.

Возможно образование больших пор круглой формы диаметром 100-200 мкм, а также макропор неправильной формы и макротрещин. В образце 803 поры распределены равномерно и имеют круглую форму \varnothing 0,5-3 мкм. Размер пор в уменьшается от 801 к 803 образцу. Пористость образца № 801 на разных участках составляет (14-20)%, № 802 – (9-11)%, №803 – (7-9)% в основном объеме образцов.

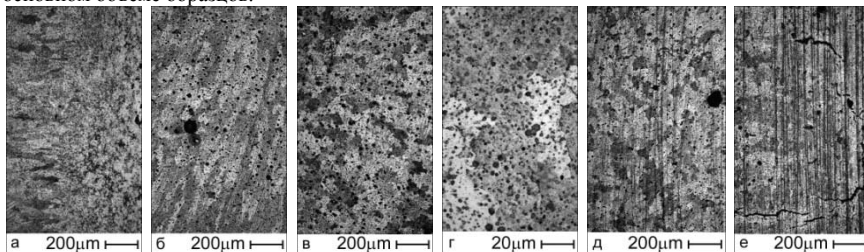


Рис. 4. Характерные микроструктуры и дефекты структуры образцов NiAl, полученных взрывным компактированием смесей порошков Ni и Al.

Судя по микроструктурам, в процессе динамически инициированного химического синтеза при высоких давлениях в запрессованных в ампулы смесях порошков Ni и Al происходят по крайней мере два процесса. (1) Под действием детонационной волны происходит разогрев смеси на периферии (у стенок ампулы) в верхней и средней части, и далее протекание СВС в волне горения в направлении центра и хвостовой части. Это приводит к формированию зоны разной степени протяженности, состоящей из вытянутых зерен-дендритов, перпендикулярных стенкам ампулы (рис. 4 а) в верхней и средней по высоте части ампул и полностью состоящей из вытянутых зерен-дендритов в хвостовой части ампул (рис. 4 б). В центральной (осевой) части образуются равноосные зерна неправильной формы (рис. 4 в, г). (2) На шлифах отчетливо видны следы деформации образцов под воздействием детонационной волны в виде полос сдвига (скольжения) (рис. 4 д, е), а также трещины (разрывы) перпендикулярные (или под небольшим углом) к оси образцов или направлению взрыва, который производился сверху.

Литература.

1. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Казанская Н.К., Морозов А.Е., Антонова А.В. Физико-химические подходы к разработке сплавов на основе NiAl для высокотемпературной службы. // *Металлы*, 2011 г., №2, С. 48-61.
2. К.Б. Поварова, О.А. Скачков, Н.К. Казанская, А.А. Дроздов, А.Е. Морозов, О.Н. Макаревич Порошковые сплавы NiAl. I. Получение порошков NiAl. // *Металлы*, 2011 г., №5, С. 68-78.
3. Физика взрыва. Ред. Орленко Л.П. в двух томах. Том 2. М.: Физматлит. 2002. 656 стр.
4. Матицын А.И. Анализ процесса компактирования порошка в цилиндрическом контейнере на основе простой модели. – *ПМТФ*, - 1988, №1. 61-70.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И СПЕКАНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ Al-Cu-Fe

Екимов Е.А.¹, Сиротинкин В.П.², Петржик М.И.³, Громницкая Е.Л.⁴

¹Россия, Институт физики высоких давлений РАН, ekimov@hppi.troitsk.ru

²Россия, Институт металлургии и металловедения РАН, sir@imet.ac.ru

³Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСЦС», mi_p@mail.ru

⁴Россия, Институт физики высоких давлений РАН, grom@hppi.troitsk.ru

PLASTIC DEFORMATION AT HIGH PRESSURES AND SINTERING OF Al-Cu-Fe QUASICRYSTALS

Ekimov E.A., Sirotinkin V.P., Petrzhik M.I., Gromnitskaya E.L.

Powder of Al-Cu-Fe quasicrystals was consolidated by using the cold pressing at 8-9 GPa, which was followed by the sintering at ambient pressure. The cold pressing made it possible to obtain

samples with nearly full density, and the sintering enhanced their mechanical properties without grain growth. Our investigation strongly suggests that the structure fragmentation of grains and sliding at the grain boundaries are involved in the cold deformation of Al-Cu-Fe quasicrystals at high pressures.

Интерес к квазикристаллам Al-Cu-Fe обусловлен необычным сочетанием их физико-механических свойств: высокой твердостью и износостойкостью, низкой электропроводностью и теплопроводностью, низким коэффициентом трения, низкой смачиваемости и др. Разработка новых эффективных методов механоактивационного синтеза порошков квазикристаллов Al-Cu-Fe [1] выдвигает на передний план задачу получения компактных материалов на их основе. В то же время, повышенная хрупкость квазикристаллов Al-Cu-Fe при температурах до 900 К, отсутствие трансляционной симметрии и низкая поверхностная энергия делают поставленную задачу чрезвычайно сложной. Одним из методов активирования процессов спекания может быть воздействие высоких статических давлений на структуру квазикристаллов. Известно, что в условиях неоднородного сжатия при измерении твердости алмазными наконечниками квазикристаллы демонстрируют микропластичность при комнатной температуре [2]. Твердость квазикристаллов Al-Cu-Fe составляет 6-8 ГПа. То есть, в процессе холодного прессования в квазигидростатических условиях при давлениях порядка 8-9 ГПа частицы квазикристаллов в области контактов друг с другом должны будут испытывать пластическую деформацию. Высокая плотность прессовок и сильнодеформированное состояние спрессованных частиц могут существенно снизить температуру и время спекания квазикристаллов, что весьма важно при получении мелкозернистой керамики.

Целью данной работы является получение объемных образцов квазикристаллов Al-Cu-Fe холодным прессованием порошков при давлениях 8-9 ГПа и последующим спеканием при нормальном давлении; а также изучение структуры, физико-механических и трибологических свойств полученных образцов.

Исходные порошки квазикристаллов с номинальным составом $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ были получены механоактивационным синтезом. Размер частиц порошка не превышал 30 мкм. Порошки предварительно подпрессовывались при давлении 0,5-0,6 ГПа, затем прессовались при комнатной температуре при давлениях 8-9 ГПа и спекались в муфельной печи в графитовой засыпке при температурах 900 - 1100 К в течение 5-30 мин. Образцы в виде таблеток имели диаметр и высоту около 5 и 2,5 мм, соответственно. Плотность образцов определяли пикнометрическим методом; структура и состав образцов были изучены с привлечением методов рентгенофазового анализа, электронной микроскопии, локального рентгеноспектрального анализа. Исследование износостойкости и коэффициента трения проводили в атмосфере воздуха по схеме «стержень-диск». На торце стержня был закреплен шарик диаметром 3 мм из шарикоподшипниковой стали 100Cr6. В процессе испытания на шарик действовала сила 1Н, прижимающая его к поверхности вращающегося образца. Скорость движения шарика относительно диска - 5 см/сек; радиус следа шарика на диске - 1.6 мм. Микротвердость по Виккерсу определялась при нагрузке до 2 Н. Трещиностойкость оценивалась по длине трещин Палмквиста вокруг отпечатков при измерении микротвердости. Изучение упругих свойств было выполнено импульсным ультразвуковым методом на установке с системой регистрации прошедших и отраженных ультразвуковых сигналов с резонансной частотой 5 МГц для сдвиговой и 10 МГц для продольной волны, соответственно. Вычисление модулей упругости и коэффициента Пуассона проводилось в приближении однородной изотропной среды.

Обработка давлением (0.5-0.6 и 8-9 ГПа) не изменяет фазовый состав образцов. В отличие от прессования при давлении 0.5-0.6 ГПа (плотность образцов $3.20 \pm 0.05 \text{ гсм}^{-3}$) значительное уширение рентгеновских линий наблюдается после прессования при 8-9 ГПа. Плотность спрессованных при высоком давлении образцов $4.63 \pm 0.03 \text{ гсм}^{-3}$ соответствует практически беспорядочному состоянию ($4.64 \pm 0.01 \text{ гсм}^{-3}$ [3]); открытой пористости нет, трещины в образцах отсутствуют. Следует отметить, что в случае одноосного прессования в стальной прессформе в образцах появлялись трещины, если давление прессования превышало 0.7 ГПа. Анализ уширения рентгеновских линий образцов после прессования при 8-9 ГПа в координатах β (интегральная ширина линии) - Q_{\parallel} (модуль волнового вектора прямого пространства) и Q_{\perp} (модуль волнового вектора перпендикулярного пространства) указывает на свойственное обычным кристаллическим веществам поведение икосаэдрической фазы $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$ под давлением. Систематической зависимости β от Q_{\perp} не обнаружено. Линейная зависимость β от Q_{\parallel}

позволяет определить методом Вильямса-Холла размер «блоков мозаики» ~20 нм и величину «микродоформации» ~0.35 % для случая, если бы вещество было обычное кристаллическое. Если фрагментация квазикристаллов до наноразмеров действительно имеет место, то наиболее вероятным механизмом деформации под давлением при комнатной температуре является фрагментация и скольжение по дефектным границам [4]. Последующий отжиг образцов при нормальном давлении заметно не сказывается на их плотности, приводит к появлению β -фазы, уменьшению ширины рентгеновских линий квазикристаллов и увеличению скоростей звука в образцах по сравнению с образцами после прессования. Значительное увеличение скоростей звука в образцах после отжига указывает на совершенствование структуры квазикристаллов и переход «порошкового» состояния образца в поликристаллическое.

Трещиностойкость, микротвердость, коэффициент трения и износ были измерены для двух образцов, отожженных при 1070 К за время 30 (образец «а») и 5 мин (образец «б»). Присутствие β -фазы в значительном количестве (~ 50 %) в образце «а» существенно не сказывается на его твердости, трещиностойкости и упругих свойствах по сравнению с образцом «б» с низким содержанием β -фазы (~ 5%). Для образца «б» уменьшение нагрузки на индентор до 0.5 Н позволило определить твердость и трещиностойкость, относящуюся к локальным элементам микроструктуры: крупным квазикристаллическим зернам и мелкозернистым прослойкам, связывающим крупные зерна друг с другом (См. рис.). Установлено, что на поликвазикристаллах с размером зерна менее 5 мкм образование трещин вокруг отпечатков при измерении микротвердости практически не наблюдается, в то время как твердость поликвазикристаллических прослоек лишь незначительно меньше твердости отдельных крупных зерен. Т.е. можно ожидать существенного повышения трещиностойкости образцов в случае уменьшения максимального размера частиц квазикристаллов до 5 мкм.

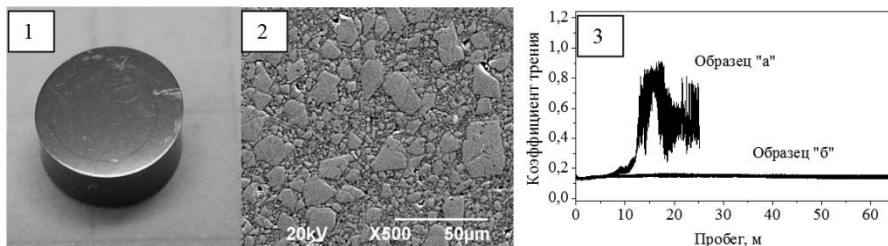


Рис. Образец «б» (см. текст) с дорожкой износа (1), его микроструктура (2) и зависимость коэффициента трения от пробега (3) в сравнении с образцом «а».

Основной результат трибологических испытаний образцов заключается в том, что образцы показывают высокую износостойкость по отношению к контртелу из шарикоподшипниковой стали. В случае образца «б» с твердостью, сравнимой с твердостью шарика, низкий износ наблюдается и для шарика и для образца в сочетании с низким коэффициентом трения ~ 0.15. Этот результат демонстрирует возможность практического использования компактных квазикристаллов Al-Cu-Fe, полученных с использованием техники высоких давлений.

Авторы благодарят А.Ф. Паля, А.С. Иванова, А.О. Серова, Н.Ф. Боровикова за привлечение внимания к проблеме и за помощь в работе.

Список литературы

1. S.D. Kaloshkin, V.V. Tcherdyntsev, V.D. Danilov, Crystallography Reports, 52 (2007) 953.
2. E. Giacometti, N. Baluc, J. Bonneville, J. Rabier, Scripta Mater. 41 (1999) 989.
3. X. Jiang, Z. Chen, Y. Wang, D. Zhou, Scripta Metall. Mater. 27 (1992) 1401.
4. M. Wollgarten, H. Saka, A. Inoue, Philos. Mag. A 79 (1999) 2195.

НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СЕРЕБРЯНЫХ ПОРОШКОВ

Зеленский В.А., Трегубова И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б
Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова
zelensky55@bk.ru

MATERIALS WITH ULTRAFINE STRUCTURE ON THE BASIS OF SILVER POWDERS Zelensky V.A., Tregubova I.V., Alimov M.I., Ankyudinov A.B.

The nanopowders of silver was obtained by chemical method in pores of silver-grainer matrix.

Серебро обладает рядом ценных для электронной техники функциональных свойств: высокой электропроводностью, относительно высокой температурой плавления, коррозионной стойкостью. Перевод серебра в наноразмерное состояние в диапазоне от 100 до 10 нм сопровождается постепенным, в соответствии с увеличением соотношения поверхности к объему частиц, изменением многих физических и химических свойств, а диапазоне от 10 до 1 нм происходят кардинальные изменения фундаментальных свойств серебра. В таких частицах действие поверхностных сил охватывает практически весь объем, и все атомы проявляют свойства поверхностных. Здесь содержится важный резерв в развитии наноразмерных структур для электронной техники. Стремление наночастиц серебра к агрегации является серьезным препятствием для развития нанотехнологий. Вариантом решения этой проблемы стало возможность использования матрицы из микронных размеров серебра с равномерным распределением в ней наночастиц серебра.

Наночастицы серебра получали методом химического восстановления в растворах. В качестве восстановителя использовали аскорбиновую кислоту. Концентрация раствора AgNO_3 и аскорбиновой кислоты, pH, температура и время проведения реакции подбирались таким образом, чтобы при восстановлении ионов серебра выпадал осадок в виде металлического серебра. Матрицу из микронных частиц серебра пропитывали раствором AgNO_3 , нагревали до определенной температуры и вводили раствор аскорбиновой кислоты при pH равной 8,5. Дальнейший нагрев варьировали от 10 до 30 минут. Охлаждали полученный продукт до получаса и помещали в выпариватель, затем промывали 2-3 раза и высушивали на воздухе. Выполнены исследования структуры полученного материала. В результате проведения первых опытов установлена принципиальная возможность получения композиционного материала методом пропитки пористого каркаса. Необходимы дальнейшие исследования по оптимизации режимов получения материала с однородной структурой.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ по проекту № 12-08-00124-а.

УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $\text{Ce}_x\text{Zr}_{1-x}\text{O}$ И $\text{Y}_x\text{Zr}_{1-x}\text{O}_2$: МОДИФИЦИРОВАННЫЙ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СИНТЕЗ И МОРФОЛОГИЯ Константинов О.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Россия, olegbyzantian@gmail.com

Порошковые смеси, одним из основных компонентов которых является нанопорошок ZrO_2 или твердые растворы на его основе, в настоящее время представляют большой интерес как исходное сырье для производства твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ), генераторов кислорода, датчиков кислорода, фильтров и мембран для очистки газовых выбросов и др. Как известно, керамических материалы на основе ультрадисперсного ZrO_2 , стабилизированного ионами Ce^{3+} или Y^{3+} характеризуются высокой кислородной проводимостью [1]. Использование ZrO_2 -содержащих нанопорошков для получения мелкозернистой керамики широкого круга назначения позволяет проводить спекание при более низких температурах, чем это принято для традиционной керамики. При этом благодаря высокой дисперсности порошков и узкому распределению по размеру их частиц удастся контролировать процесс формирования тонкой структуры керамического материала на субмикронном уровне.

Среди большого числа методов получения ультрадисперсных порошков различного химического состава на основе ZrO_2 наиболее технологически и экологически приемлемым

является золь-гель синтез. В представленной работе были получены ультрадисперсные порошки твердых растворов на основе ZrO_2 с брутто формулами $Ce_xZr_{1-x}O_2$ ($x=0,25, 0,37, 0,5, 0,75$) и $Y_xZr_{1-x}O_2$ ($x=0,25, 0,5, 0,75$), а также проведено сравнение их фазового состава и морфологии чистого ZrO_2 , полученного тем же методом.

В качестве исходных солей были использованы хлорид цирконила гексагидрат ($ZrOCl_2 \cdot 6H_2O$ ГОСТ 71-085-39-2001), нитрат церия гексагидрат ($Ce(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$, LANHIT, чистота 99,9%) и нитрат иттрия гексагидрат ($Y(NO_3)_3 \cdot 6H_2O$, LANHIT, чистота 99,9%). Растворы солей с концентрацией 0,05M получали с использованием деионизованной воды при нагревании 70-80°C на магнитной мешалке (600 об./мин.). Полученные истинные растворы переводили в состояние золя с использованием моноэтаноламина ($HOCH_2CH_2NH_2$, ТУ 2632-094-44493279-04) в качестве золеобразователя и стабилизатора золя при мольном отношении: $HOCH_2CH_2NH_2/металл = 1/1$. Полученный золь упаривали до получения геля, который затем помещали в печь для термообработки при 500°C в течение 1 ч. Готовые продукты представляли собой тонкие порошки лимонно-желтого ($Ce_xZr_{1-x}O_2$) и белого ($Y_xZr_{1-x}O_2$) цвета. По данным элементного анализа, остаточное содержание углерода во всех образцах не превышало 0,08 вес.%. Выход целевых продуктов составлял 90-95% от расчетного.

Фазовый состав полученных порошков был исследован на дифрактометре ДРОН-3М с Cu K α излучением. Оценку размера кристаллитов проводили по методу Ритвелда на основании данных рентгеновской дифракции. Морфология порошков была исследована на просвечивающем электронном микроскопе Carl Zeiss AgNvision 40-38-50 и VEGA TESCAN. Исследование удельной поверхности проводили методом адсорбции-десорбции N_2 на приборе Tristar 3000.

В Таблице 1 приведены результаты рентгеновской дифракции на полученных порошках. Все порошки полученных твердых растворов имели структуру флюорита и относились к ультрадисперсным. Они являлись однофазными за исключением системы $Ce_{0,25}Zr_{0,75}O_2$, в которой, по оценке данных рентгеновской дифракции с помощью метода Ритвелда, содержание фазы CeO_2 могло составлять 15 \pm 3 вес.%

Таблица 1. Результаты рентгеновской дифракции на полученных порошках

№№	Брутто формула	Размер кристаллитов, нм	Доля микродеформаций, %
1	ZrO_2	7	0,56
2	$Y_{0,25}Zr_{0,75}O_2$	6	1,08
3	$Y_{0,5}Zr_{0,5}O_2$	3	1,63
4	$Y_{0,75}Zr_{0,25}O_2$	3	1,04
5	$Ce_{0,25}Zr_{0,75}O_2$	10	0,93
6	$Ce_{0,37}Zr_{0,63}O_{2-\delta}$	9	1,49
7	$Ce_{0,5}Zr_{0,5}O_{2-\delta}$	7	1,51
8	$Ce_{0,75}Zr_{0,25}O_2$	7	0,89

На Рис. 1а представлена микрофотография чистого ZrO_2 , на которой видно, что агломерат с размерами 100-120 нм состоит из однородных частиц, размер которых не превышает 10 нм, что соответствует результатам рентгеновской дифракции (Таблица 1). На Рис 1б показан агломерат твердого раствора $Y_{0,5}Zr_{0,5}O_2$ с размерами ~130 нм, который состоит из частиц диаметром ≤ 4 нм, что также соответствует расчетному размеру кристаллитов, по данным рентгеновской дифракции (Таблица 1). Адсорбцией-десорбцией N_2 (-196°C) на $Y_{0,5}Zr_{0,5}O_2$ и методом БЭТ было показано, что порошок имел удельную поверхность 105 м²/г, которая была обеспечена, главным образом, микропорами. С помощью темнопольной дифракции электронов (ПЭМ) было показано, что агрегаты образованы дискретными частицами, объединенными только за счет электростатического взаимодействия. Об этом свидетельствовала картина дифракции электронов по контуру агрегата (Рис. 1в).

Таким образом, в работе предложен модифицированный золь-гель синтез ультрадисперсных порошков твердых растворов на основе ZrO_2 с брутто формулами $Ce_xZr_{1-x}O_2$ ($x=0,25, 0,37, 0,5, 0,75$) и $Y_xZr_{1-x}O_2$ ($x=0,25, 0,5, 0,75$), и впервые получены ультрадисперсные порошки данных составов с размером кристаллитов 2-4 нм. Разработанная лабораторная технология является эффективной и может быть адаптирована для промышленного производства ультрадисперсных порошков.

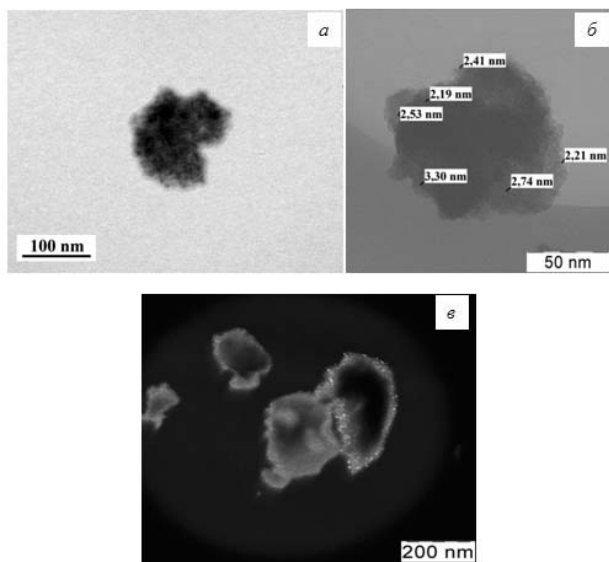


Рис. 3. Микрофотографии, полученные с помощью ПЭМ, порошков: ZrO_2 (а) и $Y_{0,5}Zr_{0,5}O_2$ (б и в).

Автор выражает благодарность руководителям: член-корр. РАН Альмову М. И. и к.х.н. Трусовой Е.А., а также аспиранту К.В. Вохминцеву, к.х.н. Е.В. Шелехову и с.н.с. С.С. Абрамчуку за помощь при постановке эксперимента и инструментальный анализ полученных объектов. Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №№ 13-03-00350_а, 12-08-31052- мол_а

1. N.H. Perry, S. Kim, T.O. Mason; J Mater Sci (2008) 43:4684–4692

ДЕФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПОРОШКООБРАЗНОГО ВОЛЬФРАМА ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

**Малкин А.И., Чернышев В.В., Клюев В.А., Попов Д.А., Савенко В.И., Лознецова Н.Н.,
Топоров Ю.П.**

*Россия, Институт физической химии и электрохимии им.А.Н.Фrumкина РАН
yupr@rambler.ru*

DEFORMATION CRYSTAL LATTICE POWDER TUNGSTEN UNDER MECHANOACTIVATION PROCESS

**Malkin A.I., Chernyshev V.V., Klyuev V.A., Popov D.A., Savenko V.I., Loznetsova N.N.,
Toporov Yu.P.**

Method of. rentgen-difraction analisys has been applied for investigation of the influence of the mechanoactivation process upon the crystal lattice parameter of powder tungsten. It has been revealed that the process mechanoactivation has varied essentially the crystal lattice state and has acted upon the thermal elongation coefficient of the material.

Изменение физико-химических свойств кристаллических материалов после их механической активации обусловлено изменением структуры как самих кристаллов, так и межкристаллитных

границ. При этом влияние механоактивации на дефектообразование в межкристаллитных прослойках и структуре кристаллов достаточно полно изучено на примере

материалов механоактивированных путем интенсивной пластической деформации, в том числе при кручении.

1/В то же время влияние на структуру кристаллических материалов параметров и продолжительности механоактивации в планетарных мельницах изучено совершенно недостаточно.

В данной работе исследовано влияние продолжительности активации в планетарной мельнице на параметры кристаллической решетки порошкообразного вольфрама. Объектом исследования служил промышленный порошок вольфрама марки ПВ-2 с размером частиц около 2 мк.

Механическая активация осуществлялась на активаторе типа АГО-2У / 2/. Продолжительность активации изменялась от 5 до 50 мин. Исследование кристаллической структуры металла осуществлялось методом порошковых дифракционных измерений на дифрактометре Emruegan (CuK_α излучение, две волны – 1,5406 и 1,544 Å)

С целью оценки влияния механоактивации на термомеханические свойства кристаллов рентгеноструктурные исследования проводились не только на воздухе, но и в вакуумной камере при изменении температуры от 20 до 700° С. Время выдержки образцов при заданных температурах в процессе снятия рентгенограмм не превышало 30 мин. По снятым порошковым программам методом Ритвелда в соответствии с программой MR1A/3/ были рассчитаны параметры кубической элементарной ячейки вольфрама - «а».

Таблица 1. Параметры элементарной ячейки вольфрама исходного (W0) и механоактивированного в течение 5 мин (W5), 10 мин (W10), 15 мин (W15), 20 мин (W20) и 50 мин (W50) при различных температурах.

T, °C	W0	W5	W10	W15	W20	W50
25	3,1669(±3) (при 40 ⁰)	3,1663(±3)	3,1664(±3)	3,1663(±4)	3,1650(±4)	3,1650(±4)
200	3,1702	3,1699	3,1686	3,1677	3,1679	3,1679
300	3,1716	3,1716	3,1700	3,1694	3,1692	3,1692
500	3,1745	3,1750	3,1725	3,1723	3,1718	3,1718
700	3,1775	3,1778	3,1754	3,1748	3,1737	3,1737
505	3,1749	3,1749	3,1728	3,1719	3,1713	3,1713
305	3,1721	3,1723	3,1698	3,1691	3,1679	3,1679
205	3,1705	3,1705	3,1682	3,1671	3,1668	3,1668
27	3,1678 (при 41 ⁰ C)		3,1651	3,1642	3,1631	3,1631

Результаты проведенных исследований, представленные в табл.1. свидетельствуют о том, что при активации порошкового металла в активаторах планетарно-центробежного типа происходит уменьшение параметра «а», т.е. сжатие кристаллической решетки металла. При этом изменение параметра «а» наблюдается уже после 5-минутной обработки порошка в активаторе. А после 20-минутной обработки качественных изменений структуры не происходит.

Анализ поведения элементарной решетки при нагреве и охлаждении свидетельствует также о заметном изменении термомеханических свойств активированного металла. Особенно наглядно это видно из рис. 1, на котором для сравнения приведены кривые зависимости параметра «а» от температуры для исходного вольфрама и порошка, активированного 20 или 50 мин.

Если использовать в качестве количественной характеристики высокотемпературного поведения кристаллов величину $K_y = a(T_2) - a(T_1)/a(T_1) \cdot (T_2 - T_1)$ (условный коэффициент термического расширения кристаллической решетки), то можно видеть (см.табл.2), что значение K_y у порошков после механоактивации несколько изменяются (уменьшается при нагреве и увеличивается при охлаждении)

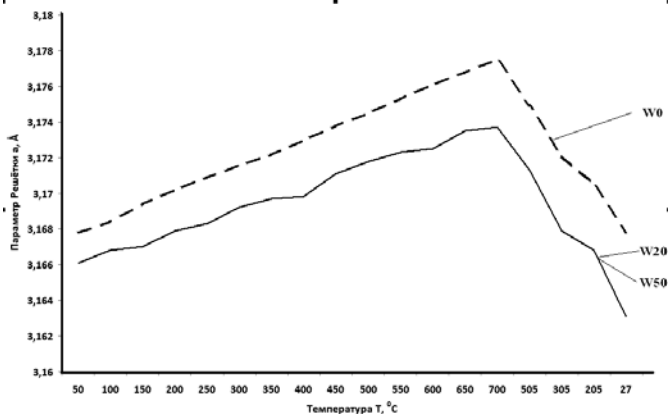


Рис.1. Температурная зависимость параметра элементарной решетки «а» кристаллов W исходного(W0) и после активации в течение 20 или 50 мин (W20 - W50).

Таблица 2. Значения коэффициента K_v порошков вольфрама, 10^{-6} град $^{-1}$

	W0	W20	W50
Нагрев 20 0 - 700 0 С	4,73	3,89	3,89
Охлаждение 700 0 - 20 0 С	4,46	4,75	4,75

Естественно, что величина K_v должна отличаться от истинного коэффициента термического расширения, вольфрама (табличное значение 4,4 град. /4/) поскольку последний рассчитывается для термодинамически равновесного перехода системы от температуры T_1 к температуре T_2 , а нагрев механически активированного материала сопровождается процессами структурной релаксации, являющимися существенно термодинамически неравновесными

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. -М.: Логос. 2000.-272 с.
2. Аввакумов Е.Г. Поткин А.Р., Самарин О.И. Планетарная мельница. А.с. 075068 СССР Б.и. 1982№43.
3. Zlokazov V.B., Chernyshev V.V. MRJA- a program for a full profile analysis of powder multiphase neutron-diffraction time-of-flight spectra.// J.Appl. Cryst. 1992. V25. P 447-451.
4. Физика твердого тела. Энциклопедический словарь. /Ред. В.Г.Барьяхтяр и др. -Киев: Наукова Думка. 1996. Т.1. С.136.

ЛОГАРИФМИЧЕСКИ НОРМАЛЬНЫЙ ЗАКОН ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ КАК ОСНОВА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ

Мальшев В.П., Бектурганов Н.С., Турдукожаева А.М., Кайкенов Д.А.

Республика Казахстан, Химико-металлургический институт, eia_hmi@mail.ru

LOGARITHMIC NORMAL LAW OF MATERIALS GRINDING AS A BASIS FOR PREDICTION THE FORMATION OF NANOPARTICLES

Malyshev V.P., Bekturganov N.S., Turdukozhaeva A.M., Kaykenov D.A.

Presented by the production of probabilistic models of grinding materials in the likeness of a molecular kinetics of irreversible consecutive reactions to an unlimited number of stages. The new

model is justified chopping the log-normal distribution law of the fractional composition. The technique of grinding by stages to produce nanoscale materials using the smallest grinding media.

На практике установлено, что по мере измельчения материалов их фракционный состав стремится к распределению с крутым спадом в сторону тонких фракций, что соответствует худшей измельчаемости этих фракций. Подобные фракционные составы описываются логарифмически нормальным законом распределения [1]. Академик Колмогоров А.Н. еще в 1941 г. дал математическое обоснование такому распределению [2], но только при условии независимости скорости дробления зерен от их размера, а в случае реализации подобной зависимости, как полагает автор, «...по-видимому, логарифмически нормальный закон будет уже неприменим».

С тех пор каких-либо теоретических попыток проанализировать возможность сохранения логарифмической формы распределения фракций при влиянии размера зерен на скорость процесса не предпринималось, и только в последнее время удалось обосновать реализацию этой формы в рамках вероятностной модели измельчения, по структуре подобной кинетическим моделям соударений молекул в необратимых последовательных реакциях [3, 4]. Эта модель позволяет рассчитывать фракционный состав в любой момент времени при сложной зависимости константы скорости измельчения от размера зерен с явным формированием логарифмически нормального распределения в развитой стадии процесса и с сохранением его при дальнейшей сколь угодно большой продолжительности измельчения вплоть до появления наноразмерных частиц.

С помощью вероятностной модели измельчения материалов обоснован логарифмически нормальный закон распределения фракционного состава, формирующийся по мере прохождения процесса и обязанный противодействующему влиянию стерического и активационного факторов, а также динамике последовательного измельчения фракций по подобию с молекулярной кинетикой необратимых последовательных реакций для неограниченного числа стадий.

Формирование логарифмически нормального закона распределения фракций сопровождается прохождением энтропии смешения фракций через максимум с дальнейшим понижением до стационарного уровня, что характерно для процессов самоорганизации и отвечает всем ее атрибутам. Тем самым раскрывается смысл логарифмически нормального распределения как строго ассиметричного в линейном измерении признаков различимости элементов системы с крутым спадом в сторону тонких фракций со стабилизацией этой неравномерности, характерной для получения низкоэнтропийных продуктов во времени.

С учетом противодействующего влияния стерического и активационного факторов, непосредственно формирующих логарифмически нормальное распределение фракций, предложен методика стадийного измельчения с получением наноразмерных материалов при использовании наиболее мелких мелющих тел.

Литература

1. Ходаков Г.С. Физика измельчения. – М.: Наука, 1972. – 308 с.
2. Колмогоров А.Н. О логарифмически нормальном законе распределения размеров частиц при дроблении // Докл. АН СССР. – 1941. – Т. 31. – № 2. – С. 99.
3. Малышев В. П., Турдукожаева А.М., Кайкенов Д.А. Развитие теории измельчения руд на основе молекулярной теории соударений и формальной кинетики последовательных реакций // Обогащение руд. – 2012. – № 4. – С. 29-35.
4. Malyshev V.P., Turdukozhayeva A.M. What Thunder There and is not Heard When Using Ball Mills? // Journal Materials Science and Engineering A. – 2013. – № 2. – V. 3. – p. 132-145.

ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ RuAl, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ⁵

Морозов А.Е., Поварова К.Б., Дроздов А.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
e-mail: ae_morozov@list.ru

STUDY OF THE RuAl BASED ALLOYS OBTAINED BY POWER METALLURGY METHODS Morozov A.E., Povarova K.B., Drozdov A.A.

The effect of the initial Ru + Al powder mixture preparation methods and five consolidation methods differing in temperature-power parameters on the intensity and temperature ranges of the exothermic effect of the RuAl formation, phase composition and density of the sintered material, and the mechanism of the reaction interaction has been studied.

Один из наиболее тугоплавких алюминидов переходных металлов - RuAl ($t_{\text{пл}} \sim 2100^\circ\text{C}$, ОЦК упорядоченная кристаллическая структура B2 типа CsCl) может являться основой для разработки сплавов и композиционных материалов нового поколения для работы при температурах, превышающих не только рабочие, но и температуры плавления никелевых суперсплавов и таких алюминидов переходных металлов, как Ni₃Al, TiAl и NiAl.

Получение сплавов на основе RuAl, как и других алюминидов переходных металлов, возможно методами порошковой металлургии. Изучено влияние способов подготовки смесей исходных порошков Ru + Al и пяти способов консолидации, отличающихся температурно-силовыми параметрами, на интенсивность и температурные интервалы развития экзотермического эффекта образования RuAl, фазовый состав и плотность спеченного материала, механизм протекания реакционного взаимодействия. Установлено, что при получении методом реакционного спекания (РС) порошковых сплавов моноалюминида RuAl взаимодействие ненаклепанных порошков Al и Ru начинается уже при предплавильных для Al температурах.

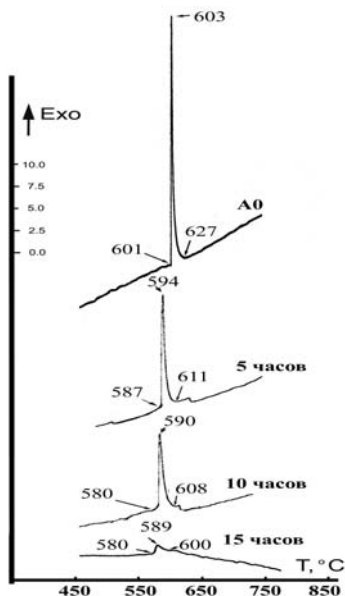


Рис. 1. Влияние времени атритирования на температуру и величину экзотермического эффекта реакции Ru+Al→RuAl

⁵ Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант № 12-08-31200

Предварительный наклеп смесей порошков при механоактивации (МА) приводит к резкому снижению температуры начала РС RuAl (рис. 1), которое начинается уже в твердой фазе, и уменьшению величины экзотермического эффекта образования моноалюминидов с участием жидкой фазы (Al).

Показано, что высокая плотность компактного материала ($\geq 90\%$ от теоретической) может быть достигнута только при условии проведения компактирования под давлением (РС ХП заготовок под давлением в условиях ГП или ГИП) (Таблица 1). Увеличение площади контакта между Ru и Al, свободной от оксидной пленки в процессе предварительной МА смесей порошков или проведение РС под давлением, приложенным до начала РС, изменяет механизм протекания РС. Получение материала RuAl матрицы с фазовым составом, близким к равновесному, в процессе высоко и даже низкотемпературного реакционного спекания ХП заготовок из смесей не наклепанных порошков не позволяет получить материал с высокой плотностью.

Могут быть сделаны следующие рекомендации для получения композиций типа RuAl-Y₂O₃ с однородным распределением в интерметаллидной матрице (ИММ) основных и ЛЭ и дисперсных частиц упрочняющей фазы Y₂O₃: получение ИММ заданного состава либо дроблением литого материала либо методом совместного гидридно-кальциевого восстановления смесей оксидов металлов, составляющих ИММ, последующее введение дисперсных частиц оксидов в порошок ИММ на базе RuAl в процессе МА в высокоэнергетических шаровых мельницах – атриторах, компактирование путем высокотемпературного ГИП по разработанной в работе схеме с последующей горячей экструзией и направленной рекристаллизацией по схеме, предварительно разработанной на модельном материале NiAl-Y₂O₃.

Таблица 1. Остаточная пористость (об. %) сплавов на основе RuAl после РС при ГИП

Состав ат.%	Вид заготовки	ГИП			Состав об.%	Вид заготовки	ГИП		
		I	II	III			I	II	III
52Ru-48Al	ХП	2.0	1.7	1.1	98RuAl-2HfC	ХП	6	4.7	2.8
	ХП+РС	3.6	3	1.7		ХП+РС	15	10.3	6.9
50Ru-48Al-2Ni	ХП	2.5	1.9	1.6	98RuAl-2HfN	ХП	4	1.8	1.5
	ХП+РС	5.3	4.2	3.2		ХП+РС	8.6	6.8	6.3
51Ru-48Al-1Re	ХП	4.3	2.8	2.4	98RuAl-2HfB ₂	ХП	6.7	3.7	2.3
	ХП+РС	7.5	5.2	4.7		ХП+РС	10.3	7.2	5.4
47Ru-48Al-5Re	ХП	5.2	4.4	2.9	98RuAl-2MoSi ₂	ХП	4.1	2.8	1.9
	ХП+РС	10.7	6.4	5.8		ХП+РС	9.9	8	7.3
52Ru-47Al-1W	ХП	5.1	4.5	3.8	97,5Ru ₅₂ Al ₄₈ -2,5Y ₂ O ₃	ХП	4.7	3	2.2
	ХП+РС	5.8	5.2	4.8		ХП+РС	6.8	3.9	3.1
52Ru-47Al-1Mo	ХП	4.8	3.8	3.6	97,5Ru ₅₀ Al ₅₀ -2,5Y ₂ O ₃	ХП	4.8	3.3	2.8
	ХП+РС	7.8	7.1	5.6		ХП+РС	7.3	4.1	3.5

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ МЕТАЛЛА-СВЯЗКИ НА КИНЕТИКУ УПЛОТНЕНИЯ ПРИ СВС-ЭКСТРУЗИИ ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ

Паршин Д.А., Стельмах Л.С., Столин А.М.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинематики и проблем материаловедения РАН, ИСМАН, Московская обл., г.Черноголовка, ул. Академика Осипьяна, д.8, ИСМАН, e-mail: stelm@ism.ac.ru

На основе математического моделирования СВС-компактирования (прессования и экструзии) тугоплавких материалов в цилиндрической пресс-форме исследовано влияние дисперсности металла-связки на основные характеристики материала: плотность и разноплотность по высоте, получаемого изделия. Показано, что при использовании в качестве металла-связки ультра- и нанодисперсных порошков образцы получаются лучшего качества: стержни уплотняются до предельной плотности по всей длине (за исключением малой части стержня находящейся у отверстия профилирующей матрицы) (рис.1).

Известно, что при переходе к наноразмерным частицам имеет место понижение температуры плавления металлов на несколько сотен градусов и снижение коэффициента теплопроводности с уменьшением размера частиц порошков [1]. При применении наноматериалов в качестве металлической связки в процессе СВС- компактирования требуется провести численные сопоставительные расчеты при разных значениях размеров частиц металлической связки, и, как следствие, разных значениях ее температуры плавления. При СВС-компактировании способность продуктов горения к вязко-пластическому деформированию возможна лишь в определенном температурном интервале переработки, определяемом разностью между температурой горения и температурой живучести (формования) материала. Обычно, величина температуры живучести составляет 0.7-0.9 температуры плавления металла-связки [2].

Для теоретического описания процесса использовалась неизотермическая реидинамическая модель [3-4], которая позволяет проводить анализ плотности, температуры и напряженно-деформированного состояния материала в процессе его прессования и экструзии в зависимости от давления, а также от начального распределения температуры и плотности по объему образца.

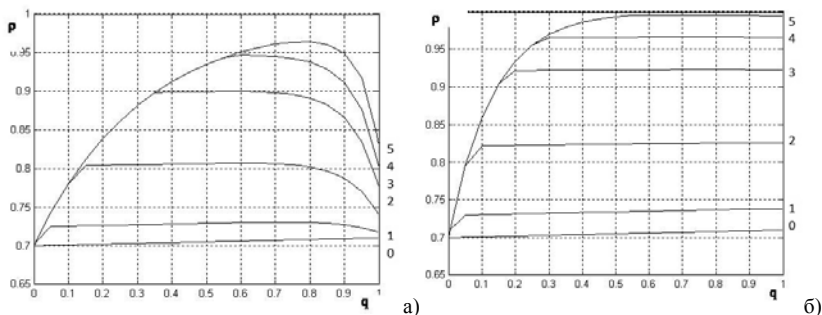


Рис.1. Распределение относительной плотности (ρ) по длине экструдированного стержня (q) при разных значениях размера частиц металлической связки. а) $r = r_0 = 70$ мкм; б) $r = 0.001r_0$, $P=140$ МПа, $Bi_n=1.12$, $Bi_b=0.17$, $t_s=3c$. Цифры у кривых означают различные времена процесса от начала процесса (0) до конца процесса (5).

Численные исследования показали, что использование наноразмерных частиц металла-связки приводит к заметному увеличению качества электрода за счет равномерности распределения плотности. В случае увеличения размера частиц связки распределение плотности является неравномерным, торцы электрода оказываются недопрессованными и это неблагоприятно сказывается на качестве изделия [5].

Литература

1. Азаренков Н.А., Вережкин А.А., Ковтун Г.П. Основы нанотехнологий и наноматериалов: Учеб. пособ.- Харьков, 2009.- 69 с.
2. Подлесов В.В., Радугин А.В., Столин А.М., Мерджанов А.Г. Технологические основы СВС-экструзии. // ИФЖ. 1992. Т.63. , №5. С. 525-537.
3. A.M. Stolin and L.S. Stel'makh «Mathematical Modeling of SHS compaction/Extrusion: An Autoreview». // J. SHS, 2008. Vol. 13, No. 1. P. 53–70.
4. Стельмах Л.С., Столин А.М., Паршин Д.А. Особенности СВС-компактирования при использовании наноматериалов в качестве металлической связки. // Инженерная физика. 2010. №7. С.30-36.
5. Паршин Д.А., Стельмах Л.С., Столин А.М. «Влияние дисперсности металла-связки на кинетику уплотнения при СВС-экструзии тугоплавких материалов». Ж. Композиты и наноструктуры, №4, 2011. С.14-20.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы ФЦП 1.2.1, код НК-46П(1)/П397, регионального проекта РФФИ № 12-03-97552-р_центр_а, 2012-2014 гг.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ И ФОРМИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Поляков П.А.

Россия, 620049, Екатеринбург ГСП-207 Институт Машиноведения УрО РАН, e-mail: smokie84@mail.ru

RESEARCH OF REGULARITIES OF PROCESS OF PRESSING AND FORMATION OF PROPERTIES OF POWDER COMPOSITES ON THE BASIS OF IRON Polyakov P.A.

It is shown that additives of Zn, Cu, P, C to initial powder poorly influence consolidation process during research of process of pressing and formation of properties of powder composites on the basis of iron. By results of measurement of hardness of HB the assessment of strength properties of not baked preparations is executed. It is shown that the greatest durability on stretching initial powder and powder with a phosphorus additive. The smallest durability powder with a graphite additive possesses.

Keywords: powder, pressing, density, hardness, compressibility.

Современные тенденции в области порошковой металлургии связаны с получением материалов с принципиально новыми свойствами, малой неоднородностью свойств, высокой пластичностью. Так, для повышения прочности и твердости спеченного железа, в железный порошок при приготовлении порошковой смеси вводят различные легирующие добавки, железуграфитные композиции обладают антифрикционными свойствами и т.д. В связи с этим возникает задача выбора оптимальных исходных составов смесей порошков и наполнителя, обеспечивающих формирование необходимых физико-механических, магнитных и иных свойств материалов.

В докладе рассмотрены исследованные образцы порошковых композиции, полученных механической активацией ванадийсодержащих порошков железа в смеси с Zn, Cu, P, C в количестве 1,5 мас. % на измельчителе вибрационном ИВ-микро. Шихты на основе порошка железного были получены в институте металлургии УрО РАН и имели следующий химический состав, мас. %: 0,027 C; 0,160 Si; 0,144 Mn; 0,266 V; 0,530 O₂; Fe - основа. Для исследований были выбраны две партии порошка: фракция с размером частиц менее 315 мкм и фракция с размером частиц менее 160 мкм. В качестве добавок использовали порошки цинка распыленного, меди электролитической, порошок железо-фосфор и графит карандашный.

Исходный порошок с массой навески 0,009кг брикетировали односторонним прессованием в цилиндрической пресс-форме диаметром 9,6мм при комнатной температуре и давлениях 400МПа, 700МПа и 1000 МПа. Навеска выбрана из расчета, что при получении беспористой заготовки отношение ее высоты к диаметру составит ~1,7. Это обусловлено тем, что

часть прессовок, полученных при давлении 700МПа, в дальнейшем будут использованы для экспериментальных исследований процесса полунепрерывного выдавливания и, таким образом, определяется параметрами пресс-оснастки для реализации указанного процесса.

Для исследований были взяты по два образца каждой порошковой композиции. Поскольку оказалось, что плотности прессовок, полученных из композиций на основе железного порошка фракции менее 315 мкм и фракции менее 160 мкм, отличаются незначительно (в пределах 1,0-1,5%), поэтому далее рассматриваются усредненные значения по обеим партиям. Прессовки обозначены следующим образом: П1 – исходный железный порошок; П2 – Fe+1,5%Zn; П3 – Fe+1,5%Cu; П4 – Fe+1,5%P; П5 – Fe+1,5%C.

Проведенные исследования показывают, что наименьшая уплотняемость при указанных давлениях у порошков без добавок и с фосфором, лучше других уплотняется порошок с графитом. Что касается композиций с добавками цинка и меди, кривые уплотнения для них практически совпадают. Действительно, применение более твердых порошков железо-фосфор в процессе механоактивации способствует существенному (в несколько раз) измельчению порошка железа. Средний размер частиц уменьшается, также уменьшаются и показатели сферичности (с 0,571 до 0,507), что свою очередь ведет к росту суммарной контактной поверхности частиц и, как следствие, некоторому ухудшению уплотняемости, поскольку на стадии структурной деформации она существенно зависит от размеров и количества площадок межчастичного контакта и состояния поверхности частиц.

Что касается добавок меди, цинка и графита, они являются более мягкими по сравнению с основой (порошком железа), и, таким образом, способствуют лучшему уплотнению на данной стадии прессования, в том числе за счет того, что выступают в качестве смазки для контактных поверхностей частиц. При этом лучшая уплотняемость достигается для порошка П5 (с добавкой графита).

Заметим, что особенности формирования плотности заготовок на данной стадии прессования хорошо коррелируют с результатами измерения угла естественного откоса φ (угла внутреннего трения) порошков. Это подтверждает предположение работы [1], в которой на основе анализа экспериментальных данных по прессованию металлических порошков различной дисперсности утверждается, что в качестве интегральной характеристики уплотняемости порошков на стадии структурной деформации можно принять угол внутреннего трения.

При увеличении плотности основную роль в процессе уплотнения начинает играть пластическая деформация частиц, сначала в приконтактных областях, а затем охватывая объем всей частицы. При этом характер уплотнения порошков в зависимости от добавок меняется, лучше уплотняются более пластичные материалы. Таким образом, степень уплотнения при изменении давления от 400-700МПа до 1000МПа характеризует пластичность порошковой композиции.

Максимальное изменение плотности при увеличении давления от 400МПа до 1000МПа наблюдается для порошков чистого, с цинком, и с медью, несколько меньше для порошка с фосфором, а минимальное для железграфитной композиции. Таким образом, порошок с добавлением графита является наименее пластичным.

По результатам измерения твердости НВ выполнена сравнительная оценка прочностных свойств неспеченных заготовок. Показано, что наибольшей прочностью на растяжение обладают исходный порошок и порошок с добавкой фосфора, а наименьшей порошок с добавкой графита.

Автор выражает благодарность:

д.т.н., профессору А.Г. Залазинскому, д.т.н., Полякову А.П., за постоянное внимание и поддержку при написании работы, а также за высказывание ряда полезных замечаний и рекомендаций.

Литература

1. Поляков А.П. О влиянии размера частиц на уплотняемость порошка. // Заготовительные производства в машиностроении, 2013. - №4. - с.24-28.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Порозова С.Е., Кульметьева В.Б., Сметкин А.А.

Россия, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, keramik@pm.pstu.ac.ru

FEATURES OF DESTRUCTION FOR MATERIALS ON THE BASIS OF ZIRCONIA NANOPOWDERS

Porozova S. E., Kul'met'eva V.B., Smetkin A.A.

Russia, Perm National Research Polytechnic University, keramik@pm.pstu.ac.ru

При формировании структуры и свойств керамики значительную роль играет предыстория материала. Обычно керамику получают из порошков соответствующих соединений, в последнее время – из нанопорошков. Но если процессы формирования структуры и свойств при спекании относительно крупных (микронных) порошков изучены достаточно хорошо, то с материалами, полученными на основе порошков с субмикронными размерами, ситуация более сложная. Серьёзную проблему представляет, например, формование заготовки для спекания. Влияние этого процесса на последующее структурообразование при термической обработке и свойства изделия неоднозначно.

Интерес к керамике на основе диоксида циркония связан как с ее необычными и привлекательными для многих отраслей науки и техники свойствами, так и с очень низкой по сравнению с более крупными порошками температурой спекания. Для большинства нанопорошков снижение температуры спекания по сравнению с порошками микронных размеров существенно меньше. В Научном центре порошкового материаловедения Пермского национального исследовательского политехнического университета разработаны методики получения нанопорошков диоксида циркония, стабилизированного оксидами иттрия, церия, смешанными оксидами иттрия и церия, концентратом оксидов редкоземельных элементов. При получении порошков использованы такие элементы золь-гель технологии как обратное осаждение, введение буферных смесей, применение полимерных добавок. Порошки характеризуются величиной удельной поверхности 50-90 м²/г и размером областей когерентного рассеяния 12-25 нм.

Исследование изломов материалов из нанопорошков диоксида циркония, стабилизированного оксидами иттрия и церия и смешанными оксидами иттрия и церия, проводили на автоэмиссионном растровом электронном микроскопе *ULTRA 55 (Carl Zeiss, Германия)* при увеличениях 5000-100000. Образцы формовали методами одностороннего полусухого прессования при давлении 200 МПа и термоголевого литья (образцы с микро- и нанопористостью). Спекание проводили на воздухе при 1350-1400 °С в течение 2 ч. Несмотря на то, что образцы из разных порошков компактировали при одинаковых условиях, изломы образцов, особенно пористых, существенно отличались друг от друга. Поровая структура образцов характеризовалась наличием пор с размером 10-12 мкм (около 80 % объема пор) и пор с размером 3-10 нм. На изломе материала, стабилизированного оксидом иттрия, фиксировали глобулы размером 0,5-1 мкм, по границам которых проходило разрушение. У материала, стабилизированного диоксидом церия, разрушение проходило по самим глобулам, что позволило выявить их сложное строение и идентифицировать отдельные частицы нанопорошка. Излом материалов, стабилизированных смесью оксидов иттрия и церия, также проходил по границам глобул, имевших сложную спиралевидную поверхность на участках, граничащих с порами. При контакте глобул происходила деформация, характерная для зерен материала при спекании. Анализ изломов пористых образцов позволяет утверждать, что глобулярные структуры, которые часто принимают за зерна материала, несмотря на наличие плотной, хорошо спеченной поверхности являются агломератами частиц. При этом, после спекания до температуры 1400 °С внутри глобул индивидуальные частицы могут быть идентифицированы, как могут быть идентифицированы и структурные элементы, образованные индивидуальными частицами.

Анализ изломов образцов компактных материалов из диоксида циркония позволил сделать вывод о том, что и в случае компактных материалов мы имеем дело не с зёрнами, а с агломератами частиц, имеющими сложное строение. Возможность идентификации в структуре

агломерата первичных частиц (или их агрегатов) указывает на то, что первичные частицы сохраняют свою индивидуальность, т.е. диффузионные процессы при температуре ниже 1400 °С если и происходят, то ограничены очень узкой зоной непосредственного контакта частиц. Разрушение материала при изломе различно для образцов на основе диоксида циркония, содержащего разные стабилизирующие добавки.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ РКУ-ВЫДАВЛИВАНИЕМ ПОРОШКОВОЙ ЗАГОТОВКИ

Рябичева Л.А.¹, Портная З.Н.², Беликова В.В.¹

Украина, Восточноукраинский национальный университет им. В.Даля, e-mail: ryabic@gmail.com
Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
e-mail: portn@mail.ru

MECHANICAL PROPERTIES OF COPPER OBTAINED BY EQUAL-CHANNEL ANGULAR EXTRUSION OF THE POWDER BILLET

Ryabicheva L.A., Portnaya Z.N., Belikova V.V.

The experimental study of the structure and mechanical properties of samples obtained by equal-channel angular extrusion of a high-porous powder billet has been performed. It has shown clearly that equal-channel angular extrusion allows obtaining a porous-free material with fine-grained structure and high mechanical properties.

В отличие от традиционных способов обработки давлением основной целью равноканального углового прессования (РКУ-прессование) является накопление деформации в материале без изменения его формы для получения мелкозернистой структуры, обеспечивающей высокие механические свойства. Объемные наноструктурные материалы, полученные РКУ-выдавливанием порошковых заготовок, характеризуются уникальными физико-механическими свойствами: высокой плотностью, обеспечивающей высокую прочность при сохранении достаточной пластичности.

Целью данной работы является экспериментальная реализация РКУ-выдавливании медной порошковой пористой заготовки за три прохода с проведением исследований микроструктуры, микротвердости и предела текучести на сжатие.

Заготовки для РКУ-выдавливании призматической формы сечением 15x15 мм, длиной 59 мм, исходной пористостью 40% изготавливали из стабилизированного медного порошка марки ПМС-1 ГОСТ 4960-75 двусторонним прессованием на гидравлическом прессе модели ПД-476 силой 1600 кН. Спекание осуществляли в среде синтез-газа по ступенчатому режиму. После спекания образцы имели пористость 42%. Деформирование по схеме РКУ-выдавливании выполняли в специальном штампе на гидравлическом прессе. Отличительной особенностью штампа является наличие матрицы с четырьмя каналами, пересекающимися под углом 90° одинаковыми размерами поперечных сечений, что обеспечивает непрерывное деформирование образцов без извлечения их из штампа. Матрица имела внутренний радиус закругления 1,5 мм, внешний равен 0. В качестве смазки применяли дисульфид молибдена, который наносили на всю поверхность образца и матрицы. Деформирование осуществляли за три прохода (рис. 1). После каждого прохода матрицу поворачивали на 90° и осуществляли повторное деформирование. Давление прессования на первом проходе составило 890 МПа, на втором – 1330 МПа, на третьем – 1750 МПа, величина противодействия 90 МПа, 150 МПа и 170 МПа соответственно. Противодействие регулировали силой, создаваемой вдавливанием свинца через отверстие матрицы.

Распределение плотности по длине образца после двух проходов прессования неравномерно. В зоне образца со стороны противодействия образец уплотнился в меньшей степени, и после второго прохода появилась трещина. После первого прохода плотность в этой зоне составила 8,53 г/см³ и после второго прохода - 8,72 г/см³. В зоне очага деформации получена наиболее высокая плотность равная после первого прохода 8,82 г/см³ и после второго прохода 8,88 г/см³. В третьей зоне, находящейся под пуансоном плотность составила 8,77 г/см³ после первого и 8,85 г/см³ после второго проходов.

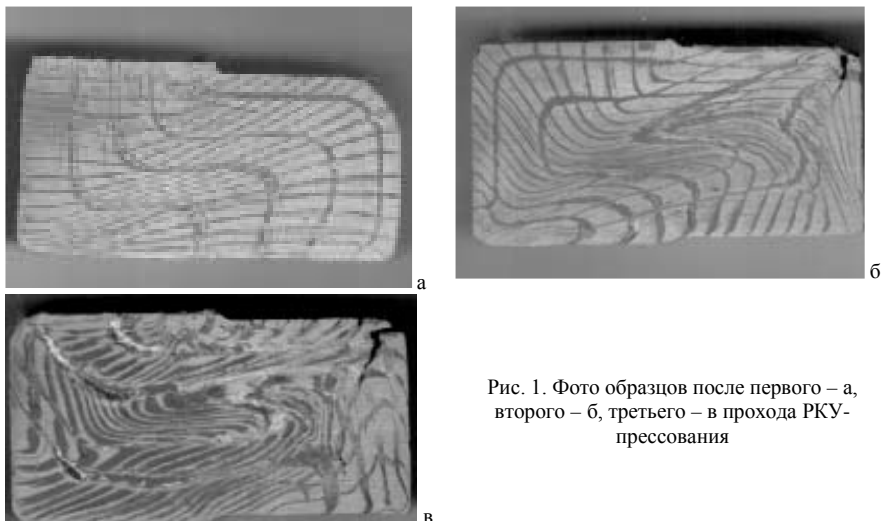


Рис. 1. Фото образцов после первого – а, второго – б, третьего – в прохода РКУ-прессования

Распределение плотности по длине образца после двух проходов прессования неравномерно. В зоне образца со стороны противодействия образец уплотнился в меньшей степени, и после второго прохода появилась трещина. После первого прохода плотность в этой зоне составила $8,53 \text{ г/см}^3$ и после второго прохода - $8,72 \text{ г/см}^3$. В зоне очага деформации получена наиболее высокая плотность равная после первого прохода $8,82 \text{ г/см}^3$ и после второго прохода $8,88 \text{ г/см}^3$. В третьей зоне, находящейся под пуансоном плотность составила $8,77 \text{ г/см}^3$ после первого и $8,85 \text{ г/см}^3$ после второго проходов.

Предварительное уплотнение на первом проходе и рост противодействия на втором обеспечило получение в двух зонах образца высокой плотности при плотности компактной меди $8,89 \text{ г/см}^3$. После третьего прохода в очаге деформации наблюдается максимальная плотность равная $8,89 \text{ г/см}^3$. Однако получены образцы с глубокой трещиной подобной образцам на втором проходе. Следует отметить, что похожие дефекты, наблюдаемые в образцах после второго прохода в зоне со стороны противодействия, переместившись в зону под пуансоном на третьем проходе (согласно схеме прессования), залечились. Характерно увеличение длины очага деформации с более высокой плотностью после каждого прохода деформирования.

На рис. 2 показаны фото микроструктур, полученные с помощью растрового электронного микроскопа РЭММА-102 из различных зон деформированного образца после третьего прохода. В исследуемом образце сформировалась однородная, упорядоченная микроструктура, имеющая малоугловые границы, при этом зерна являются сильно упруго искаженными с явной текстурой деформации (рис. 2). Причиной этих упругих искажений являются дальнедействующие напряжения от неравновесных границ зерен. Получен наиболее мелкий размер зерна в средней зоне (около 80 нм), при этом увеличился уровень искажений всех зерен, контуры границ стали размыты. Не наблюдалось большого разброса в размерах кристаллитов исследуемых зон, как после первого и второго проходов.

Исследовали изменение микротвердости по продольному сечению образца после каждого прохода деформирования. Наблюдается неравномерное распределение микротвердости аналогичное неравномерному напряженному состоянию. С ростом накопленной деформации получен рост микротвердости. В очаге деформации средняя максимальная микротвердость составляет от 714 МПа на первом проходе до 810 МПа на третьем проходе, соответствующая максимальной интенсивности деформации. Здесь же наблюдается интенсивное увеличение зоны турбулентности. В зоне со стороны противодействия микротвердость составила 760 МПа при интенсивности деформаций $1,4$, что связано с развитием рыхлости.

Исследованы величины зерна выполнены рентгеноструктурным анализом на дифрактометре ДРОН 4-13, излучение CuK_α , с использованием анализа профиля дифракционной

линии и прецизионного измерения параметра кристаллической решетки по положению центра тяжести линий (111), (220) и (311). Каждую линию снимали 5 раз. Случайная ошибка определения параметра решетки составила менее $0,001\text{\AA}$. Величина зерна составила на первом проходе 180-200 нм, на втором – 140-180 нм, на третьем – 100-140 нм. Следует отметить, что на первых двух проходах прессования одновременно с измельчением зерна происходит рост плотности. Исходная пористость образцов составила 42%, на втором проходе в зоне очага деформации получен практически беспористый материал.

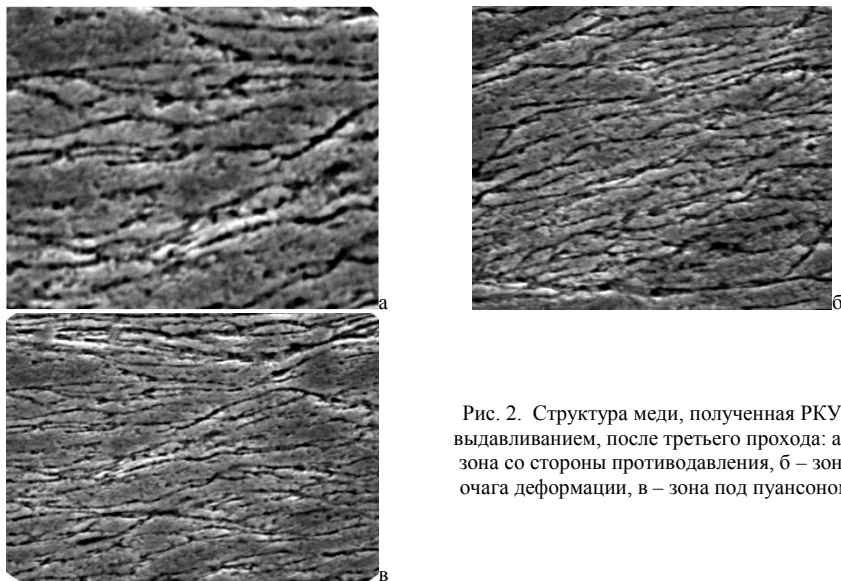


Рис. 2. Структура меди, полученная РКУ-выдавливанием, после третьего прохода: а – зона со стороны противодействия, б – зона очага деформации, в – зона под пуансоном

Механические свойства определяли испытанием на сжатие цилиндрических образцов, вырезанных из трех зон по направлению прессования. Испытание выполняли на испытательной машине ZD-4. После первого прохода предел текучести составил в зоне со стороны противодействия – 105 МПа, в очаге деформации – 180 МПа, в зоне под пуансоном – 130 МПа. После второго прохода: в зоне со стороны противодействия – 160 МПа, в очаге деформации – 430 МПа, в зоне под пуансоном – 360 МПа; после третьего прохода: в зоне со стороны противодействия – 260 МПа, в очаге деформации – 580 МПа, в зоне под пуансоном – 470 МПа. Высокие механические свойства в зоне под пуансоном и в очаге деформации объясняются полной консолидацией порошка меди и образованием мелкозернистой структуры.

Таким образом, РКУ-выдавливание порошковой пористой заготовки, имеющей высокую пористость, позволяет получить беспористый материал с мелкозернистой структурой и высокими механическими свойствами.

СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ НИТРИДОВ ЖЕЛЕЗА И ХРОМА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Тихомиров С.А., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Гнедовец А.Г., Зеленский В.А.,
Тарасов О.Д., Трегубова И.В.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
e-mail: sat57@mail.ru

SYNTHESIS OF OF IRON AND CHROMIUM NITRIDES NANOPARTICLES FOR PRODUCTION OF HIGH-NITROGEN STEELS BY METHODS OF POWDER METALLURGY

Tikhomirov S.A., Alymov M.I., Ankudinov A.B., Gnedovets A.G., Zelensky V.A.,
Tarasov O.D., Tregubova I.V.

Powder metallurgy techniques (hot isostatic pressing, extrusion, sintering, etc.) enable to fabricate high-nitrogen powder steels with enhanced performance properties (mechanical strength, corrosion resistance, etc.) using nitrated particles of iron, chromium and their nitrides. As a precursor for obtaining iron nitrides, iron hydroxide nanopowder was used which was reduced in hydrogen and the synthesized iron powder was nitrated in the flow of ammonia at temperatures below 500°C. Depending on the processing regimes nanopowders of iron nitrides γ -Fe₄N, ϵ -Fe_{2.3}N, ζ -Fe₂N with particle sizes from 40 to 400 nm were synthesized. Complete nitriding of the Fe-nanopowder was reached after ~90 min. A method for obtaining chromium nitride Cr₂N was applied at relatively low temperature (850 °C) using simple and largely non-toxic precursors. Heat treatment of chromium oxides was carried out in nitrogen atmosphere in the presence of urea as nitrogen sources. The sizes of the chromium nitride nanopowders varied from 5 to 40 nm depending on annealing conditions.

Методами порошковой металлургии (горячего изостатического прессования, экструзии, спекания и др.) из легированных азотом наночастиц железа и хрома и их нитридных соединений можно производить высокоазотистые стали [1,2] с улучшенными прочностными и антикоррозионными характеристиками и одновременно экономить дорогие легирующие элементы (никель, марганец и др.). Особый интерес представляют безникелевые азотистые порошковые стали, которые применяются в биомедицине [3]. При производстве порошковых высокоазотистых сталей предварительно легированный порошок с известным содержанием азота смешивается с необработанным порошком железа в пропорции, обеспечивающей желаемую концентрацию азота в конечном продукте. В процессе горячего прессования нитридная фаза распадается, и азот частично выходит в окружающую атмосферу, а также перераспределяется между контактирующими между собой азотированными и нелегированными частицами металла.

В данной работе приводятся результаты экспериментальных исследований синтеза нанопорошков нитридов железа и хрома, получаемых химико-металлургическим методом (ХММ) с последующей химико-термической обработкой (ХТО). Анализ структурно-фазового состояния и химического состава проводился методами рентгеновского дифракционного анализа (РФА), электронной микроскопии (РЭМ) с определением удельной поверхности порошков (БЭТ).

Синтез нанопорошков железа осуществлялся химико-металлургическим методом [4], который заключается в получении маловодных гидроксидов методом гетерофазного взаимодействия и их термообработке в восстановительной среде. Изменение температуры и длительности водородного восстановления позволяет получать железные нанопорошки разной дисперсности со средними размерами частиц от 40 до 400 нм. Увеличение температуры (до 580°C) и времени (до 40 мин) процесса приводило к образованию более крупных частиц (до 400 нм) из-за процессов коалесценции и частичного спекания частиц. Синтезированные нанопорошки железа быстро и эффективно азотируются в потоке аммиака атмосферного давления при температурах 160–500°C. В частности, в порошках с размером частиц 40 нм уже через 10 мин химико-термической обработки при 500°C содержание нитридных фаз железа составляло ~60 %. В зависимости от режимов обработки были получены нанопорошки нитридов железа различных фаз γ -Fe₄N, ϵ -Fe_{2.3}N, ζ -Fe₂N с дисперсностью от 40 до 400 нм.

В основу способа синтеза прекурсора нанопорошка нитрида хрома был положен метод гетерофазного взаимодействия соли хрома с раствором щелочи и получением маловодного гидроксида хрома с последующим отжигом на воздухе и в среде аргона до получения оксидов.

Полученный порошок маловодного гидроксида хрома рентгеноаморфен. Нанопорошки нитрида хрома получали термической обработкой оксидов хрома в азотной среде в присутствии мочевины в качестве источников азота.

Синтезированный порошок гидроксида хрома отжигали в трубчатой печи на воздухе и в потоке аргона 40 л/час при температурах 400, 480 и 630°C. Нагрев до температуры изотермической выдержки осуществляли за 1 час, продолжительность выдержки при заданной температуре составляла 1 час. Восстановленный порошок охлаждали с пещью в потоке аргона 50 л/час. Полученный порошок оксида хрома отжигали в трубчатой печи в азотной среде в присутствии мочевины в качестве источников азота при температурах 400 и 850°C. Нагрев до температуры изотермической выдержки осуществляли за 1 час, продолжительность выдержка при заданной температуре составляла 2 и 1 час, соответственно. Синтезированный порошок охлаждали с пещью в потоке аргона 30 л/час. Размер полученных частиц порошка нитрида хрома Cr_2N изменялся от 5 нм до 40 нм в зависимости от режимов отжига.

Рассматриваются особенности физико-химических процессов азотирования порошков, связанные с доставкой реагентов через поровое пространство засыпки, каталитическими процессами на поверхности, диффузионным переносом внутри частиц и размерными эффектами.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, гранты 11-03-01014-а, 11-08-00743-а.

Литература

1. Karsokas N.F., Rodrigues D., Filho F.A., Toro A., Tschiptschin A.P. Sintered high nitrogen stainless steel obtained using pre-mixed powders. *Materials Science Forum*, 2003, v. 416-418, p. 269-275.
2. Юровских А.С., Кардонина Н.И., Попов А.А., Печина Е.А. Структура и фазовый состав порошкового материала системы Fe-Cr-N, спеченного в различных газовых атмосферах. *Технология металлов*, 2009, № 9, с. 30-37.
3. Yang K., Ren Y. Nickel-free austenitic stainless steels for medical applications. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2010, v. 11, 014105.
4. Трегубова И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Тихомиров С.А.. О закономерностях и условиях синтеза металлических нанопорошков. *Цветные металлы*. 2011, № 5, с. 47-52.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ ОКСИДОВ ХРОМА И ТАНТАЛА Трегубова И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Залетова И.А.

*Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
tregubova.01@bk.ru; alymov@ultra.imet.ac.ru; a-58@bk.ru, zelensky55@bk.ru.*

NANOPOWDERS CHROMIUM AND TANTAL OXIDES SYNTHESIS Tregubova I.V., Alimov M.I., Ankydinov A.B., Zelensky V.A., Zaletova I.A.

The nanopowders of chromium and tantalum oxides for fabrication chromium and tantalum nitrides at relatively low temperature was obtained by chemical-metallurgical method. The compositions, structures and properties of powders were studied by chemical analysis, DTA, x-ray spectrometry.

Известно, что нитриды переходных металлов обладают высокими прочностными свойствами. Важной характеристикой нитридов металлов является их термическая стабильность. Одними из наиболее стабильных являются нитриды хрома и тантала, что делает их весьма востребованными при производстве жаропрочных и жаростойких композиционных материалов. В последнее время проводятся работы по получению нитридов металлов в виде наночастиц, а прекурсорами для их получения используют нанопорошки оксидов соответствующих металлов.

Основными способами получения оксидных материалов являются различные варианты химических методов, поэтому роль управляемого химического синтеза в формировании и модифицировании их свойств все больше становится определяющей, поскольку именно на этой стадии закладываются размерные, фазовые, структурные характеристики, а следовательно, химические, физические, механические и другие свойства материалов.

В настоящее время основная часть работ, связанных с получением нано порошков оксидов, направлена на совершенствование известных химических методов: соосаждения, золь-гель и других, путем подбора определенных условий (температуры, pH среды, наличия поверхностно-активных веществ (ПАВ), параметров воздействия ультразвуком и др.), которые обеспечивают получение продукта с необходимыми характеристиками.

Изучение процессов получения прекурсоров и их термической обработки является необходимым этапом разрабатываемых технологических процессов и позволяет прогнозировать свойства конечного продукта.

Целью настоящей работы является разработка синтеза нанопорошков оксидов хрома и тантала через маловодные гидроксиды металла.

Для получения нанопорошков оксидов был использован химико-металлургический метод, который включает в себя два этапа. На первом этапе получают прекурсоры в виде маловодных гидроксидов. На втором - проводят термообработку полученных прекурсоров. Этот метод синтеза нанопорошков основан на гетерофазном взаимодействии твердой соли металла с растворами, содержащими гидроксильные группы [1].

В данной работе были изучены процессы получения нанопорошков оксидов хрома и тантала. Для проведения реакции гетерофазного взаимодействия с целью получения маловодных гидроксидов хрома и тантала были исследованы такие параметры химической реакции как концентрация и pH раствора, температура и время проведения химического взаимодействия, соотношение твердых и жидких компонентов.

Материалами для получения гидроксидов хрома и тантала служили хром хлористый 6-водный ($\text{CrCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$), TaCl_5 и растворы аммиака различной концентрации. В результате проведенной реакции были получены нанопорошки маловодного гидроксидов хрома и тантала – $\text{Cr}(\text{OH})_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ и $\text{Ta}(\text{OH})_5 \cdot n\text{H}_2\text{O}$. Причем при проведении реакции при получении гидроксида тантала аммиак охлаждали до температуры минус 5-10 °С. Полученные порошки рентгеноаморфны, удельная поверхность составляла от 15 до 78 м²/г для гидроксида хрома и 120 - 168 м²/г для гидроксида тантала (по методу БЭТ).

Исследованы кинетические закономерности дегидратации полученных гидроксидов, показана возможность управления дисперсностью порошка при термообработке путем изменения условий проведения процесса. Отжиг полученных нанопорошков маловодного гидроксида хрома проводили в интервале температур 400 – 630 °С на воздухе и в среде аргона. Гидроксид тантала прокаливали при температурах 650, 750 и 830 °С в среде аргона.[2]. Оптимальное сочетание концентрации, pH раствора, температуры синтеза, условий термообработки позволили получить нанопорошки оксида хрома – Cr_2O_3 с узким фракционным составом и удельной поверхностью 48 м²/г и оксидов тантала Ta_2O_5 удельной поверхностью 64,7 м²/г. В дальнейшем полученные нанопорошки оксидов хрома и тантала были использованы для получения нанопорошков нитридов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 12-08-00124-а.

Литература

1. Масленков С.Б., Красулин Ю.Л., Шойтова А.В., Трегубова И.В., Титова Т.Ф. Кристаллизация в системе Al_2O_3 - NiO в процессе гетерогенной реакции между компонентами. ЖНХ, 1985, т.30, вып.5, с.1246-1249.
2. Трегубова И.В., Альмов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Тихомиров С.А. О закономерностях и условиях синтеза металлических нанопорошков. Цветные металлы, 2011, № 5, стр.47-52

НАНОСТРУКТУРНЫЕ СВЕРХПРОЧНЫЕ ТЯЖЕЛЫЕ ВОЛЬФРАМОВЫЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Болдин М.С., Москвичева А.В., Сахаров Н.В., Мелехин Н.В., Шотин С.В., Лопатин Ю.Г., Козлова Н.А., Баранов Г.В.¹, Белов В.Ю.¹

Россия, Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, nokhrin@nifti.unn.ru

⁽¹⁾ Россия, ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», gleba@inbox.ru

The work investigates the impact of W-Ni-Fe particle size on WNF alloys optimum sintering temperature, structure and mechanical properties. The particles were changed by mechano-activation of the original W-Ni-Fe coarse-grained charge and by adding nano-dispersed particles obtained by plasmochemical synthesis. It has been demonstrated that alloy's density nonmonotonically depends on the sintering temperature, with alloy particle size reduction leading to optimum sintering temperature reduction. Solid- and liquid-phase sintering impact on structure and strength properties of mechano-activated W-Ni-Fe alloys has also been studied.

В качестве объекта исследования выступали сплавы 95W-3.5Ni-1.5Fe (ВНЖ-95) и 90W-7Ni-2Fe-1Co (ВНЖК-90). Смешивание порошков W, Ni, Fe, Co осуществлялось в биконическом смесителе. Механоактивация (МА) проводилась в планетарной мельнице с ускорением мелющих тел 50g при скорости вращения 1450 об/мин. Время МА ($t_{\text{ма}}$) варьировалось от 1 до 120 мин.

Спекание порошков проводили методом свободного спекания в водороде, а также методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе - «Spark Plasma Sintering») в вакууме (4 Па) при давлении прессования 70 МПа в интервале температур спекания ($T_{\text{спек}}$) от 900 до 1300 °C и скоростей нагрева (V) от 10 до 300 °C/мин.

Средний размер частиц вольфрама после МА ($t_{\text{ма}}=20$ мин) составляет 80-100 нм. В процессе обычного спекания в материале протекает процесс рекристаллизации - повышение $T_{\text{спек}}$ до 1100, 1300 и 1450 °C приводит к увеличению размера зерна (d) сплава до 1.5, 4.4 и 22 мкм, соответственно.

Зависимость $\rho(T_{\text{спек}})$ имеет двухстадийный характер – увеличение $T_{\text{спек}}$ от 1100 °C до $T_{\text{орт}}=1300$ °C приводит к повышению ρ от 87.3 до 99.2%. Увеличение $T_{\text{спек}}$ до 1450-1500 °C приводит к снижению ρ до 95.6÷96.3%. Анализ показывает, что МА приводит к снижению $T_{\text{орт}}$ от температуры жидкофазного спекания (~1450÷1500 °C) до ~1300 °C. Зависимости $\sigma_0(T_{\text{спек}})$ и $\sigma_T(T_{\text{спек}})$ механоактивированного сплава ВНЖ-95 также имеют двухстадийный характер – максимум механических свойств ($\sigma_0=1030$ МПа, $\sigma_T=1320$ МПа) достигается при $T_{\text{спек}}=1250$ °C. Дальнейшее повышение $T_{\text{спек}}$ приводит к снижению прочности, обусловленному развитием процессов рекристаллизации. Исследование структуры и свойств образцов, полученных методом ЭИПС, показывает, что в сплаве, спеченном методом ЭИПС при $T_{\text{спек}}=1100$ °C, $d=300-500$ нм.

При ЭИПС (скорость нагрева 100 °C/мин) $T_{\text{орт}}$ составляет 1100 °C, что существенно ниже, чем $T_{\text{орт}}$ для свободного спекания. Следует отметить, что уменьшение скорости нагрева приводит к смещению $T_{\text{орт}}$ в область более высоких значений – при скорости нагрева 50 °C/мин $T_{\text{орт}}$ составляет ~1200 °C. Максимальная плотность материала (18.05 г/см³~99.4%) достигнута после нагрева до $T_{\text{орт}}=1100$ °C ($V=100$ °C/мин) и выдержки в течение 3 мин. Зависимости $\sigma_0(T_{\text{спек}})$ и $\sigma_T(T_{\text{спек}})$ являются двухстадийными. Максимальная прочность материала ($\sigma_0=2250$ МПа, $\sigma_T=2500$ МПа) достигается после нагрева со скоростью 100 °C/мин до температуры 925-950 °C. При этом пластичность (при испытаниях на сжатие) сплава мала и не превышает 0.2-0.5%. ЭИПС при более высоких температурах (более 1050 °C) приводит к снижению σ_0 до 1500 МПа и σ_T до 1900 МПа, но обеспечивает заметное повышение пластичности материала – при испытаниях на сжатие образцы не разрушаются после осадки на ~10%.

В работе предложена качественная модель эволюции порошков при МА и ЭИПС, позволяющая объяснить немонотонный характер зависимостей $\rho(T_{\text{спек}})$ и $\sigma_T(T_{\text{спек}})$. Показано, что высокая прочность сплавов обусловлена малым размером зерна, вкладом неравновесного твердого раствора вольфрама в γ -фазе, а также неравновесным состоянием межфазных границ «вольфрам - γ -фаза».

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №13-03-01134_a).

ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВОЙ МЕДИ ДЛЯ ТЕПЛОНАПРЯЖЕННЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ

Шалунов Е.П., Смирнов В.М., Краснов В.Ю.

*Россия, ФГБОУ ВПО «Чувашский государственный университет имени И.Н. Ульянова»,
shalunov2003@mail.ru*

Annotation: Conducted comparative bench testing and production of the materials revealed that electrical contact elements of the developed copper bulk nanostructured materials have compared to similar contact members of copper higher (at 3,0 ... 3,3 times) arc resistance and lower (7 times) a penchant for «sticking» and their life above resource electrocontact elements made of copper, 5,9 times, from bronze CuCrZr328 – 1,7 ... 3,4 times and did not concede a resource electrodes of the best material for this purpose - commercially available in the United States of dispersion-strengthened material GlidCop® AL-60, but it is provided over the last material decline of 30% of the consumption of electro-technological installations of electrical energy.

Анализ работы наиболее совершенных контактов электрических аппаратов и электротехнологических установок, а также тенденций их развития показал, что востребуемыми новыми материалами для них являются такие электроконтактные материалы, которые помимо хорошей электро- и теплопроводности, электроэрозионной стойкости должны обладать также высокой жаропрочностью, благодаря которой удастся сохранять первоначальные геометрические параметры электрических контактов более длительный период времени, тем самым, увеличивая их ресурс.

В качестве таких электроконтактных материалов в настоящей работе предложены порошковые материалы на основе меди, получаемые с использованием метода реакционного механического легирования в атриторе [1,2] и наделенные упрочняющими термодинамически стабильными частицами наноразмерного уровня, образуемыми в результате осуществления твердофазных реакций между кислородом воздуха и специально вводимыми в исходную порошковую смесь (порошок меди и графит) легирующими элементами, в частности, алюминия.

Исследования, проведенные на композициях, содержащих в исходном составе 0,25...0,80%масс. алюминия и 0,15...0,25%масс. углерода в виде графита, показали, что добавка окиси меди CuO в исходную шихту системы Cu-Al-C-O в совокупности с проведенной термообработкой полученных в атриторе гранульных композиций в смеси газов (CO+CO₂) действительно обеспечили перевод всего алюминия в его оксид γ -Al₂O₃ в виде частиц наноразмерного уровня за счет внутреннего окисления при термообработке гранул. Это подтверждается как соответствием параметра решетки медной матрицы получаемых из термообработанных гранул прутков параметру решетки чистой меди, так и стереологическим анализом тонкой структуры, который показал, что в конечном составе этих материалов преобладают мелкие частицы размерами до 35 нм. Их число составляет 93...96%. С увеличением количества алюминия в материале количество крупных частиц уменьшается, а количество мелких частиц увеличивается. Также с увеличением содержания Al растет общее число частиц и их объемная доля, что обеспечивает повышение прочностных характеристик. Межцентровое расстояние между частицами уменьшается с увеличением количества частиц в единице объема с 760 нм до 489 нм.

Исследования, проведенные с использованием как атомно-силовой микроскопии на зондовом сканирующем микроскопе, так и с использованием угольных тонких фольг на просвечивающем электронном микроскопе показали, что медная матрица исследуемых материалов сильно фрагментирована, средний размер субзерен составляет от 100нм до 120 нм, что хорошо подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа физического уширения дифракционных линий {111} и {222} исследуемых материалов методом аппроксимации - размер областей когерентного рассеяния составляет 80...120 нм. Плотность дислокаций при этом равна от $5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ до $9 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Нагрев гранул в смеси газов (CO+CO₂) обеспечивает не только предотвращение их окисления, но и значительное снижение в них содержания водорода - до 0,00004 %масс., что ниже, чем равновесное максимальное содержание водорода в меди при температуре 1060 °С – 0,00018% масс. Низкое содержание водорода, даже при наличии окислов меди в исследуемых материалах, снижает возможность появления внутренних напряжений в электрических

контактах при высоких температурах за счет образования паров воды («водородная болезнь») [2].

Проведенными исследованиями установлено, что при каждом конкретном содержании алюминия имеется оптимальное количество углерода, при котором материал обладает наибольшей электропроводностью или твердостью. Причем, максимум электропроводности этих материалов приходится при содержании углерода в количестве 0,1 массовых долей на 1 массовую долю алюминия, а максимум твердости – при 0,3 массовых долей углерода на 1 массовую долю алюминия.

Такие параметры структурных составляющих, благодаря которым данные материалы относятся к объемным наноструктурным материалам [3], обеспечивают им высокую температуру рекристаллизации и высокие прочностные свойства (таблица). Так, например, материал с условным обозначением МАГ50-25 и с исходным составом Cu-0,50%масс.Аl-0,25%масс.С (и с содержанием кислорода в конечном составе материала в количестве 0,03%масс.) имеет температуру рекристаллизации, равную 930°С, предел прочности при 20°С – 717 МПа, при 500°С – 170 МПа. Но при этом электропроводность этого материала не превышает 50% от электропроводности меди, что объясняется значительным содержанием в нем алюминия в твердом растворе меди.

Добавка же 1,32...3,50%масс. CuO в исходную шихту в совокупности с указанной выше термообработкой обеспечили перевод всего алюминия в его оксид, что придало таким материалам (см. в таблице - МАГ25-15К, МАГ40-20К, МАГ50-25К и МАГ80-15К) повышенную электропроводность (для МАГ25-15К - до 92% от электропроводности меди) и одновременно сохранило у них высокую температуру рекристаллизации – не ниже 830°С.

Таблица - Основные физико-механические свойства исследуемых материалов системы Cu-Al-C-O

Характеристика материала и единица её измерения	GlidCop® AL-60	Исследуемые материалы				
		МАГ50-25	МАГ25-15К	МАГ40-20К	МАГ50-25К	МАГ80-15К
Абсолютная плотность, г/см ³	8,81	8,62	8,69	8,56	8,57	8,59
Теплопроводность, Вт/м·°К	320	185	339	325	315	308
Электропроводность, % от электропроводности меди	75	50	92	87	85	81
Твердость по Бринеллю НВ 5/750/30	155	181	128	140	140	160
Предел прочности при растяжении, МПа	500	717	400	420	415	510
Относительное удлинение, %	15,0	8,7	21	15	15	12
Температура рекристаллизации, °С	860	930	830	840	840	870

Проведенные сравнительные стендовые и производственные испытания исследуемых материалов позволили установить, что электроконтактные элементы из разработанных медных объемных наноструктурных материалов (в частности, МАГ80-15К, МАГ50-25К) на основе системы Cu-Al-C-O обладают по сравнению с аналогичными контактными элементами из меди М1 более высокой (в 3,0...3,3 раза) дугостойкостью и более низкой (в 7 раз) склонностью к «залипанию», а их ресурс выше ресурса электроконтактных элементов, изготовленных из меди М1, в 5,9 раза, из хромоциркониевых бронз БрХ1Цр и CuCrZr328 (США) – в 1,7...3,4 раза и не уступает ресурсу электродов из лучшего материала для этих целей – промышленно выпускаемого в США дисперсно-упрочненного материала GlidCop® AL-60 (см. таблицу), но при этом обеспечивается по сравнению с последним материалом снижение на 30% потребления электротехнологическими установками (в частности, сварочными) электрической энергии.

Список использованной литературы:

1. Österreich.-Patent 400.580. Kupferwerkstoff für elektrisch leitende Verschleissteile / Schalunov E., Jangg G., Walther H., Matrosov A. ÖA 1341/93 von 08.07.1993.

2. Смирнов В.М., Шалунов Е.П. Пути оптимизации свойств объемных наноструктурных материалов на основе порошковой меди, получаемых реакционным механическим легированием //Новые технологии: Тр. матер. 9-ой Всеросс. конф., Миасс, 16-18 окт., 2012 г.- Том 2.- М.: РАН, 2012. – с.115-124.

3. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.- 398 с

ДВУХСТУПЕНЧАТАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ПРОЦЕССЕ СВС-ЭКСТРУЗИИ

Штейнман А.Э., Столин А.М., Бажин П.М.

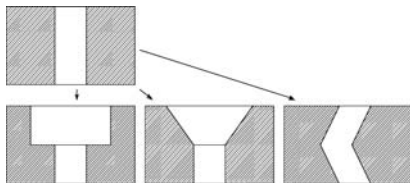
Россия, ИСМАН, alex@steinman.ru.

Two-step deformation during the SHS-extrusion. A.E. Steinman, A.M. Stolin, P.M. Bazhin.

SHS-extrusion is a method that combines self-propagating high temperature synthesis (SHS) with extrusion. SHS is a method of producing non-metallic and ceramic materials by exothermic reaction between the initial components. In this work, authors achieving the increase of the material hardness and microstructure uniformity, and decrease of the grain size by changing the technological scheme of SHS-extrusion. The idea of the new scheme is usage of multistep and angular dies during the extrusion.

Пластическая деформация является широко используемой техникой получения изделий заданной формы и влияние на структуру и свойства материалов. Один из вариантов использования пластической деформации – метод СВС-экструзии. СВС-экструзия совмещает в себе технологию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза – технологии позволяющие получать керамические и интерметаллидные и другие материалы, за счет экзотермической реакции между исходными компонентами, и экструзии – метода получения длинномерных изделий с заданным сечением. Экструзии подвергаются продукты СВС-реакции, непосредственно после ее проведения. Несмотря на то что продукты синтеза – тугоплавкие и керамические материалы, плохо поддающиеся пластической деформации, процесс СВС-экструзии позволяет произвести ее, за счет того что в результате реакции продукты нагреваются до очень высоких температур, при которых начинают проявлять пластичные свойства. Поэтому, СВС-экструзия является уникальным в своем роде методом для получения длинномерных изделий из твердых, неметаллических материалов.

Продукты СВС-экструзии могут применяться в качестве нагревателей, заготовок для режущего инструмента, электродов для нанесения покрытий методом электроискрового легирования. Применение может быть различным, но всегда большую роль играет качество получаемого материала. Поэтому актуальная задача для исследования – повышение качества изделий. Добиться этого можно, за счет влияния на процесс пластического деформирования во время СВС-экструзии. Пластическая деформация может быть мощным инструментом для изменения микроструктуры материала, и как следствие повышения его технологических свойств, в частности, измельчение структуры позволяет повысить прочность материала с одновременным повышением пластичности. Поэтому необходимо модифицировать технологическую схему СВС-экструзии так, чтобы повысить эффективность влияния пластической деформации на свойства материала.



Изменение технологической схемы предполагается сделать за счет использования новых конфигураций матрицы, через которую продавливается материал. Использование ступенчатых, угловых и винтовых матриц, позволит материалу дольше находиться под действием деформирования, за счет чего будет

накапливаться деформация и формироваться более однородная и мелкозернистая структура.

В работе использовалась двухступенчатая конфигурация матрицы, при этом варьировались размеры отверстий и углы между плоскостями. Материалом, используемым в работе, был выбран сплав СТИМ 2/30Н на основе карбида титана в кобальтовой связке.

Проведенные исследования показали улучшение ряда характеристик материала, таких как: возрастание твердости, повышение однородности структуры, уменьшение среднего размера зерна. Также наблюдается меньшее агрегирование зерен карбида титана. Поэтому необходимо вести исследования в данном направлении достижения нового уровня качества изделий, получаемых при СВС-экструзии.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НИЗКОПОРИСТОГО ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Шустов В.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, _Nemo_73@mail.ru

TECHNOLOGY FOR PRODUCING LOW POROSITY IRON-BASED POWDER MATERIAL

Shustov V.S.

In this paper, a number of trials to obtain low porosity bulk materials from different dispersion iron powders were carried by pressing followed by sintering. Compression load, sintering time and temperature were varied. It is shown, that the staged sintering of carbonyl iron powder compacts allowed to achieve higher values of the samples relative density.

Среди различных современных материалов все большее внимание обращают на себя порошковые объекты, для получения которых исходным сырьём являются порошки с субмикронными и наноразмерными частицами. К тому же, использование порошковых материалов во многих случаях является более экономичным и экологичным. Металлические и керамические пористые материалы применяются во многих отраслях промышленности – машиностроении, авиационной, химической, нефтяной, пищевой, металлургической и др., как фильтрующие и конструкционные материалы, как ионизаторы и т.п. В зависимости от применяемого материала они могут обладать необходимыми свойствами, такими как, например, жаропрочность, теплопроводность, коррозионная стойкость [1,2].

Порошковым пористым материалам и изделиям характерна достаточно равномерно распределенная по объему пористость, которая является важной технической характеристикой, определяющей возможность широкого применения таких материалов в различных отраслях техники. Однако наделяя порошок материал нужными эксплуатационными свойствами, пористость одновременно уменьшает его прочность, что заставляет изыскивать технологические приемы, улучшающие развитие межчастичных связей при формовании и спекании изделий [2].

В данной работе проведен ряд испытаний по получению низкопористых объемных материалов из порошков железа различной дисперсности методом прессования с последующим спеканием. Автором использовались порошки карбонильного железа с размерами частиц менее 50 мкм и менее 100 мкм. Для выявления зависимости формируемой пористой структуры от режимов прессования и спекания были проведены эксперименты, при которых варьировались нагрузка прессования, время и температура спекания. Изменяя нагрузку от 50 МПа до 200 МПа при двустороннем прессовании порошка карбонильного железа с частицами размером менее 100 мкм и дальнейшем спекании по режиму – нагрев за 2 часа до 800°C и выдержка при этой температуре в течение 2 часов (в потоке водорода 60 л/ч), далее охлаждение с печью в потоке водорода 20 л/ч, были получены образцы с относительной плотностью 84,4 – 87,2%. Было проведено дополнительное спекание полученных образцов при температуре 950°C по аналогичному режиму, однако плотность была увеличена незначительно – до 86,1-89,0% (таблица 1).

Односторонним прессованием порошка карбонильного железа с частицами размером мене 50 мкм при нагрузке 400 МПа и дальнейшем спекании в потоке водорода по режиму – нагрев до 900 °С за 40 минут и выдержка 1 час, получен образец с относительной плотностью 82,0%. Аналогичный режим консолидации порошка железа, при котором была увеличена температура спекания до 1100°C, показал увеличение плотности образца до 83,9%. Увеличение продолжительности спекания при температуре 1100°C с 1 часа до 10,5 часов дало незначительное увеличение плотности до 84,7%. Однако при этом спекание проводилось не в потоке водорода, а в вакууме 10^{-5} Па.

Таблица 1. Результаты консолидации порошков карбонильного железа с фракцией менее 100 мкм.

Давление прессования, МПа	Плотность прессовки до спекания, %	Плотность после спекания при 800°С, %	Открытая пористость, %	Плотность после дополнительно спекания при 950°С, %
200	67	87,2	9,4	88,9
150	65	86,8	8,9	88,0
100	63	86,9	9,4	87,7
80	62	86,5	9,3	87,7
50	58	84,4	11,0	86,1

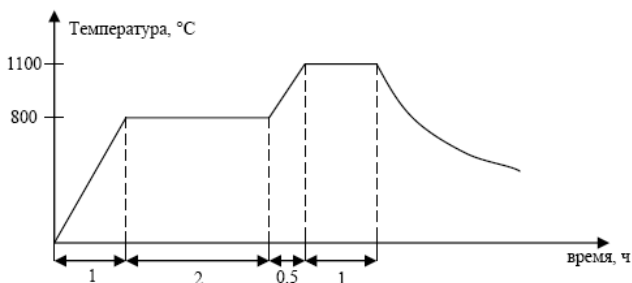


Рис. 1. Ступенчатый режим спекания порошков карбонильного железа.

Известно, что одной из особенностей усадки порошковых прессовок является то, что в случае дальнейшего повышения температуры после длительного изотермического спекания, когда усадка почти прекратилась, скорость усадки снова возрастает. Поэтому в работе было опробовано ступенчатое спекание прессовок, полученных односторонним прессованием при 400 МПа порошка карбонильного железа с частицами размером менее 50 мкм. Режим спекания заключался в нагреве до 800 °С за 1 час, выдержке при этой температуре в течение 2 часов, дальнейшем нагреве за 0,5 часа до 1100 °С с выдержкой 1 час и охлаждении с печью (рис.1). При этом относительная плотность образцов достигала 91,6%, т.е. ступенчатое спекание позволило достичь более высокой плотности образцов. Наблюдение в оптический микроскоп пористой микроструктуры спеченных образцов из порошка карбонильного железа показало достаточно равномерное распределение пор в объеме.

Таким образом, ступенчатое спекание порошковых прессовок из карбонильного железа позволило достичь более высоких значений относительной плотности образцов. Этот метод не имеет достаточного распространения, однако в рамках данного исследования такой режим термообработки показал хороший результат, заключающийся в значительном увеличении конечной плотности образцов по сравнению с обычным нагревом и выдержкой при необходимой температуре. Исследования по спеканию ультрадисперсных порошков с использованием ступенчатых режимов нагрева, возможно, смогут показать положительное влияние на сохранение тонкой структуры у спеченных материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 12-08-31345 мол_а)

Литература

1. Основы порошковой металлургии. Либенсон Г.А., «Металлургия», 1975. 200 с.
2. Порошковая металлургия. Кипарисов С.С., Либенсон Г.А., «Металлургия», 1980. 496 с.

СЕКЦИЯ 7

***СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ,
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ
ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ
ХАРАКТЕРИСТИКАМИ***

DEPOSITION TECHNOLOGY, MICROSTRUCTURE AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF ALLOYED DIAMOND-LIKE CARBON COATINGS OBTAINED BY PLASMA-ASSISTED DEPOSITION

Semenov A.P., Khrushchov M.M., Marchenko E.A., Levin I.S., Dubravina A.A., Atamanov M.V.
*Russian Federation, A.A. Blagonravov Institute of Machine Studies of the Russian Academy of Sciences,
Moscow, michel_x@mail.ru*

Introduction

Diamond-like carbon (DLC) or amorphous carbon based a-C and a-C:H coatings demonstrate a unique tribological behavior characterized by high wear-resistance and low coefficient of friction (COF) when tested in different atmospheres and environments. These DLC films peculiarities make them a highly promising material for different tribological applications. For example they might be useful for friction pairs working at high contact pressures. A way to improve the wear-resistance of DLC coated materials without loss of their antifriction properties might be their alloying [1] and fabrication of DLC nanocomposite structures containing inclusions of ultra-fine grained strengthening phases.

In the present study alloyed DLC films obtained by two technologies of plasma-assisted (PA) vapor deposition have been investigated. One of them was based on a PACVD method using silicon-organic precursors [2], and the other used reactive magnetron sputtering of metallic target in an active atmosphere containing gaseous hydrocarbon, pure acetylene or acetylene-nitrogen mixtures of different compositions in our case. The use of a mixed $C_2H_2 + N_2$ atmosphere has allowed to demonstrate the effect of a second phase inclusions on tribological and mechanical properties of alloyed DLC coatings.

Materials and methods

DLC coatings have been deposited on substrates of different structural steels and alloys shaped as washers 32 mm in diameter and 5 mm thick. In the case of PACVD deposited coatings thin films of about 1 μm thickness doped with silicon and silicon-molybdenum have been studied. The reactive magnetron coatings doped with chrome were about 3 μm thick. Powder X-ray diffractometry, optical and electron microscopy, energy dispersive X-ray microanalysis, Raman spectroscopy, micro- and nanohardness testing have been used for a comprehensive study of both types of alloyed DLC films under consideration. The method of coating X-ray diffraction patterns analysis has been described elsewhere [3,4]. Tribological tests have been performed in dry friction conditions on a ball-on-disc tribometer ("cyclometer") with Si_3N_4 spheres 6 mm in diameter sliding against a coated specimen's flat surface.

Results and their discussion

DLC coatings alloyed with silicon and silicon-molybdenum as a rule have demonstrated low efficiency and high values of COF during dry friction in pair with Si_3N_4 . The only exception were a-C:H:Si films deposited on heat-treated 95X18 (AISI 440C) tool steel that despite their high COF ($\geq 0,5$) have stood for more than $6 \cdot 10^3$ cycles and have maintained their performance at contact pressures close to ~ 400 MPa [5].

These facts to our opinion may be explained by serious difference in deposit structures: alloying of a-C:H:Si with molybdenum lead to a high decrease of carbon concentration in a-C:H:Si:Mo films, about 30 % of a-C:H:Si-value, and a two-time (about ~ 20 at. %) increase of silicon concentration. Due to concentration changes the probability of molybdenum silicide formation in a-C:H:Si:Mo instead of carbide phases must be high, that leads to a decrease of amorphous carbon volume concentration in these coatings as compared with only silicon-doped coatings.

DLC coatings alloyed with chrome deposited by reactive magnetron sputtering have demonstrated drastic changes in their nanocomposite structure with reactive atmosphere composition changes (fig. 1). The analysis of XRD patterns of films deposited in pure acetylene has demonstrated the presence of amorphous (in "X-ray" sense) carbide (a diffuse "halo" at $22^\circ \leq 2\theta \leq 50^\circ$) and of metallic chrome phases. A similar diffuse halo due to nanostructured chrome-based phases has been observed earlier [6] in coatings deposited by activated reactive evaporation (ARE). As the intensity of diffuse halo has decreased with nitrogen concentration in reactive atmosphere we have concluded that the amount of "amorphous" component has decreased and the degree of coating structure crystallinity has increased. From XRD spectra presented in fig. 1 it may be also noticed that the size of coherently scattering chrome subgrains gradually increases, the process being accompanied by chromium lines sharpening, number of chromium rich inclusions increase, nucleation of chromium nitride phases, and their volume concentration growth. This facts are in agreement with the coating chemical composition

changes that have been observed when varying nitrogen-to-acetylene ratio in reactive atmosphere during magnetron sputtering.

The analysis of all chrome-doped DLC films Raman spectra has proven that carbon in them had a disordered diamond-like structure with preferential bonding of sp^3 -type. This means that these coatings might potentially demonstrate high values of mechanical, strength and tribological properties. The facts of high values of a-C:H:Cr:N coating characteristics were proved by the results of our nanohardness, COF (fig. 2), and contact fatigue measurements. It has been also demonstrated that additional to carbide-phase formation of chrome nitride nanosized inclusions during magnetron sputtering in reactive $C_2H_2+N_2$ atmosphere may further improve mechanical and tribological properties of DLC coatings containing chrome.

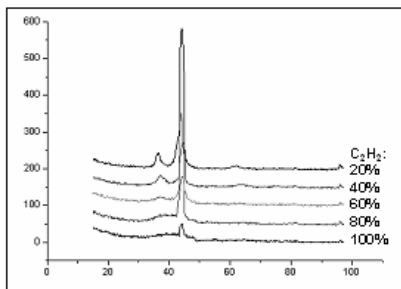


Fig. 1. XRD intensity spectra of Cr-DLC films measured at different C_2H_2 concentrations.

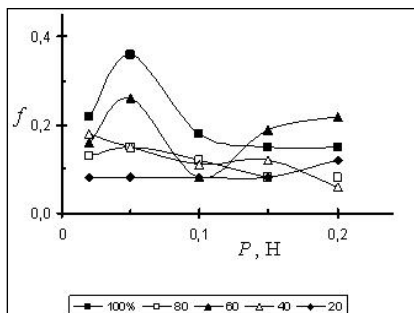


Fig. 2. Dry COF of Cr-DLC variation with applied load at different C_2H_2 concentrations.

Thus the tribological parameters and load-carrying capacity of magnetron deposited chrome-doped DLC coatings have been demonstrated to be significantly higher than those of silicon- and silicon-molybdenum-doped PACVD films, and it might be concluded that magnetron reactive sputtering PVD technology using gaseous hydrocarbons or mixed atmospheres based on them should be of practical interest for tribological nanocomposite coatings fabrication.

Acknowledgments

The authors greatly appreciate the Russian Foundation of Basic Research (RFBR grant № 11-08-00802) and the Department of Energy, Engineering, Mechanics and of Control Sciences RAS (research program № 12) for financial support, and Dr. G.G.Kirpilenko for PACVD deposition of silicon doped DLC films.

References

1. Tribology of Diamond-Like Carbon Films: Fundamentals and Applications / C.Donnet, A.Erdemir, eds. N.Y.: Springer, 2008. 664 p.
2. Dmitriev V.K., Inkin V.N., Kirpilenko G.G. a.o. Thermostable resistors based on diamond-like carbon films deposited by CVD method // *Diamond Related Materials* 2001. V.10. № 3-7. P.1007-1010.
3. Khrushchov M.M., Sveshnikov S.V. On the method of X-ray diffuse scattering investigation of thin amorphous and nanostructured coatings deposited on substrates // *Nanoinzheneriya*. 2012. № 8. P.37-41 (In Russian).
4. Khrushchov M.M., Levin I.S., Dubravina A.A. A method of X-ray investigation of nanostructured multiphase coatings // *Proc. 11th Intern. Conf. "Films and Coatings-2013"*, St.-Petersburg, Russia, May 6-8, 2013. St.-Petersburg: Polytechnic Univ. Press. 2013. P.290-292 (In Russian).
5. Khrushchov M.M., Marchenko E.A., Semenov A.P. Tribological characteristics of diamond-like carbon coatings doped with silicon and molybdenum // *Izvestiya of Samara Sci. Center RAS*. 2011. V.13. № 4. P.1248—1251 (In Russian).
6. Khrushchov M.M., Semenov A.P. Phase composition, microstructure, and tribological behavior of chrome-based ARE coatings // *J. Friction Wear*. 2013. V.34. № 1. P.72-81.

ANALYSIS OF INTERNAL STRESSES IN EVAPORATED ALUMINUM LAYERS FORMED AT VARIOUS SPUTTERING REGIMES

Shimanovich D.L.

Belarus, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics,
e-mail: ShDL@tut.by

To form aluminum films for the production of the interconnection systems, the number of problems should be solved such as the ensuring aluminum adhesion to the conventional dielectric substrates (glassceramics, polycor), the selection of the evaporation method with controlled regimes, the reproduction of the films structure, electrical conductivity and etc.

In this paper the analysis of the internal stresses in evaporated aluminum layers is demonstrated and dependences of the internal stresses on the thickness of the aluminum films deposited at various substrate temperatures and evaporation rates are studied.

The available literature on the internal stresses in the evaporated films considers only low films thicknesses and a narrow range of temperatures and evaporation rates for the deposition [1-6]. The internal stresses in aluminum films up to 30 μm in thickness deposited with the modern evaporating systems are of practical interest. Electron-beam evaporation was used for the aluminum deposition on the 165 μm thick rectangular glass strips in the length-to-width ratio of 10:1 to measure stresses by the console method as the simplest and easy-to-use method for the vacuum evaporated films. The stress σ was calculated by the Stoney's formula:

$$\sigma = \frac{Ed^2x}{3l^2h(1-\mu)}, \quad (1)$$

where E is a modulus of elasticity (Young modulus) for the substrate; d is a substrate thickness; x is a flexure of the free end; l is a substrate length; h is a thickness of the evaporated film; μ is a Poisson's ratio.

The modulus of elasticity for the substrate was measured by hanging of a plummet to the console end and determining of the glass flexure. This was calculated by the formula:

$$E = \frac{4Gl^3}{wd^3x}, \quad (2)$$

where G is the plummet weight, and w is the substrate width.

Young modulus was equal to $5 \cdot 10^{10} \text{ N/m}^2$.

The aluminum evaporation was made at various substrate temperatures and deposition rates. The flexure values x were measured at the room temperature when the samples were taken out of the vacuum chamber. Figs. 1–2 show dependences of the internal stresses calculated by the formula (1) on the thickness of the aluminum films deposited at various substrate temperatures and evaporation rates. Referring to Fig. 1, in the aluminum films the internal stresses are reduced with the increase in the film thickness and the substrate temperature. The glass substrate flexes towards the deposited film. This is indicative of the tensile stress presence in the aluminum film. In contrast to thin films, in more than 1 μm thick aluminum films the tensile stresses are reduced when the deposition rate increases, as shown in Fig. 2. The tensile stresses values are equal to $(1,0-3,5) \cdot 10^7 \text{ N/m}^2$ to be comparable with the aluminum yield point $(2,3 \cdot 10^7 \text{ N/m}^2)$.

It is clear that stresses measured are characteristic of residual stresses including thermal stresses resulted from the difference in the linear expansion coefficients of aluminum and the substrate material. Thermal stresses are calculated by the formula:

$$\sigma_T = \Delta d \cdot \Delta T \cdot E / (1 - \mu), \quad (3)$$

where Δd is the difference in the linear expansion coefficients of aluminum and glass; ΔT is the difference between the condensation point and the room temperature; μ is a Poisson's ratio.

For aluminum $\mu = 0,348$ and $\sigma_T = (2-3) \cdot 10^8 \text{ N/m}^2$ to be 10 times higher than residual stresses. This is evidence of high ability of the aluminum films to a stress relaxation by means of a plastic deformation.

Thus, before the anodization process the aluminum films are plastically deformed. So they have a developed dislocation arrangement up to the structure typical of the afterflow stage when a splitting of the initial aluminum grains is possible due to the net of dislocation clusters. However, to all appearance such the structure is not characteristic of the whole thickness of the aluminum film. The

reduction of the internal stresses in the film-substrate system with the aluminum thickness and the deposition rate, as discussed above, testifies that in this case not a two-layer system but at the least a three-layer one consisting of the substrate, a transition plastically deformed aluminum layer, and an outer elastically stressed aluminum layer should be considered. Then the stress reduction with the film thickness can be explained by the expansion of the transition layer. With thin aluminum films, the aluminum yield point increases almost by the order and therefore the relaxation of the stresses is difficult.

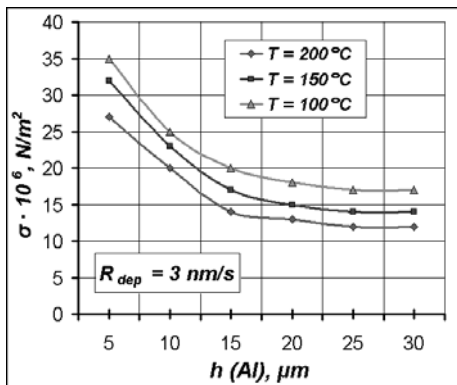


Fig. 1. Dependence of the internal stresses on the thickness of the aluminum films at various substrate temperatures.

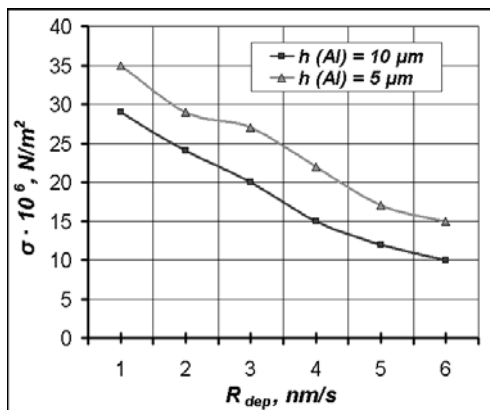


Fig. 2. Dependence of the internal stresses on the deposition rate of the aluminum films.

References

1. Pletea M., Bruckner W., Wendrock H., Kaltofen R. J. Stress evolution during and after sputter deposition of Cu thin films onto Si (100) substrates under various sputtering pressures. *Journal of Applied Physics*, Vol. 97, Issue 5, 2005, pp. 4908-4914.
2. Coman B.P., Juzevych V.N. Internal mechanical stresses and the thermodynamic and adhesion parameters of the metal condensate – single-crystal silicon system. *Physics of the Solid State*, Vol. 54, № 7, 2012, pp. 1417-1424.
3. Sheldon B.W., Lau K.H.A., Rajamani A. Intrinsic stress, island coalescence, and surface roughness during the growth of polycrystalline films. *Journal of Applied Physics*, Vol. 90, Issue 10, 2001, pp. 5097-5103.

4. Sheldon B.W., Rajamani A., Bhandari A., Chason E., Hong S.K., Beresford R. Competition between tensile and compressive stress mechanisms during Volmer-Weber growth of aluminum nitride films. *Journal of Applied Physics*, Vol. 98, Issue 4, 2005, pp. 3509-3517.

5. Floro J.A., Hearne S.J., Hunter J.A., Kotula P., Chason E., Seel S.C., Thompson C.V. The dynamic competition between stress generation and relaxation mechanisms during coalescence of Volmer-Weber thin films. *Journal of Applied Physics*, Vol. 89, Issue 9, 2001, pp. 4886-4897.

6. Seel S.C., Thompson C.V., Hearne S.J., Floro J.A. Tensile stress evolution during deposition of Volmer-Weber thin films. *Journal of Applied Physics*, Vol. 88, Issue 12, 2000, pp. 7079-7088.

УПРУГИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

Белоусов О.К., Палий Н.А., Минина Н.А., Волосов Н.А., Заболотный В.Т., Мاستенко В.Ю.

1 - Россия, ИМЕТ РАН, palii@ultra.imet.ac.ru

2 - Россия, ОАО НПО «ЦНИИТМАШ»

ELASTIC PROPERTIES OF WELD METAL

Belousov O.K., Palii N.A., Minina N.A., Volosov N.A., Zabolotny V.T., Mastenko V.Yu.

The elastic constants of two weld metals were measured by a dynamic method at room and elevated temperatures. Both Young's modulus (E_Y) and the shear modulus (G) were determined and from these Poisson's ratio (μ) as well as bulk modulus (B) were calculated. The moduli-temperature curves exhibit regular behavior unless bulk modulus of the sample with the lower Nb content.

Путем наплавки металла получают коррозионно-, радиационно- и жаростойкие покрытия на ответственных изделиях, что повышает их надежность и срок службы.

В настоящей работе применяли динамический метод измерения упругих свойств наплавленного металла (см. Таблицу) с целью определения модулей Юнга (E_Y), сдвига (G) и объемного сжатия (B).

Измерения проводили динамическим методом на приборе Эластомат (Институт д-ра Ферстера, Германия) в интервале температур от 22 до 450 °С. По экспериментально измеренной изгибной частоте упругих колебаний ($f_{изг}$) рассчитывали продольную частоту ($f_{пр}$), после уточнения значений $f_{пр}$ - величину сдвиговой частоты ($f_{сд}$). Модуль упругости (E_Y) и сдвига (G) вычисляли по формулам: $E_Y = 4.0775 \cdot \rho \cdot l^2 \cdot f_{пр}^2$, $G = 4.0775 \cdot \rho \cdot l^2 \cdot f_{сд}^2$, коэффициент Пуассона (μ) определяли согласно формуле: $\mu = E_Y / 2G - 1$, модуль объемного сжатия (B) рассчитывался как: $B = E_Y / 3(1 - 2\mu)$ (E_Y , G и B оценивались в кг/мм²). Плотность образцов наплавленного металла определяли методом гидростатического взвешивания, плотность первого образца $\rho = 7,91$, второго - $7,92$ г/см³.

На Рис.1 и 2 представлены модули Юнга E_Y (а), сдвига G (б) и объемного сжатия B (в) соответственно образцов 1 и 2. Как видно из рис. 1а модуль Юнга сплава 1 снижается при нагреве от значения 15887 кг/мм² (22 °С) до 12848 кг/мм² (450 °С), однако при температуре примерно 250 °С увеличивается наклон температурной зависимости $E_Y(T)$. Схожую зависимость показывает и модуль сдвига G (Рис. 1б). Зависимость $B(T)$ также показывает более интенсивное снижение, начиная с 300 °С. Коэффициент Пуассона μ возрастает незначительно от 0,271 до 0,273.

Образец 2 отличается от предыдущего более резким понижением модуля сдвига G с ростом температуры и практически отсутствием его линейного участка (рис 2а), при этом наблюдается значительное повышение модуля объемного сжатия B при температуре свыше 300 °С. Коэффициент Пуассона заметно возрастает от 0,28 (22 °С) до 0,343 (450 °С).

Динамическим методом измерены упругие константы (E_Y и G) и рассчитаны коэффициент Пуассона и модуль объемного сжатия (B) для образцов наплавленного металла двух составов.

Обнаружено превышение исходного значения модуля объемного сжатия B при температурах свыше 400 °С для второго образца, что затрудняет его применение в условиях термостойкости.

Таблица. Состав образцов наплавленного металла

№	Содержание элементов*, %													
	Cr	Ni	Mn	Nb	Mo	Al	Cu	Co	Si	P	C	As	Sn	Pb, Sb
1	21,1	10,8	1,16	0,55	0,05	0,03	0,04	0,006	0,50	0,01	0,01	0,003	0,001	<0,001
2	20,6	11,1	1,32	0,20	0,20	0,01	0,06	0,026	0,39	0,02	0,01	0,005	0,003	<0,001

* - остальное Fe

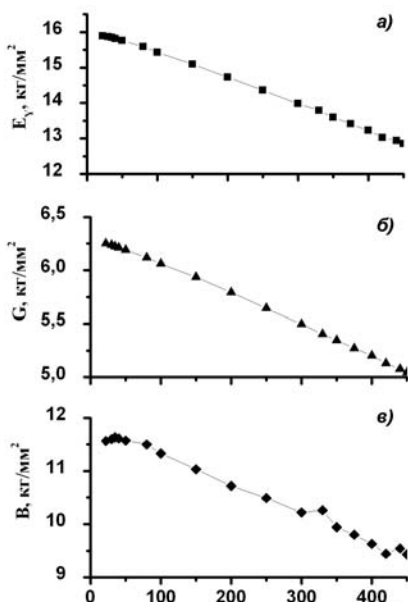


Рис. 1. Температурная зависимость модуля Юнга E_y (а), сдвига G (б), объемной упругости B (в) образца 1.

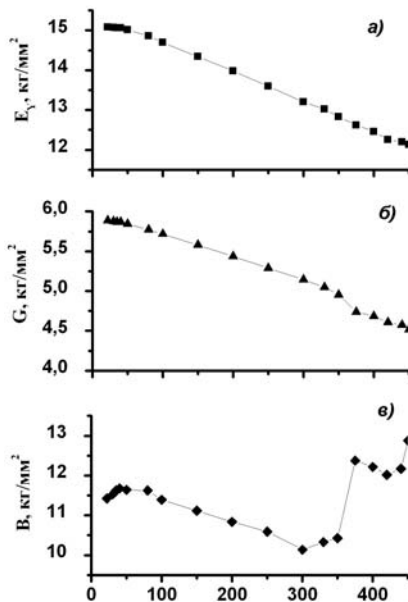


Рис. 2. Температурная зависимость модуля Юнга E_y (а), сдвига G (б), объемной упругости B (в) образца 2.

МОЛИБДЕНСОДЕРЖАЩИЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

Беспалова Ж.И., Паненко И.Н.

Россия, Южно-Российский государственный технический университет (Новочеркасский политехнический институт), ilyapanenko@mail.ru

MOLYBDENUM-CONTAINING CERAMIC COATINGS ON ALUMINUM ALLOYS, AS OBTAINED BY MICRO-ARC OXIDATION

Bespalova J.I., Panenko I.N.

The opportunity of using micro-arc oxidation of molybdenum-containing oxide-ceramic coatings on aluminum alloy 1160 of high catalytic and performance properties.

В настоящее время одним из наиболее эффективных методов окисления поверхности вентиляльных металлов является микродуговое окислирование (МДО). Метод МДО позволяет

формировать на поверхности этих металлов покрытия, состоящие из высокотемпературных оксидов материала основы и элементов электролита за счет действия электрических и дуговых разрядов, инициирующих плазмохимические и термические процессы на границе раздела электрод-электролит [1]. Кроме того, МДО представляет собой многообещающую альтернативу для получения каталитически активных покрытий на твердых металлических подложках с очень хорошими механическими и химическими свойствами [2]. В этом случае МДО – покрытия должны содержать в своем составе оксиды переходных металлов (молибдена, хрома, никеля, ванадия, марганца, железа). Покрытия подобного рода могут найти широкое применение не только в качестве катализаторов, но и как электроды для литий ионных аккумуляторов и магнитные материалы [3].

Настоящая работа посвящена исследованию возможности получения на поверхности алюминиевого сплава Д16 молибденсодержащих оксидно-керамических покрытий методом микродугового оксидирования и изучению их каталитических свойств.

Процесс оксидирования осуществляли на лабораторной установке тиристорного типа, управляемой с помощью специальной программы компьютером и позволяющей изменять соотношение анодного и катодного токов в широких пределах, а также формировать биполярные импульсы напряжения (тока) с заданной длительностью и амплитудой. Получение покрытий осуществляли из базового водного раствора электролита, содержащего гидроксид натрия, метасиликат и тетраборат натрия, в который дополнительно вводили аммония гептамолибдат в количестве 5 - 20 г·л⁻¹. Оксидирование проводили в ванне изготовленной из нержавеющей стали и имеющую водоохлаждающую рубашку. Ванна выполняла роль противоэлектрода, перемешивание электролита осуществляли с помощью магнитной мешалки. Время нанесения покрытий, при соотношении средних анодного и катодного тока 1.1:0.9, составляло 30 мин. Для формирования МДО – покрытий на поверхности сплава алюминия Д16 применяли как плоские образцы размером 30×30мм, так и свернутые в спираль из проволоки диаметром 4,0 мм и геометрической площадью 0,25 дм². Плоские образцы использовали для определения элементного и фазового состава, а также измерения толщины покрытий, а в виде спиралей – для проведения каталитических испытаний.

Фазовый и элементный анализ покрытий осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра общего назначения Дрон - 7, высоковакуумной сканирующей микроскопии на микроскопе Solver HV, сканирующего микроскопа QUANTA 200 с рентгеновским энергодисперсионным микроанализатором EDAX и просвечивающей высокоразрешающей электронной микроскопии на электронном микроскопе LEM-100 CX. Микротвердость покрытий определяли в соответствии с ГОСТ 9045-76, а толщину покрытий с использованием толщиномера ТМ-4. Каталитическую активность покрытий исследовали газометрическим методом в процессе каталитического разложения 38 масс. % раствора пероксида водорода [4].

Соосаждение молибдена с оксидно-керамическим покрытием подтвердили данные рентгеноспектрального микроанализа (рис.1) и просвечивающей электронной микроскопии. Оптимальным содержанием аммония гептамолибдата в базовом электролите, как показали исследования, является 15,0 г·л⁻¹. Следует отметить, что молибден концентрируется в основном около пор, где его содержание превышает среднее по поверхности и доходит до 12-15 масс. %. Рентгенофазовый анализ не позволил выявить фазовый состав покрытий в виду их рентгеноаморфности. На рентгенограммах присутствовали только линии, характерные для α -Al₂O₃ и γ -Al₂O₃. Однако результаты просвечивающей электронной микроскопии показали наличие в составе покрытий оксидов Mo₂O₃, MoO₃, Mo₄O₁₁. Высокое содержание молибдена и образование его оксидов в покрытии объясняется тем, что в составе электролита находятся кислородсодержащие анионы Mo₇O₂₄⁶⁻. Наиболее активными каталитическими фазами, обладающими большой селективностью, являются MoO₃ и Mo₄O₁₁. Исследование каталитических свойств полученных покрытий показали, что пероксид водорода в присутствии одной подложки устойчив, но наличие оксидного слоя приводит к его бурному разложению. Константа скорости разложения пероксида водорода составляет 1,6·10⁻⁵ с⁻¹. Толщина полученных покрытий равна 20 мкм, а микротвердость - 2,6 ГПа. Они выдерживают 140-150 циклов термоциклических нагрузок без разрушения и увеличивают коррозионно - защитные свойства основы в 3-4 раза.

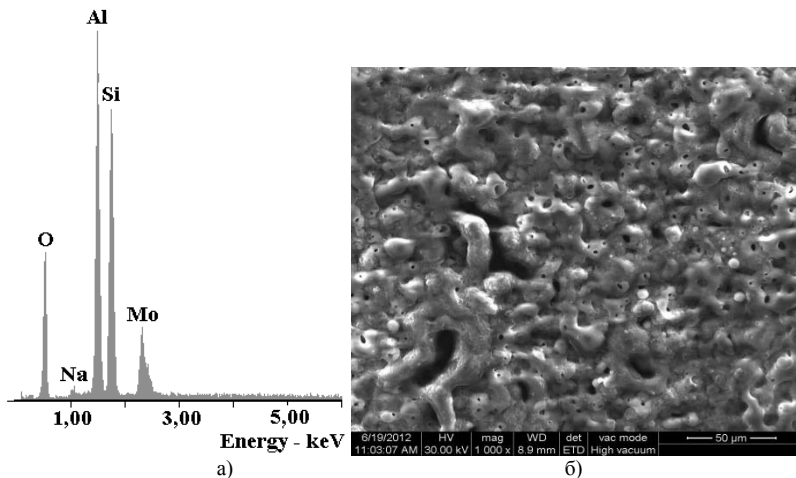


Рис. 1. Спектр элементного состава (а) и морфология поверхности (б) молибденсодержащего оксидно-керамического покрытия

Увеличение защитных свойств основы прежде всего объясняется высокими адгезионными связями металл-покрытие, что приводит к снижению поверхностной энергии и блокированию активных центров поверхности металла.

Таким образом, разработанные молибденсодержащие оксидно-керамические покрытия обладают хорошими эксплуатационными свойствами и могут быть перспективными как блочными катализаторами, так и электродным материалом для практической электрохимии.

1. Суминов И.В. и др. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование) М.: ЭКОМЕТ, 2005. 352 с.

2. Florian Patcas, Waldemar Krysolann. Efficient catalysts with controlled porous structure obtained by anodic oxidation under spark-discharge // Applied Catalysis A: General 316 (2007). P. 240-249.

3. Zheng H., Tan L., Liu G., Song X., Vincent S. Battaglia Calendering effects on the physical and electrochemical properties of $\text{Li}[\text{Ni}_{1/3}\text{Mn}_{1/3}\text{Co}_{1/3}]\text{O}_2$ cathode // Journal of Power Sources. - 2012. – Vol. 208. – P. 52-57.

4. Практикум по физической химии: Учеб. пособие / под. ред. М.И. Гельфмана. СПб.: Изд-во «Лань», 2004. – С.169-173.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ

Бирюков В.П., Петрова И.М., Гадолина И.В.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А.Благонравова Российской академии наук (ИМАН РАН).
Laser-52@yandex.ru*

LASER CLADDING INFLUENCE ON CHARACTERISTICS OF RESISTANCE OF FATIGUE

Biryukov V.P., Petrova I.M. Gadolina I.V.

Article is devoted to researches of resistance of fatigue of samples of steel 35 with a laser cladding, powder on a nickel basis, in comparison with the main material in the normalized condition. Results of metalgraphic researches of the built-up layers and the characteristic of fatigue of samples are given.

Возрастающие требования к надежности современных сложных технических систем вызывают необходимость создания новых материалов, сочетающих высокую износостойкость и прочность в широком интервале условий эксплуатации, в том числе при динамическом нагружении, и новых технологий обеспечивающих соответствующие эксплуатационные характеристики. Перспективной технологией является нанесение на конструкционные материалы покрытий наплавкой с помощью лазера. С помощью наплавки в зависимости от эксплуатационных требований можно наносить на поверхность покрытия в состав которых входят износостойкие, коррозионно-стойкие и другие компоненты. Для отработки эксплуатационных свойств покрытий и с целью определения оптимальной технологии упрочнения поверхности, необходимой для повышения эксплуатационных характеристик изделия методами лазерной наплавки были проведены сравнительные испытания на усталость соответствующие ГОСТ 25.502 «Методы механических испытаний на усталость. Методы испытаний на усталость». В пределах намеченной серии испытаний все образцы одного типа нагружали одним способом и испытывали на одной и той же усталостной машине. Испытания проводили при изгибе с вращением и симметричном цикле нагружения. Регистрация числа циклов осуществлялась помощью счетчика и одновременной фиксацией времени испытаний. При разрушении образца происходила автоматическая остановка машины. База испытаний была принята равной $2 \cdot 10^6$ циклов. Испытывались гладкие образцы круглого сечения, с диаметром 7,5мм. Образцы с лазерной наплавкой также изготовлялись в двух модификациях: с наплавленным валиком; с наплавленным валиком и затем полированными. Кривые усталости по результатам испытаний ограниченного числа образцов строили методом наименьших квадратов. Определение параметров кривых усталости и их построение проводили с учетом образцов, не разрушившихся до принятой базы испытаний $2 \cdot 10^6$ циклов. Уравнения кривых усталости имеют следующий вид:

Исходная кривая усталости (1)

$$9,1lg\sigma_a + lgN = 28,2$$

кривая усталости образцов после лазерной наплавки с последующей полировкой (2)

$$12,9lg\sigma_a + lgN = 36,8$$

кривая усталости образцов после лазерной наплавки без полировки (3)

$$4,7lg\sigma_a + lgN = 15,8$$

Результаты усталостных испытаний представлены на рис. 1.

Проведенные усталостные испытания, как отмечалось и ранее [1], показывают снижение характеристик сопротивления усталости после лазерной наплавки (2 и 3) по сравнению с исходной кривой усталости (3). Подбор оптимальной технологии упрочнения позволяет приблизить характеристики сопротивления усталости наплавленных образцов к характеристикам исходного материала (1 и 2). Значительное повышение характеристик износостойкости наплавленного покрытия подтверждает предположение о высоких эксплуатационных характеристиках деталей после лазерной наплавки.

Проведенные эксперименты показывают, что для повышения сопротивления усталости образцов с наплавленными покрытиями необходима дальнейшая оптимизация технологии лазерной наплавки порошковых материалов с целью уменьшения количества примеси материала основы, в зоне наплавки и зон термического влияния. Кроме того показано существенное повышение усталостных характеристик наплавленных образцов при последующей механической обработке и полировании. Технологии восстановления лазерной наплавкой поверхностей трения опор скольжения применительно к валам электрических машин, роторам газоперекачивающих агрегатов, коленчатым валам и другим деталям, выходящим из строя по причине износа посадочных поверхностей, выше допустимого, является наиболее востребованной в настоящее время.

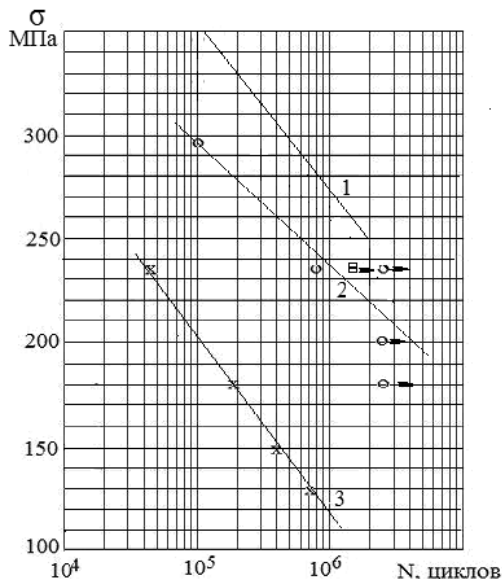


Рис. 1 Кривые усталости образцов после лазерной наплавки.

1- исходные кривые усталости; 2 - кривая усталости образцов после лазерной наплавки с последующей полировкой; 3-кривая усталости образцов после лазерной наплавки

Ее отличительной особенностью является минимальное тепловое воздействие на материал основы и деформация обрабатываемых деталей, что уменьшает вероятность возникновения технологических дефектов.

Список литературы

1. Методы и средства упрочнения поверхностей деталей машин концентрированными потоками энергии. Под ред. А.П. Гусенкова. М: Наука. 1992, 404с.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛЕЙ МАТЕРИАЛАМИ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ТРИБОУСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Степаненко М.А.

Кубанский государственный технологический университет, г. Краснодар, Россия
blednova@mail.ru; ruspiter5@mail.ru

INFLUENCE OF SUPERFICIAL MODIFYING OF STEELS BY MATERIALS WITH EFFECT OF MEMORY OF THE FORM ON WEAR-FATIGUE CHARACTERISTICS

Blednova Zh.M., Rusinov P.O., Stepanenko M.F.

Abstract. Results of research of influence of superficial modifying of steels by materials with SMA on the basis of *TiNi* on wear resistance and fatigue durability are resulted. As technologies of superficial modifying were used laser facing *TiNi*, a plasma dusting machining activation powders *TiNi*, *NiAl*, *TiNiCu* with the subsequent thermal and thermomechanical processing. Experimental researches have shown, that after a full operation cycle of steels with *TiNi*-coverings the cyclic durability at little cyclic compression increases in 1,9-2,2 time, in the conditions of friktionno-mechanical weariness - in 1,5÷1,6 time, thus wear resistance raises in 3,5÷4 time. Perspectivity and economic feasibility of superficial modifying by materials with SMA is shown.

Требование обеспечения надежности в современном промышленном производстве выдвигает на первый план необходимость решения задачи создания новых материалов, способных работать в сложных условиях внешнего воздействия: циклического нагружения, тяжёлых режимах трения и изнашивания, воздействия активных сред. Поскольку в решении задачи обеспечения надежности силовых систем большое значение имеет состояние поверхности деталей, то одним из эффективных путей решения этой задачи является поверхностное модифицирование (ПМ). Широкие возможности открываются при использовании для ПМ материалов с обратимой фазовой структурой, к числу которых относятся сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ). Особыми триботехническими свойствами отличается наиболее известный и хорошо изученный никелид титана - интерметаллид на основе $TiNi$. Достигнутые в последние годы успехи в трибологической инженерии сплавов на основе $TiNi$, свидетельствуют о перспективности использования этих сплавов в качестве материалов с высоким уровнем износостойкости и целесообразности разработки на их основе новых многокомпонентных материалов и трибокомпозитов. **Целью настоящей работы** является исследование эффективности ПМ сталей материалами с ЭПФ для повышения износоусталостных характеристик.

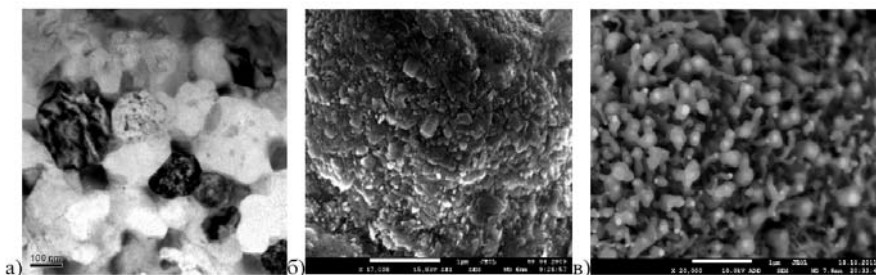


Рис.1.Микроструктура поверхностных слоев: а) – $TiNi \times 120000$; б) $NiAl \times 17000$; в) $TiNiCu \times 20000$

В качестве технологий ПМ использовались: аргонодуговая наплавка, лазерная наплавка, плазменное напыление механически активированного порошка [1,2]. В качестве материала для нанесения покрытий использовали порошки: $TiNi$ (PH55T45) по составу, близкий к эквиаtomному, $NiAl$ (PH80U020), $Ti51Ni44Cu5$ [3]. Для обеспечения широкого спектра свойств (усталостная прочность, износостойкость, ЭПФ) образцы после наплавки или напыления подвергали комбинированной обработке, включающей термическую обработку, поверхностное пластическое деформирование обкаткой или обжатием. Оптимизация режимов на всех этапах поверхностного модифицирования обеспечила формирование структуры поверхностных слоев от мелкокристаллической до наноразмерной $20 \div 170$ нм (рис.1).

Оценка износостойкости поверхностных слоев из сплава с ЭПФ на основе $TiNi$ проводилась по величине интенсивности изнашивания при весовом износе с учетом влияния нормальных усилий и относительной деформации образцов. Полученные результаты свидетельствуют об увеличении износостойкости (рис.2,а) и повышении циклической долговечности (рис. 2,б) в условиях совместного действия механической усталости и реверсивного трения после поверхностного модифицирования материалами с ЭПФ. Испытания сталей с наноструктурированным поверхностным слоем $TiNi$ и $NiAl$ при многоцикловом нагружении в условиях изгиба с вращением демонстрируют повышение предела выносливости стали 45 на 51% и $NiAl$ - на 31% соответственно.

Повышение износостойкости после полного цикла ПМ объясняется наличием обратимых пластических деформаций. Для количественной оценки структуры ПМ слоев из материалов с ЭПФ и ее связи с износоусталостными характеристиками производился мультифрактальный анализ [4], позволивший оценить адаптивных свойств структуры к внешнему воздействию. В результате исследований при установлении связи микротвердости, фрактальной размерности и интенсивности изнашивания поверхностного слоя $TiNi$ четкой

корреляции не выявлено. Вероятно, это объясняется тем, что твердость поверхностного слоя $TiNi$ не может служить надежным критерием его износостойкости.

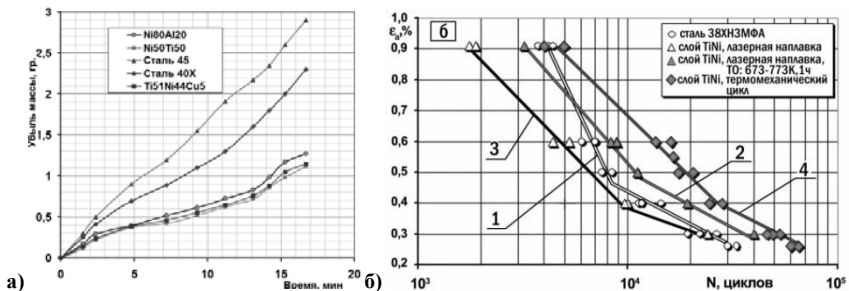


Рис. 2. Влияние ПМ стали 45 сплавами с ЭПФ на износостойкость –а); кривые малоциклоу усталости стали 38ХНЗМФА с поверхностным слоем $TiNi$ на различных этапах ПМ

Очевидно, повышение износостойкости во многом обусловлено неупругими свойствами сплавов с ЭПФ и может рассматриваться в связи с их функциональными свойствами. При рассмотрении связи мультифрактальных характеристик и характеристик сопротивления изнашиванию поверхностных слоев $TiNi$ установлено, что на одном уровне амплитуды относительной деформации при совместном действии механической усталости и реверсивного сухого трения наблюдается близкая к линейной корреляционная связь адаптивности материала A^{ψ} и интенсивности изнашивания I , мг/м от внешнего воздействия (контактной нагрузки P). Это позволяет высказать мнение о том, что процесс адаптации системы определяется процессом самоорганизации и что более универсальным показателем износостойкости является величина адаптивности - мера динамической устойчивости структуры.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, проект 1.2.1 / 6702, 9426 (2009-2011).

Литература

1. Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Чаевский М.И. Поверхностное модифицирование материалами с эффектом памяти формы. Краснодар: «Издательский Дом-Юг», 2009. – 354 с.
2. Blednova Zh. Rusinov P. Formation of Nanostructured Blankets from Materials with Effect of Memory of the Form (SMA) in the Conditions of a Plasma Dusting and their Optimisation for Maintenance of its Functional-mechanical Properties. Advances in nanotechnology. Volume 10. Editors: Z Bartul and J. Trenor. Nova Science Publishers. – 2012. P. 61-109.
3. Rusinov P.O., Blednova Z.M. Formation of nanostructured surface layers from Materials with shape Memory effect TiNiCu in conditions. Materials Science Forum Vols. Trans Tech Publications, Switzerland. 2013. pp 512-517.
4. Бледнова Ж.М., Степаненко М.А. Эволюция структурообразования при поверхностном модифицировании стали материалом с эффектом памяти формы на основе $TiNi$ // Фундаментальные проблемы современного материаловедения том 10, №1 (2013). С. 60-67.

ПОЛУЧЕНИЕ ПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ТЕМПЛАТНОГО СИНТЕЗА

Буслаев С.С., Парфенюк В.И.

Россия, Институт химии растворов им. Г.А. Крестова РАН, atomicpc@mail.ru

OBTAIN OF FILM COMPOSITE STRUCTURE IN ELECTROCHEMICAL TEMPLATE SYNTHESIS

Buslaev S.S. Parfenyuk V.I.

Mesoporous film structures formation under external polarizing potential and etching action of the electrolyte was considered. Obtained porous aluminium oxide films were been filled ordered copper

wires at the impulse mode. The possibility of control of the composite structures obtained at different stages of their formation has been described.

Рассмотрены процессы самоорганизации пористых пленочных структур под действием внешних поляризующих потенциалов и растворяющего действия электролита, а также электрохимическое наполнение их медью в импульсном режиме.

Толщина пленок пористых оксидных пленок будет зависеть от количества электричества, пропущенного через электролит. Таким образом, увеличивая или уменьшая количество мигрующих групп-доноров кислорода к электроду, при электрохимическом синтезе, появляется возможность контролировать степень окисления, смещать в ту или иную сторону баланс этих двух процессов. При контроле и управлении температурой, концентрацией и составом электролита, а также диффузионных составляющих: перемешивания, отвода или подвода продуктов к (из) зоне реакции, представляется возможным получать различные структуры оксидных пленок с заданными параметрами их структуры. Особый интерес представляют пленки с пористой структурой, полученные из разбавленных растворов таких кислот, как серная, фосфорная, хромовая и щавелевая [1,2,3].

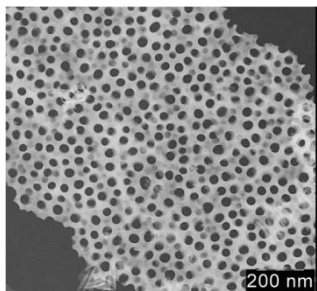


Рис. 1. Мезопористый оксид алюминия.

Для получения таких пленок нами был выбран 0,3М раствор серной кислоты. Несмотря на свое агрессивное воздействие на оксид, эта кислота позволяет получать мезопористую структуру с минимальным диаметром размера поры (рис.1), а также формировать самый тонкий барьерный слой [4] из всех используемых оксидообразующих кислот, что значительно упрощает осаждение меди в поры.

Осаждение вели в импульсном режиме из модифицированного пирофосфатного электролита при импульсах 0,9 В с длительностью импульса 0,5 с. и длительностью паузы 5 с. Полученный композит представлял собой материал с гиперболическими свойствами среды, металл-диэлектрическую наноархитектуру из сооснаправленных пор, армированных медью. При этом размеры, плотность

упаковки и длины полученных медных проводов контролировали главным образом на этапе формирования структуры оксида алюминия и на этапах подготовки поверхности исходного для пористого оксида материала – высокочистого алюминия, который обозначал порядок пор-образований.

Таким образом, электрохимический темплатный синтез нанопористых композитов предоставляет широкие возможности для регуляции процессов на макро, микро и наноуровнях в построении структур диэлектрик-металл.

1. Jaafar M., Navas D., Hernandez – Velez M. et al. Nanoporous alumina membrane prepared by nanoindentation and anodic oxidation// Surface science. – 2009. – V.603. – P.3155-3159.
2. Mombello D., Pira N.L., Belforte L. Et al. Porous anodic alumina for the adsorption of volatile organic compounds // Sensors and actuators B: chemical. – 2009 – V. 137(1). – P. 76 – 82
3. Zahariev A., Kanazirski A., Girginov A. Anodic alumina films formed in sulfamic acid solution // Inorganica chimica acta. – 2008. – V. 361. – P. 1789-1792
4. А.И. Воробьева, Е.А. Уткина, А.А. Ходин. Исследование механизма самоорганизации при формировании самопорядоченной структуры пористого анодного оксида алюминия. Микрорелектроника, 2007, том 36, №6, с.437-445.

МИКРО- И НАНОДИСКРЕТИЗАЦИЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ПЛЕНОК В ГРАДИЕНТНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ

Васильев Б.В.

*Государственный педагогический университет им.В.П.Астафьева
ул.Лебедевой, 89, г.Красноярск, 660060, Россия
E-mail: borisvasilev41@mail.ru*

MICRO-AND NANODISKRETIZATSIYA FERROMAGNETIC FILMS IN THE GRADIENT TEMPERATURE FIELD

Vasiliev B.V.

Using the technique of thermal deposition of ferromagnetic metals on the substrate temperature gradient field provides a single-layer ensemble of particles with sizes ranging from 1 to 1000 nm and different surface density

В настоящей работе представлены результаты по формированию микро- и нанокластеров основных ферромагнитных металлов (Fe, Ni, Co) размером от 1 до 1000 нм в градиентном температурном поле. Показано, что термодиффузия является основным механизмом превращения сплошных ферромагнитных пленок в пленки островкового типа.

Синтез пленок осуществлялся методом термического вакуумного осаждения монометалла на подложку ($p \approx 10^{-6}$ торр). Процессы формирования пленок как в однородных условиях (одинаковая температура подложки во всех ее точках), так и в тепловом поле градиента температуры (неоднородные условия) изучались на пленках ферромагнитных металлов (Fe, Co, Ni). В качестве подложек использовались слюда или кварцевое стекло толщиной 0,1-0,2 мм и линейными размерами 5-20 мм, а также сколы кристаллов MgO, NaCl, KCl, LiF/NaCl размером 1×2 см. Толщина пленок контролировалась методами рентгеновского флюоресцентного анализа, а также интерференционным и резонансным методами.

Неоднородные условия синтеза формировались путем нагрева одного края (центра) подложки и охлаждения другого края (периферии) [1,2]. Градиент температуры теплового поля вдоль подложки создавался проволочным нагревателем и тепловой медной маской с дискообразным отверстием.

Структурные исследования проводились на электронном микроскопе.

При непрерывной конденсации металла и толщине осадка, меньшей критической ($d < d_{кр}$) на подложке формируется клиновидная сплошная пленка. При этом в области большего нагрева, откуда происходит сток тепла пленка является структурно более однородной и крупнокристаллической. На периферии же, куда стекает тепло, пленка более мелкозернистая и менее однородная. Откуда следует, что при нормальном осаждении атомарного пучка металла на подложку и постоянной скорости конденсации скорость роста и формирования пленки в более нагретых областях пленки меньше, чем на периферии, т.е. формирование пленки в неоднородном температурном поле зависит как от массопереноса, так и от интенсивности поступления атомов вещества и тепла к подложке. В отсутствие же градиента температуры скорость роста пленки по координате постоянна.

По достижении конденсируемой пленкой критической толщины ($d = d_{кр}$), происходит превращение сплошной клиновидной пленки в пленку островкового типа, которое осуществляется посредством процессов, связанных с образованием и развитием пористости в пленке. При этом свойства пленки в приграничных областях металл-пора резко отличаются друг от друга, т.е. наблюдаются скачки модулей упругости, электропроводности, остаточных напряжений, оптических свойств и т.д. Различаются и тепловые свойства. В области поры возникает локальный перегрев по сравнению с областью заполненной металлом из-за его высоких теплопроводности и теплоотдачи. В целом с возникновением микропор при некоторой средней температуре в пленке самопроизвольно появляются перегретые места и области с пониженной температурой.

В результате на внешнее НТП накладывается тепловое поле, обусловленное неоднородным распределением металла по подложке, что приводит к быстрому росту размера микропор, их коалесценции, образованию макропор и трещин. Пористая пленка как бы стягивается в металлических островки. При этом видоизменяется и направление стоков вещества. Если на начальной стадии, стадии утончения сплошной пленки массоперенос

осуществляется на большие расстояния (~ 1-2 см) из наиболее нагретых областей пленки на периферию, то теперь в ходе развития пористости и формирования островковой пленки массоперенос осуществляется и между островками на расстояние порядка толщины исходной пленки. При этом островки малого размера («горячие») поглощаются более крупными («холодными»).

Для ферромагнитных монометаллов (Fe, Co, Ni) величина $d_{кр}$ лежит в интервале толщин 5-50 нм и зависит от физико-технологических условий синтеза пленок (степени пересыщения, скорости конденсации, температуры подложки, типа подложки, градиента температур, структуры пленки, ее однородности по толщине и т.д.). В результате этого превращения на подложке может быть получен однослойный и плоский ансамбль, изолированных частиц железа микронного размера.

Дискретное осаждение отдельных порций металла на подложку с временной задержкой порядка 30-60с в НТП способствует образованию не сплошной пленки ферромагнитных монометаллов. Т.е. изначально при дискретном осаждении формируется рыхлая, неоднородная и не сплошная пленка с развитой поверхностью, состоящая из отдельных металлических зерен размером 1-10 нм (рис.1).

Таким образом, используя режимы непрерывной или дискретной конденсации на подложке возможно формирование ансамблей с частицами разного поперечного размера и поверхностной плотности.

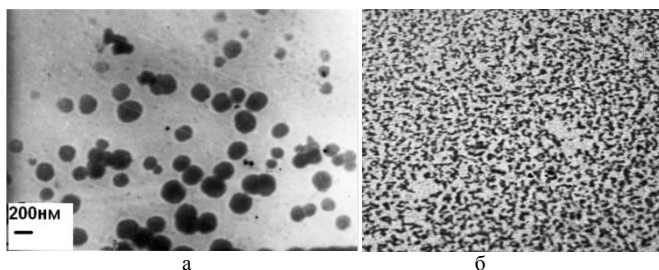


Рис.1 Однослойные ансамбли частиц железа. Непрерывная (а) и дискретная (б) конденсация металла на подложку. Толщина отдельного слоя (дискретная конденсация) порядка 10нм. Общая толщина осадка 60 нм.

Если на подложку с ансамблем частиц производить дополнительное осаждение металла в НТП при повышенных температурах ($t_1 \geq 300$ °C), то влияние атомарного пучка приводит к уменьшению концентрации частиц в ансамбле и увеличению их размера. При этом частицы приобретают неправильную форму, образуя в ансамбле некую сетчатую структуру, состоящую из фигур замкнутой формы, которая в дальнейшем превращается в пленку с сильно развитой поверхностью.

В заключении можно констатировать, что неоднородное температурное поле, в значительной степени, влияет на процесс формирования осадка 3d-металлов на поверхности подложки. Возрастает продолжительность стадии коалесценции металлических островков и уменьшается скорость роста пленки. Тем самым появляется возможность управления эволюционными процессами, происходящими в ансамблях островков и, соответственно, параметрами роста пленки. Эта возможность основана на том, что на стадии коалесценции ансамбль островков вступает в своеобразное взаимодействие с обобщенными диффузионно-тепловыми полями, образующимися на поверхности подложки, и потоками атомов, конденсируемых на нее.

Литература

1. Васильев Б.В. VI Международная конференция «Современные методы и технологии создания и обработки материалов», г. Минск, 2011. С.63-67.
2. Васильев Б.В. IVМеждународная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», г. Москва, 2011. С.518-520.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЛН РЕЛЕЯ И ЛЯВА ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ПУАССОНА

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Кирьянов Д.Ю., Лисовенко Д.С.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, lisovenk@ipmnet.ru

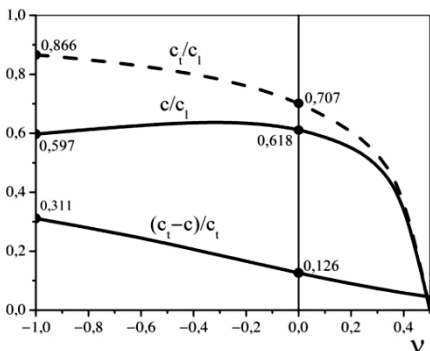
FEATURES OF SURFACE RAYLEIGH WAVES AND LOVE FOR MATERIALS WITH A NEGATIVE POISSON'S RATIO

Goldstein R.V., Gorodtsov V.A., Kirianov D.Yu., Lisovenko D.S.

We analyzed the Rayleigh waves and Love waves for isotropic materials with positive and negative Poisson's ratio.

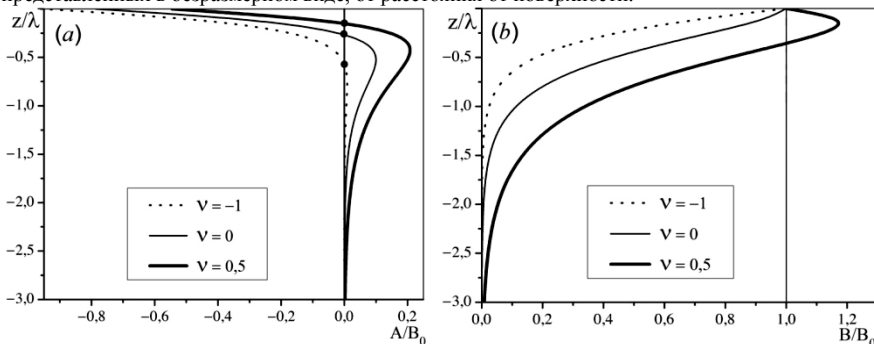
В природе, как правило, встречаются материалы с положительным коэффициентом Пуассона, именуемые «неауксетиками». Однако отрицательные значения не запрещены, что следует из термодинамических ограничений на модули упругости. Более десятка лет назад получены изотропные материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона, именуемые «ауксетиками». Наличие у материалов отрицательного коэффициента Пуассона может давать нестандартные эффекты. В работе рассмотрено влияние отрицательного коэффициента Пуассона на динамические задачи теории упругости на примерах волн Релея и Лява.

Изучение безразмерных скоростных характеристик для волн Релея показало, что изменение отношения фазовой скорости к скорости поперечных волн C/C_t слабо меняется с изменением коэффициента Пуассона, в то время как поведение безразмерных скоростей C/C_t и C_t/C_1 (C_1 – скорость продольных волн) резко отличается для материалов с положительным коэффициентом Пуассона и для ауксетиков.



Траекторией движения частиц в волне Релея является эллипс. Для неауксетиков форма траектории является более вытянутой.

При стремлении коэффициента Пуассона к -1 форма кривой становится близкой к круговой. При достижении некоторой критической глубины от поверхности происходит схлопывание эллипсов в вертикальную линию. Ниже представлена зависимость полуосей эллипса, представленных в безразмерном виде, от расстояния от поверхности.



Обращение горизонтальной полуоси в нуль для материалов с положительным коэффициентом Пуассона происходит на меньшей глубине от поверхности, чем для ауксетиков. Из анализа выражений для полуосей эллипса установлено, что горизонтальная полуось имеет

максимум. Глубина, на которой он наблюдается, увеличивается с уменьшением коэффициента Пуассона. С ростом глубины горизонтальная полуось достигает максимума, меняется знак производной, после чего начинается экспоненциальное уменьшение эллипса практически без изменения его формы при дальнейшем удалении от поверхности.

При рассмотрении волн Лява было найдено, что с уменьшением коэффициента Пуассона для материала полупространства, скорость распространения волн при малых толщинах покрывающего слоя возрастает. Увеличение модуля Юнга для материала полупространства также приводит к возрастанию величины безразмерной скорости c/c_0 при малой толщине слоя. ($c_0 = \sqrt{E_1/2\rho_1}$) Уменьшение коэффициента Пуассона для слоя приводит к увеличению c/c_0 в области больших толщин слоя.

При рассмотрении предельных случаев малой толщины и большой толщины слоя получены упрощенные соотношения, которые отражают зависимость безразмерной скорости волны Лява c/c_0 от коэффициентов Пуассона для слоя и полупространства.

Анализ кривых смещений частиц в волне Лява при малой и большой толщинах покрывающего слоя показал, что уменьшение коэффициента Пуассона для полупространства приводит к вытеснению волны в слой. К аналогичному эффекту приводит увеличение модуля Юнга для полупространства под слоем. В случае, когда материал покрывающего слоя является ауксетиком, смещение частиц в волне Лява при малой толщине слоя и положительном коэффициенте Пуассона для материала полупространства происходит преимущественно в полупространстве под слоем.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №25 и гранта МК-565.2012.1 (Д.С.Л., К.Д.Ю.).

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ
**Гришунин В.А.¹, Громов В.Е.¹, Коновалов С.В.¹, Иванов Ю.Ф.²,
Воробьев С.В.¹, Комиссарова И.А.¹**

¹*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru*

²*Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, yufi55@mail.ru*

EFFECT OF ELECTRON-BEAM TREATMENT ON THE STRUCTURAL AND PHASE COMPOSITION AND FATIGUE LIFE OF RAIL STEEL

Gromov V.E., Grishunin V.A., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Borobiev S.V., Komissarova I.A.

The investigations of phase composition, structure and defect substructure of rail steel in initial state, after electron beam irradiation and fatigue loading up to fracture are carried out by methods of transmission electron microscopy. The regime of rail steel surface treatment by high intensive electron beam, allowing increase the fatigue life repeatedly (by ~2.5 times) is revealed. The physical mechanisms of fatigue life increase of the steel treated by electron beam are established.

Целью работы является выявление физических причин повышения усталостной выносливости на основе анализа на различных масштабных уровнях фазового состава и дефектной субструктуры слоя, формирующегося в углеродистой стали при электронно-пучковой обработке (ЭПО) и последующих многоцикловых усталостных испытаниях до разрушения.

Перед ЭПО сталь прошла термическую обработку, позволившую сформировать перлитную структуру. Часть образцов облучали электронным пучком на установке «СОЛО» при следующих параметрах: плотность энергии пучка электронов $E_s = (10, 20, 30)$ Дж/см²; длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50$ мкс; количество импульсов воздействия $N = 3$ имп.; частота следования импульсов $f = 0,3$ с⁻¹. Фазовый состав и дефектную субструктуру стали анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии.

Термическая обработка стали привела к формированию поликристаллической структуры, представленной преимущественно зернами перлита пластинчатой морфологии. В незначительном количестве в стали присутствуют зерна феррита, свободные от включений карбидной фазы, и зерна феррита, в объеме и вдоль границ которых располагаются частицы цемента глобулярной формы. Ферритная составляющая структуры стали характеризуется наличием дислокационной субструктуры. В ферритных прослойках перлита наблюдается дислокационная субструктура преимущественно в виде хаотически распределенных дислокаций, скалярная плотность которых $\sim 2,8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Зерна феррита и «псевдоперлита» содержат дислокационную субструктуру в виде сеток и хаотически расположенных дислокаций. Скалярная плотность дислокаций $\sim 4 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Вблизи границ и стыков границ зерен феррита наблюдается фрагментированная, реже, субзеренная структура.

Плавление стали (толщина расплавленного слоя при $E_s = 10 \text{ Дж/см}^2$ составляет единицы микрометра, при $E_s = 30 \text{ Дж/см}^2$ достигает $\sim 20 \text{ мкм}$) и последующая высокоскоростная кристаллизация привели к формированию в приповерхностном слое разномасштабной структуры. К микромасштабному уровню отнесем зеренную структуру; средние размеры зерен увеличиваются с ростом плотности энергии пучка электронов от $\sim 5 \text{ мкм}$ (10 Дж/см^2) до $\sim 8,5 \text{ мкм}$ (30 Дж/см^2). В объеме зерен наблюдается субзеренная структура. С ростом плотности энергии пучка электронов средний размер ячеек увеличивается от 330 нм при 10 Дж/см^2 до $427,5 \text{ нм}$ при 30 Дж/см^2 .

Следует отметить, что при ЭПО стали с плотностью энергии пучка электронов 10 Дж/см^2 в поверхностном слое формируется неоднородная структура. Наряду со структурой ячеистой кристаллизации, содержащей наноразмерные кристаллы мартенсита, в поверхностном слое выявляются зерна со структурой пакетного мартенсита, поперечные размеры кристаллитов которых изменяются в пределах от 85 до 220 нм . Одновременно с этим выявляются зерна, в объеме которых присутствуют области микронных размеров, границы которых оконтуриваются кристаллами мартенсита. В объеме таких областей присутствует сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций $\sim 10 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Очевидно, что ЭПО стали вследствие сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, приводит к формированию в поверхностном слое образца градиентного структурно-фазового состояния. При ЭПО стали с параметрами 10 Дж/см^2 , 50 мкс , 3 имп. , $0,3 \text{ с}^{-1}$ в слое, расположенном на глубине $\sim 10 \text{ мкм}$, формируется многофазная структура, представленная мартенситом пакетной и пластинчатой морфологии, остаточным аустенитом и цементитом. Присутствие мартенсита и остаточного аустенита указывает на протекание в данном слое стали полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Присутствие частиц цемента может свидетельствовать как о протекании процесса «самоотпуска» мартенсита, так и указывать на неполное растворение цемента перлитных колоний. Как правило, «самоотпуск» стали сопровождается формированием частиц цемента игольчатой морфологии, расположенных в кристаллах мартенсита. В исследуемом нами состоянии частицы цемента имеют глобулярную морфологию и располагаются в объеме и по границам кристаллов мартенсита. Это обстоятельство позволяет предположить, что наблюдающиеся частицы цемента являются осколками частично растворившихся пластин цемента исходного состояния. Следовательно, реализующиеся при данном режиме ЭПО температурно-временные условия нагрева и охлаждения стали не позволяют сформировать слой, расположенный на глубине $\sim 10 \text{ мкм}$, однофазный твердый раствор углерода в аустените.

При ЭПО поверхности стали с плотностью энергии $20 \dots 30 \text{ Дж/см}^2$ в слое, расположенном на глубине $\sim 10 \text{ мкм}$, формируется структура, основой которой является α -фаза, характеризующаяся малым размером зерен ($0,8 \dots 1,5 \text{ мкм}$). В объеме зерен выявляется мартенситная структура, представленная кристаллами пакетного и пластинчатого мартенсита. В слое, расположенном на расстоянии $\sim 40 \text{ мкм}$ от поверхности ЭПО при плотности энергии пучка 30 Дж/см^2 , формируется многофазная морфологически разнообразная структура, образующаяся в температурном интервале сосуществования трех фаз – α -фазы, γ -фазы и карбида железа. Основной фазой данного слоя является α -фаза. Преимущественной морфологической формой α -фазы являются зерна, в которых прошло мартенситное превращение с образованием кристаллов пакетного и пластинчатого мартенсита. В незначительном количестве обнаруживаются зерна структурно свободного феррита, которые были выявлены и в структуре стали перед облучением

электронным пучком. Следовательно, мартенситная структура формировалась в зернах перлита и «псевдоперлита», т.е. в зернах, обогащенных углеродом.

В исследуемом слое выявляются зерна перлита, в объеме которых фиксируются различные стадии термического разрушения пластин цементита и реализации процесса $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ превращения. В этом случае в объеме зерна присутствуют кристаллы мартенсита, прослойки или/и островки остаточного аустенита и частицы цементита пластинчатой или глобулярной формы. Термическое преобразование зерен «псевдоперлита» в отдельных случаях приводит к формированию структуры зеренно-субзеренного типа. Размеры зеренно-субзеренной структуры изменяются в широких пределах от 200 до 550 нм. В стыках и вдоль границ зерен располагаются частицы цементита глобулярной морфологии; размеры частиц изменяются в пределах от 15 до 25 нм. В объеме таких зерен и субзерен присутствуют кристаллы пакетного мартенсита, поперечные размеры которых изменяются в пределах от 30 до 50 нм.

ЭПО не приводит к значимому изменению фазового состава и дефектной субструктуры слоя стали, расположенного на расстоянии ~ 100 мкм от поверхности облучения. Исследования выявили зерна перлита пластинчатой морфологии, зерна структурно свободного феррита и зерна «псевдоперлита». Ферритная составляющая структуры данного слоя стали дефектна. Основным типом дефектов являются дислокации, расположенные хаотически или формирующие сетчатую дислокационную субструктуру. В зернах структурно свободного феррита в незначительных количествах выявляется фрагментированная и полосовая дислокационная субструктуры.

В результате усталостных испытаний образцов в исходном состоянии и после ЭПО выявлен режим обработки, позволяющий многократно увеличивать усталостную долговечность стали. Усталостное разрушение рельсовой стали без ЭПО, наступившее после $\sim 2,15 \times 10^7$ циклов, сопровождается формированием подслоя толщиной ~ 10 мкм, на границе раздела которого с основным объемом материала располагаются микропоры. Это позволяет предположить, что усталостное разрушение стали зарождается в подповерхностном слое. Деформация стали в условиях усталостного нагружения сопровождается структурно-фазовым преобразованием стали. В полном объеме процессы деформационного преобразования стали протекают в слое, расположенном на глубине ~ 10 мкм. В стали после ЭПО при плотности энергии пучка электронов 20 Дж/см², слой, в котором наблюдается порообразование, располагается преимущественно на границе раздела слоя кристаллизации и слоя термического влияния. Слой кристаллизации имеет столбчатую структуру с субмикроструктурным поперечным размером столбиков. Это приводит к диспергированию концентраторов напряжений и способствует более однородному пластическому течению в подложке, многократно (в $\sim 2,5$ раза) повышая усталостную долговечность стали.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 гг.» (Соглашение №14.В37.11.0071).

ИЗМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ Si-Al-N ПРИ ОБРАБОТКЕ ИОНАМИ Ti⁺ ПОДЛОЖКИ ИЗ СПЛАВА BRX-0,8

^{1,2}Жарков С.Ю., ^{1,2}Сергеев В.П., ¹Федорищева М.В., ¹Калашников М.П.,

¹Нейфельд В.В., ⁴Сергеев О.В.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, retc@ispms.tsc.ru*

²*Национальный исследовательский Томский Политехнический Университет, Россия*

CHANGE OF THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF Si-Al-N COATINGS AT Ti⁺ IONS TREATMENT OF BRH-0.8 ALLOY SUBSTRATE

Zharkov S.Yu., Sergeev V.P., Fedorischeva M.V., Kalashnikov M.P., Neyfeld V.V., Sergeev O.V.

Influence of Ti⁺ ions processing of surfaces of a substrate from alloy BRH-0,8 on thermal cyclic stability and adhesion deposited on it in a uniform vacuum cycle of coatings on the basis of system Si-Al-N by a method of pulse magnetron sputtering of a composite target from silicon with 25 at.% aluminium is studied. Effects are connected with change of morphology and structural-phases states of a superficial layer observed by transmission and scanning electron microscopy and secondary ions mass spectrometry methods.

Для повышения термоциклической стойкости системы «теплозащитное покрытие – подложка» большое значение может иметь не только достижение оптимальных характеристик структурно-фазового состояния и свойств покрытия, но и состояние и свойства поверхностного слоя подложки, которые могут отличаться от объема материала [1]. Именно вдоль поверхности подложки, граничащей с покрытием, происходит резкий скачок в изменении структурно-фазового состояния и физико-механических свойств системы «теплозащитное покрытие – подложка», возникает максимальная локализация полей упругих напряжений. Кроме того состояние поверхности подложки может в значительной мере влиять и на формирование структуры и свойств самого покрытия [1]. Поэтому актуальной задачей является изучение влияния структурно-фазового состояния поверхностного слоя подложки на структуру и свойства формирующегося на ней покрытия, а также на термомеханические характеристики в целом системы «покрытие – подложка». В связи с этим, в работе изучается влияние обработки ионами Ti^+ поверхности подложки из сплава БрХ-0,8 на термоциклическую стойкость и адгезию осаждаемых на нее в едином вакуумном цикле покрытий на основе системы Si–Al–N методом импульсного магнетронного распыления композиционной мишени из кремния с 25 ат.% алюминия в аргонно-азотной атмосфере при общем давлении 0,3 Па.

Перед осаждением покрытия проводили бомбардировку подложки ионами титана на установке типа «КВАНТ» с помощью вакуумно-дугового ионного источника с катодом из титана ВТ-1-0. Поверхность подложки перед ионной обработкой полировали до шероховатости $R_a = 0,16$ мкм. Структурно-фазовое состояние исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА) на установке ДРОН-7, морфологию поверхности – методом сканирующей электронной микроскопии на приборе LEO EVO 50. Распределение элементов по глубине модифицированного слоя исследовали методом масс-спектрокопии вторичных ионов (ВИМС). Адгезию покрытий исследовали на приборе Revetest, CSM, микротвердость – NanoHardnessTester, CSM, термоциклическую стойкость – на лабораторном стенде по термоциклированию образцов в температурном интервале 293-1273К.

Установлено, что увеличение длительности ионной обработки от 1,5 минут до 6 минут существенно увеличивает термоциклическую стойкость и адгезию покрытий (рис.1). Для того чтобы понять причину повышения термоциклической стойкости и адгезии покрытий было проведено исследование влияния времени ионной обработки на морфологию поверхности подложки.

Известно [2], что облучение медной подложки тяжелыми ионами (Ar^+ , Kr^+ , Hg^+) может вызывать изменение рельефа поверхности. Это явление происходит вследствие распыления бомбардирующими ионами кристаллической решетки, в которой имеются дефекты строения. Оно может быть обусловлено зарождением и движением дислокаций, рекристаллизацией зерен, фазовыми превращениями в приповерхностном слое, действием ионно-индуцированных напряжений.

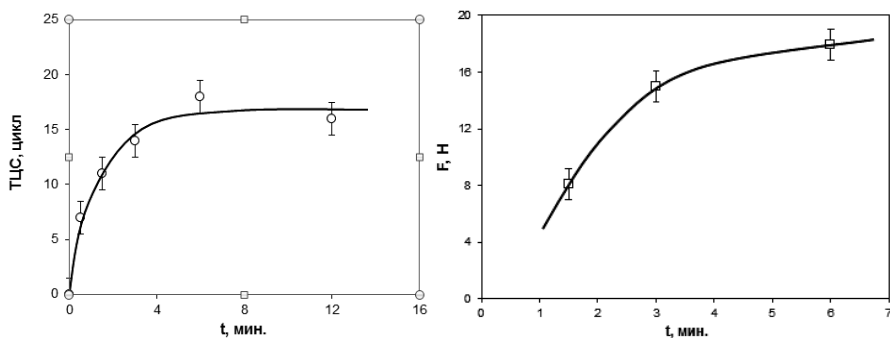


Рис.1 Зависимость термоциклической стойкости ТЦС (а) и адгезии F (б) покрытий Si–Al–N от времени ионной бомбардировки подложки t.

С помощью растровой электронной микроскопии выявлено, что обработка медной подложки сильноточным потоком ионов Ti^+ действительно приводит к существенному

изменению морфологии поверхностного слоя в зависимости от параметров облучающего потока. Видно (рис.2), что в поверхностном слое с увеличением времени ионной обработки формируется регулярная сетчатая структура с характерным поперечным размером горизонтальных и вертикальных элементов ~ 1-2 мкм.

При последующем осаждении атомарного потока расплываемого магнетроном материала мишени на такую развитую поверхность он, по-видимому, заполняет ямки травления и образовавшиеся пустотные каналы, приводя к возникновению выступов на поверхности покрытия, которые входят в зацепление с выступами на подложке. В результате этого вдоль интерфейса образуется двойная переплетенная сетчатая структура из элементов покрытия и подложки, которая значительно усиливает их адгезию. Соответственно, с увеличением адгезии при удлинении продолжительности предварительной обработки поверхности медной подложки ионами Ti^+ повышается термоциклическая стойкость покрытий Si-Al-N.

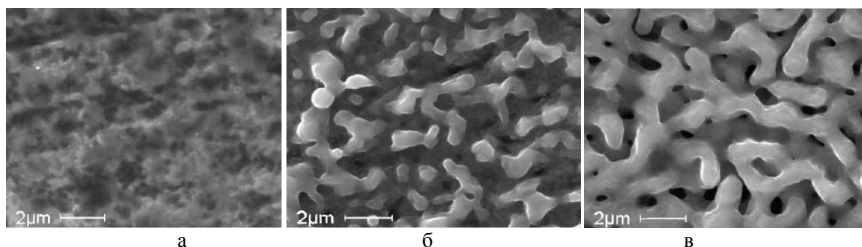


Рис. 2. Влияние режима ионной обработки на морфологию поверхности подложки из сплава БрХ-0,8: а) длительность ионной обработки 1,5 мин.; б) 3 мин.; в) 6 мин.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект №13-08-00616

Список литературы:

1. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. Томск: Изд-во Том. политех. ун-та, 2008. 286 с.
2. Распыление твердых тел ионной бомбардировкой. Вып. 2 //Распыление сплавов и соединений; пер. с англ.А.И.Додонова, И.Н.Евдокимова, В.В.Плетнева/Под ред. Р.Бериша.-М.: Мир, 1986.-488 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЧНОСТИ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СВС - ПОРОШКОВ, НАПЫЛЕННЫХ И ОБРАБОТАННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ТЕПЛОВЫХ И УДАРНО - ВОЛНОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Ильюшенко А.Ф.¹, Шевцов А.И.¹, Асташинский В.М.², Громыко Г.Ф.³

¹Беларусь, Институт порошковой металлургии НАН Беларуси,
alexil@mail.belrak.by

²Беларусь, Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова НАН Беларуси

³Беларусь, Институт математики НАН Беларуси

INVESTIGATION OF STRENGTH AND TENSE STATE PARAMETERS REGARDING
DETONATION COATINGS OUT OF SHS - POWDERS SPRAYED AND PROCESSED WITH THE
USE OF HIGH ENERGY THERMAL AND SHOCK - WAVE IMPACTS

Ilyushenko A.Ph., Shevtsov A.I., Astashinsky V.M., Gromyko G.F.

The investigations dealing with strength and strained state parameters of detonation coatings out of plated composition SHS – powders (NiCr/FeCrMo + MoS₂/graphite + TiC) Ni/Co sprayed and

processed with the use of high energy thermal and shock-wave impacts, have been carried out..

Проведены исследования параметров прочности и напряженного состояния детонационных покрытий из плакированных композиционных СВС – порошков (NiCr/FeCrMo + MoS₂/графит + TiC) Ni/Co, напыленных и обработанных с применением высокоэнергетических тепловых и ударно - волновых воздействий. При определении прочности сцепления два стальных пластинчатых образца с конусным отверстием в одном из них (площадь круга малого диаметра конуса 1 см²) соединяли между собой по плоскостям контакта с помощью винтов. Осуществляли струйно – абразивную обработку и детонационное напыление покрытия, которое формировалось в пространстве, ограниченном конусным отверстием и плоскостью другого образца. После напыления соединительные винты удаляли, а образцы с помощью специальных захватов устанавливали в разрывную машину. Усилию разрыва при смещении образцов по плоскостям контакта препятствовали адгезионные связи между покрытием, сформированном в пространстве конусного отверстия, и плоской поверхностью другого образца. Усилие разрыва соответствовало прочности сцепления на сдвиг (срез) в кгс/см².

Установлено, что прочность сцепления на сдвиг покрытий, распыленных продуктами детонации, выше в сравнении с аналогичными плазменными покрытиями в 1,5 – 1,6 раза. Это обусловлено влиянием пористости нанесенных материалов и их взаимодействием с подложкой. С уменьшением пористости граничных слоев адгезионная прочность детонационных покрытий возрастает вследствие увеличения площади фактического контакта распыленных частиц порошка и подложки. При этом наряду с эффективным растеканием частицы внедряются в основной материал, имеет место пластическая деформация с характерным изменением и развитием микрорельефа подложки. Как следствие активизируется химическое взаимодействие частиц и основы. Кроме того, развитый микрорельеф основы увеличивает значимость механического сцепления для адгезионной прочности рассматриваемых детонационных покрытий, которая повышается в сравнении с плазменным напылением аналогичных материалов.

Для проверки эффективности упрочняющей импульсно – плазменной обработки покрытий проведены испытания по методике одновременной деформации изгиба покрытия и подложки пластинчатых образцов. Установлено, что обработка вызывает увеличение критических деформаций изгиба образцов, при которых исследуемые композиционные покрытия отделяются от подложки и разрушаются с возникновением трещин. Увеличение критических деформаций свидетельствует о возрастании прочности сцепления покрытий, обработанных импульсами плазмы, в 1,6 – 1,81 раза.

Покрытия характеризуются сложным напряженным состоянием, которое охватывает как нанесенный материал так и подложку. Вместе с тем они предназначены для деталей, эксплуатирующихся в трибосопряжениях с разрушением только поверхностных слоев. Поэтому представляет интерес исследование локальных остаточных напряжений, которые уравниваются в объемах, соизмеримых с фазами нанесенных композиций, и являются микро- и субмикронапряжениями. Последние определены путем рентгеноструктурного анализа детонационных покрытий (NiCr/FeCrMo + MoS₂/графит + TiC) Ni/Co с изучением параметров их тонкой структуры и измерением деформации решетки основных фаз композиционных материалов.

Установлено, что в карбидной фазе TiC образуются растягивающие напряжения, а в твердых растворах α - Fe и Ni solid solution – сжимающие. Абсолютные величины напряжений в указанных фазах соответственно 479 – 553 МПа и 560 - 614 МПа. При этом абсолютная величина напряжений покрытия (FeCr30Mo3 + 7 % графита + 70 % TiC) Co выше в сравнении с другими композициями, что объясняется наличием молибдена, который улучшает смачиваемость карбидной фазы связующим раствором на основе железа. Возрастает когезионная прочность покрытия, но вместе с тем возможности релаксации напряжений в нанесенной композиции снижаются.

Касаясь знака напряжений, необходимо отметить следующее. В процессе детонационного напыления формируются тонкие слои материала, которые при сверхбыстром охлаждении в подложку стремятся сжаться. Этому препятствует холодная подложка, имеет место упруго – пластическая деформация растяжения слои, которая фиксируется. Образуются остаточные напряжения растяжения как в связующем (твердые растворы α - Fe, Ni solid solution), так и в карбидной фазе покрытий. С другой стороны высокоэнергетическое распыление

порошков продуктами детонации способствует возрастанию степени пластической деформации и наклепа композиционных частиц при соударении с подложкой, создаются предпосылки образования сжимающих напряжений. Развитие последних в связующем, которое характеризуется сравнительно невысокими температурой плавления и микротвердостью, преобладает. Что касается тугоплавкой и твердой карбидной фазы, то незначительная степень наклепа в данном случае не приводит к существенному изменению знака напряжений, которые сохраняются растягивающими.

Высокоэнергетические тепловые и ударно - волновые воздействия импульсами плазмы стимулируют образование сжимающих напряжений в напыленных материалах. Это проявляется в компенсации и уменьшении растягивающих нагрузок. Увеличиваются суммарные сжимающие нагрузки, механизм образования которых обусловлен возросшей степенью аморфизации и измельчения зеренной структуры детонационных покрытий после импульсно – плазменной обработки. Чем меньший размер имеет устойчивый зародыш кристалла, тем больше центров кристаллизации возникает в единицу времени. Взаимный контакт стремящихся к росту наноразмерных кристаллических зерен вызывает упругопластическую деформацию сжатия по их границам. Образуются сжимающие напряжения, уравнивающиеся в смежных наноразмерных зернах и в пределах кристаллической решетки зерна. Такие напряжения положительно влияют на сопротивление материалов разрушению от процессов трения.

С учетом полученных результатов разработана схема процессов формирования остаточных напряжений при нанесении предлагаемых покрытий.

ПЛАЗМЕННЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ И АМОРФНЫЕ ПОКРЫТИЯ

Калита В.И., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Радюк А.А.

Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия, E-mail: vkalita@imet.ac.ru

Are carried out researches on formation amorphous and nanostructures in plasma coatings. Training allows to form of a liquid condition in spraying particles firm solutions in aluminium matrixes of composite materials, amorphous structure for eutectic structures and nanostructure in cermets alloys of type WC - Co.

В ИМЕТ РАН было выполнено исследование по получению волокнистых композиционных материалов (ВКМ) с борными волокнами и алюминиевой матрицей. Подробно исследована структура и механические свойства алюминиевой матрицы и установлено, что в результате закалки из жидкого состояния механические свойства матрицы могут быть повышены за счёт легирования алюминия переходными металлами. В этом случае можно повысить рабочие температуры ВКМ с борными волокнами до 450°C. Эта температура соответствует предельной температуре для систем бор-алюминий, после которой начинается разупрочнение борных волокон за счёт увеличения толщины диборида алюминия. Были проведены исследования по созданию композиционного материала с волокнами SiC и интерметаллидной матрицей TiAl. Процесс реализован при плазменном напылении в динамическом вакууме.

Исследования закалки из жидкого состояния при плазменном напылении материалов продолжены на покрытиях эвтектического состава. При плазменном напылении покрытия из этих материалов имеют аморфную структуру. Такие покрытия с магнитномягкими свойствами использовались в качестве магнитных экранов (сплав 71КНСП). Для формирования таких покрытий разработана специальная насадка к плазматрону, позволяющая полностью устранить тепловое воздействие плазменного потока на формируемое покрытие за счёт экстракции плазменного потока. Конструктивная особенность насадки – выравнивание температуры напыляемых частиц в плазменном конусе за счёт повышения температуры стенок насадки до 1500°C. Разработка успешно использована для получения полуфабрикатов ВТСП УВаCuO материалов в виде колец, толщиной до 10 мм.

Для анализа структуры аморфных покрытий предложили классифицировать напыленные частицы по способу их формообразования и затвердевания. Неоднородность структур напыленных частиц в покрытиях во многом определяется нормальным распределением температуры и скорости у напыляемых частиц и их размеров, которые в современных условиях

изменяются в широких пределах, что не благоприятно для получения, например, коррозионностойких покрытий с аморфной структурой. В настоящее время лаборатория приступила к таким исследованиям на высоколегированных чугунах марки ФБХ6-2, Fe -32%Cr-1,9%Mn -4,2%C-2,2%Si-2,2%В и марки Н15Д7, Fe -2,4%C-2,1%Si - 15%Ni -7%Cu - 2,7%Cr-1,6%Mn.

Тема по формированию быстрозакалённых материалов получила развитие в исследованиях покрытий с наноструктурой. Такие покрытия получают при термопластической обработке аморфных покрытий. Рационально такую обработку вести с использованием современных локальных методов нагрева покрытий, например, прямым пропусканьем электрического тока при электромеханической обработке (ЭМО). Данная работа выполняется совместно с ВГТУ, г. Волгоград, на широком круге материалов, в том числе на упомянутых выше чугунах. ЭМО покрытий позволяет в 3 раза повысить сдвиговую прочность покрытий Ni-20%Cr.

Второй способ формирования наноструктурных керметных покрытий основан на активном использовании механического легирования (МЛ) в планетарной мельнице. Целью МЛ является равномерное распределение наноразмерных упрочняющих частиц, например, TiCN и WC, в металлической матрице на основе Ni, Co, Mo. В процессе МЛ достигается стадия физического контакта и определенная степень химического взаимодействия между компонентами, что необходимо для смачивания между твердой фазы жидкой. Керметный материал 88% WC - Co имеет заэвтектический состав с большим температурным интервалом между температурами солидуса и ликвидуса, до 1000 К. С учетом перегрева напыляемых частиц до 1000К относительно температуры солидуса WC карбиды растворяются в жидкой фазе напыляемых частиц. При этом уменьшение общего содержания углерода не превышает 10% при напылении с насадкой. Последующая термическая или термопластическая обработка этих покрытий формирует наноразмерные карбиды. Более устойчивы к растворению в жидкой фазе напыляемых частиц TiCN карбиды, даже нано размера.

Подробные исследования макро- и микроструктуры покрытий позволили разработать оригинальные покрытия для внутрикостных тазобедренных имплантатов. Это композиционные покрытия из титана и керамики, гидроксиапатита и биоактивного стекла. Более простые титановые варианты такого покрытия уже реализованы в медицинской практике и имеют преимущества перед зарубежными аналогами по прочности и структуре пористости.

Дальнейшие исследования в ИМЕТ РАН будут проводиться и на новом оборудовании. Спроектирована и изготовлена роботизированная установка для напыления композиционных покрытий «титан – гидроксиапатит» на поверхность имплантатов. Вторая роботизированная промышленная установка укомплектована двумя плазматронами и HVOF горелкой.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проектов № 11-08-00068, № 12-08-31094 мол_а, № 12-08- 00001 и проекта НШ-854.2012.3.

РЕЗИСТИВНЫЙ СПЛАВ Si-Cr-Co ДЛЯ РАСПЫЛЯЕМЫХ МИШЕНЕЙ

Колесникова И.Г., Майоров Л.А., Кузьмич Ю.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева

Кольского Научного Центра РАН, Анатимы

E-mail: koles_ig@chemy.kolasc.net.ru

RESISTANCE ALLOY OF Si-Cr-Co FOR SPUTTERING TARGETS

Kolesnikova I.G., Majorov L.A., Kuzmich Y.V.

Results of the effect of cooling rate on the microstructure of the cast alloy Si-54% Cr-6% Co for sputtering targets are given. It is shown that the alloy comprising a phases CrSi, CrSi₂, and Cr₃Co₅Si₂, have high brittleness. The experiments established that the cast target of said composition of required quality cannot be obtained at high cooling rate of the alloy. Using heated mold and regulating the cooling rate enabled to realize the conditions for slow cooling of the alloy. It was determined that

the alloy had the most homogeneous structure and lowest porosity at cooling rates in the range (0.5-5) °C/sek.

Резистивные кремниевые мишени, предназначенные для изготовления методом ионно-плазменного распыления термостабильных тонкопленочных резистивных элементов и нанесения вспомогательных слоев на различные изделия, широко используются в микроэлектронной промышленности. Благодаря сравнительно малому температурному коэффициенту сопротивления материалы с нанесенными покрытиями обладают высокой стабильностью воспроизведения удельных поверхностных сопротивлений, коррозионной стойкостью и способностью к адгезии.

При изготовлении мишеней наиболее распространены методы порошковой металлургии, в частности горячее прессование порошков металлов или сплавов в инертном газе или вакууме. Основными недостатками таких технологий являются присутствие большого количества посторонних включений (кислорода, азота), высокая пористость, низкая плотность и неупорядоченная структура получаемых мишеней. Все это приводит к нестабильному ходу процесса распыления и снижению качества конечного продукта. Альтернативой таких методов является разработанный нами способ изготовления мишеней на основе кремния методом литья на воздухе, который с успехом был применен для получения мишеней из сплавов кремний-алюминий и кремний-кобальт, а также резистивных сплавов кремний-хром-никель (PC3710) и кремний-никель-железо (PC1004, PC1506). Опытные партии изготовленных мишеней прошли тестовые испытания на установках магнетронного распыления, результаты которых показали, что они соответствуют всем предъявляемым к ним требованиям.

В настоящее время для магнетронного распыления наиболее востребованными являются мишени из резистивных сплавов на основе хрома, в частности из резистивного сплава Si-54%Cr-6%Co (PC 5406). Мишени такого состава предназначены для получения низкоомных резистивных слоев с широким диапазоном удельного сопротивления, например, в оптоэлектронике для нанесения промежуточных слоев в полупроводниках тандемного типа с целью повышения их термостойкости и светостойкости. Основная сложность в изготовлении мишеней из резистивных сплавов заключается в том, что они состоят из хрупких силицидов хрома и кобальта, которые являются причиной возникновения внутренних напряжений и трещин как при кристаллизации и обработке, так и при распылении. Данных по производству литых мишеней из сплава PC5406 в литературных источниках нами не найдено.

Основными требованиями, предъявляемыми к мишеням из резистивных сплавов, являются: однородность структуры, пористость меньше 20%, отсутствие трещин и посторонних включений. Существенную роль в формировании этих свойств играет микроструктура сплава, позволяющая дать не только качественную оценку эксплуатационным характеристикам мишени, но и определить оптимальные параметры процесса плавки и литья сплава.

Проведенный термодинамический анализ в системе Si – 54%Cr – 6%Co показал, что в области температуры плавления исследуемого сплава (1700-2000K) наиболее вероятно присутствие в сплаве силицидов хрома CrSi и CrSi₂, и силицида кобальта CoSi₂. Согласно диаграммам состояния, в системе возможно также существование тройных соединений, таких как Cr₂Co₃Si₂, Cr₃Co₃Si₂. Рентгенофазовый анализ показал наличие в сплаве фаз CrSi, CrSi₂ и Cr₃Co₃Si₂.

При скоростях охлаждения в интервале 1-100°С/сек нами были выплавлены мишени из сплава указанного состава. Мишени, изготовленные при скоростях охлаждения выше 5°С/сек имели одну или несколько магистральных трещин, либо сетку мелких трещин как на поверхности, так и в объеме мишени. При последующей механической обработке поверхности мишени происходило выкрашивание отдельных фрагментов. Можно предположить, что растрескивание мишеней связано с высоким уровнем остаточных термических напряжений и неоднородной усадкой входящих в состав сплава фаз - коэффициенты термического расширения (КТР) силицидов хрома монотонно растут с повышением температуры, но при одних и тех же температурах КТР CrSi₂ значительно превышает КТР CrSi. Для того чтобы снизить уровень остаточных напряжений и уменьшить влияние КТР на характеристики сплава необходимо было реализовать условия медленного охлаждения сплава. Этот процесс был осуществлен путем выливания расплава в подогретую форму и дальнейшего регулирования температуры формы. Изучение микроструктуры сплава показали, что сплав в основном представлен частицами округлой, иногда вытянутой формы, которые часто имеют поперечные и продольные трещины.

Микротвердость данных частиц составляет 11-11,3 ГПа, что соответствует микротвердости CrSi_2 . Кроме того в сплаве присутствовали также частицы осколочной формы, микротвердость которых составляет около 10 ГПа, предположительно CrSi . Микрорентгеноспектральный анализ показал, что состав первой фазы соответствует соединению CrSi_2 , а второй – CrSi .

При увеличении скорости охлаждения расплава от 0,1 до 5 °C/сек средний размер кристаллов CrSi_2 уменьшается примерно в 4 раза. Измельчение кристаллов CrSi_2 связано, по-видимому, с увеличением количества центров кристаллизации при увеличении скорости охлаждения расплава.

Важным требованием, предъявляемым к мишеням из резистивных сплавов, является то, что их пористость не должна превышать 20% и они не должны иметь крупных пор (максимальный поперечный размер более 100 мкм), т к это ухудшает работу магнетронных распылительных систем и может привести к дугообразованию при распылении. Причиной пористости является неоднородная усадка фаз, входящих в состав сплава и растворенные в расплаве газы (в основном, водород), растворимость которых резко снижается при охлаждении расплава.

В связи с этим нами были проведены исследования зависимости пористости от скорости охлаждения сплава. Исследования показали, что при увеличении скорости охлаждения выше 0,5 °C/сек пористость снижается, а ее уровень не превышает 20%. При скорости охлаждения меньше 0,5 °C/сек происходит значительное увеличение пористости и ее значение превышает предельно допустимое значение. В исследованном интервале скоростей охлаждения максимальный размер пор не превышал 50 мкм.

Изучение влияния среднего размера кристаллов CrSi_2 на статистические параметры, характеризующие однородность микроструктуры, показало, что измельчение кристаллов CrSi_2 приводит к уменьшению среднеквадратичного отклонения (СКО) и коэффициента вариации (КВ) их размеров. Наиболее однородной структурой обладает сплав, скорость охлаждения которого составляет (0,5-5) °C/сек. Снижение скорости охлаждения сплава ниже 0,5°C/сек приводит к значительному увеличению параметров однородности структуры.

Таким образом, для получения мишени из сплава Si – 54%Cr – 6%Co требуемого качества необходимо, чтобы скорость охлаждения сплава находилась в интервале (0,5-5) °C/сек.

С использованием результатов проведенных исследований нами были изготовлены образцы мишеней из сплава Si-54%Cr-6%Co. Размеры мишеней после окончательной обработки составляли 240×120×10 мм. Визуальный осмотр поверхности мишеней показал, что в них отсутствуют трещины, поры и неметаллические (шлаковые, графитовые) включения.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СМК СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Корзников А.В.¹, Мильяев И.М.², Кашаев Р.М.¹, Корзникова Г.Ф.¹

¹*Россия, Институт проблем сверхпластичности металлов, Российская академия наук,
korznikov@imsp.ru*

²*Россия, Институт металлургии им. Байкова, Российская академия наук,
imilyaev@mail.ru*

The present paper reports the results of experimental studies of complex loading by "torsion with tension" for the hard magnetic alloys of the Fe-Cr-Co. Depending on strain conditions different types of gradient structure were formed in the samples. Quantified patterns of structural change, as well as certified magnetic and mechanical properties in high-coercivity state are analyzed in this report.

В последнее время в связи с разработкой нового поколения высокоскоростных электрических машин, а также магнитных гидрокомпасов, к постоянным магнитам, наряду с требованиями по гистерезисным магнитными характеристикам, стали предъявляться и высокие требования по механическим свойствам. Ряд промышленно получаемых магнитных материалов обладает необходимыми для обеспечения заданных мощностей магнитными характеристиками, но неудовлетворительны по механическим свойствам, в том числе статической и усталостной прочности в условиях эксплуатации. Сплавы системы Fe-Cr-Co в силу своих высоких магнитных свойств заняли доминирующее положение в области производства постоянных магнитов для

радиоэлектроники, приборостроения, электротехники и других отраслей промышленности и представляют интерес для использования в качестве роторов сверхскоростных электрических машин как более прочные и технологичные, а также имеющие значительно меньшую стоимость. Ряд промышленно получаемых магнитных материалов обладает необходимыми для обеспечения заданных мощностей магнитными характеристиками, но неудовлетворительны по механическим свойствам, в том числе статической и усталостной прочности в условиях эксплуатации.

Известно, что магнитные и механические свойства материалов являются структурно чувствительными и регулировать уровень этих свойств можно за счет формирования соответствующей микроструктуры. Направленное формирование структуры металлов и сплавов можно осуществлять, используя различные методы горячей деформации. Однако подавляющее большинство магнитотвердых сплавов и соединений являются хрупкими и пластически не деформируются даже при повышенных температурах. Сплавы системы Fe-Cr-Co относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Деформация этих сплавов обычно осуществляется при температурах выше 700 °C формирование высококоэрцитивного состояния за счет нагрева в однофазную область выше 1000°C, последующего распада в процессе термомагнитной обработки и ступенчатого отпуска сопровождается охрупчиванием сплавов. Повышение прочностных характеристик в этих сплавах, возможно за счет формирования градиентной структуры с ультрамелкозернистым слоем только в поверхностном слое, что позволяет избежать заметного снижения магнитных свойств изделия.

В настоящей работе, на основе результатов экспериментальных исследований методом сложного нагружения по схеме «кручение с растяжением» для магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co, были выявлены закономерности и количественно оценены структурные изменения при их горячей деформации, а также аттестованы магнитные и механические свойства в высококоэрцитивном состоянии полученных образцов с градиентной структурой.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 12-08-970008

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ

**Косинов Д.А.¹, Коналов С.В.¹, Иванов Ю.Ф.², Целлермаер В.Я.¹,
Комиссарова И.А.¹, Громов В.Е.¹**

¹*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет, gromov@physics.sibsiu.ru*

²*Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, yuf55@mail.ru*

CHANGE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE LOW-CARBON STEEL WITH HYDROGEN SATURATION

Kosinov D.A., Kononov S.V., Ivanov Yu.F., Tsellermaer V.Ya., Komissarova I.A., Gromov V.E.

Quantitative and qualitative changes of structure, phase composition and defect substructure of low carbon ferritic steel St08hs under hydrogen saturation and deformation are revealed by methods of transmission electron microscopy.

Целью работы являлось изучение формирования и эволюции структуры и фазового состава низкоуглеродистой стали Ст08пс после наводороживания и деформации. Образцы для исследований вырезались из горячекатаной проволоки в состоянии поставки. Электролитическое насыщение водородом подготовленных образцов осуществляли в термостатической трехэлектродной электрохимической ячейке с графитовым анодом при постоянном контролируемом катодном потенциале $U = -600$ мВ, задаваемом относительно хлорсеребряного электрода сравнения, в 1N растворе серной кислоты с добавлением 20 мг/л тиомочевины при температуре 323 К (50 °C) в течение 24 часов с предварительной продувкой азотом. Деформацию образцов осуществляли растяжением ($\epsilon = 2$ %) скоростью нагружения 0,1 мм/мин на установке «Instron 5965». Исследования фазового состава и дефектной субструктуры образцов стали осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии.

После прокатки сталь Ст08пс являлась многофазным поликристаллическим материалом. Зерна стали фрагментированы, т.е. разделены малоугловыми границами на области неравноосной и квазиравноосной формы. Относительная площадь зерна, занятая неравноосными и квазиравноосными фрагментами, составляет 0,72 и 0,08, соответственно, (остальное (0,20) – зерна, не содержащие фрагментов). Средние поперечные размеры фрагментов анизотропной формы $(0,603 \pm 0,31)$ мкм; изотропной формы – 1,57 мкм. В объеме фрагментов, а также в объеме зерна, не содержащего малоугловых границ, присутствует дислокационная субструктура сетчатого типа (0,56 объема зерна) и хаотически распределенные дислокации (0,44 объема зерна). Скалярная плотность дислокаций, усредненная по всем типам субструктуры, $\sim 2,4 \times 10^{10}$ см⁻². На электронно-микроскопических изображениях структуры стали присутствуют изгибные экстинкционные контуры, что указывает на изгиб-кручение кристаллической решетки α-фазы. Источниками кривизны-кручения кристаллической решетки стали являются границы раздела зерен и фрагментов.

Деформация образцов путем одноосного растяжения не приводит к кардинальному изменению структуры стали. Исследования, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили поликристаллическую структуру, зерна которой фрагментированы, т.е. разделены малоугловыми границами на области неравноосной и квазиравноосной формы. В объеме фрагментов присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток.

Детальный количественный анализ структуры деформированных образцов выявил многочисленные изменения субструктуры стали. Обнаружено, что деформация стали сопровождается существенным снижением поперечных (с 0,6 мкм в исходном состоянии до 0,31 мкм после деформации) и продольных (с 2,5 мкм в исходном состоянии до 0,81 мкм после деформации) размеров анизотропных фрагментов. Последнее обусловлено формированием в процессе деформирования продольных и поперечных субграниц. Вновь образованные продольные субграницы весьма часто оказываются оборванными, что естественным образом увеличивает количество источников внутренних полей напряжений. Выполненный количественный анализ структуры деформированной стали выявил увеличение в ~2 раза (по сравнению с исходным состоянием) количества изгибных экстинкционных контуров на единице площади микрофотографии.

Деформация стали сопровождается незначительным увеличением скалярной плотности дислокаций (с $2,4 \times 10^{10}$ см⁻² в исходном состоянии до $3,0 \times 10^{10}$ см⁻² после деформации) и существенной перестройкой дислокационной субструктуры. Если в исходном состоянии в равной мере в объеме зерен присутствовала сетчатая дислокационная субструктура и субструктура дислокационного хаоса, то после деформирования относительная доля площади фольги, занятая субструктурой дислокационного хаоса, сократилась до 0,06 (остальное сетчатая субструктура).

Деформация стали сопровождается увеличением (в ~1,4 раза) азимутальной составляющей угла полной разориентации субструктуры относительно исходного состояния. Это означает, что часть дислокаций, формирующихся в процессе деформирования стали, уходит в малоугловые субграницы. Выполненные оценки показывают, что выявленное и представленное выше изменение структуры стали соответствует увеличению плотности дислокаций, сосредоточенных в субграницах, в ~2,8 раза. Следовательно, деформация стали Ст08пс при комнатной температуре сопровождается существенной перестройкой дислокационной субструктуры с выходом подвижных дислокаций в субграницы.

Деформация путем одноосного растяжения предварительно наводороженных образцов приводит к формированию субструктуры, подобной формирующейся в условиях деформирования исходной стали. А именно, выявлено существенное снижение поперечных (с 0,6 мкм в исходном состоянии до 0,37 мкм после деформации) и продольных (с 2,5 мкм в исходном состоянии до 0,85 мкм после деформации) размеров анизотропных фрагментов; увеличение в ~1,7 раза количества изгибных экстинкционных контуров на единице площади микрофотографии; незначительный рост скалярной плотности дислокаций (с $2,4 \times 10^{10}$ см⁻² в исходном состоянии до $2,8 \times 10^{10}$ см⁻² после деформации) и существенное снижение относительной доли площади фольги, занятой субструктурой дислокационного хаоса (с 0,44 в исходном состоянии до 0,11 после деформирования); увеличение азимутальной составляющей

угла полной разориентации субструктуры стали относительно исходного состояния в ~1,6 раза, что соответствует увеличению плотности дислокаций в субграницах в ~2,6 раза.

Наряду с рассмотренным выше подобием выявлен ряд значимых различий в эволюции субструктуры при деформации исходной и предварительно наводороженной стали. Обнаружено, что деформация предварительно наводороженной стали сопровождается формированием в стыках границ зерен областей с квазиравномерной фрагментированной субструктурой. Размеры фрагментов в таких областях изменяются в пределах от 100 нм до 550 нм. Присутствие большого числа наноразмерных фрагментов отражается и на строении микроэлектроннограмм, рефлексы которых проявляют тенденцию к формированию дифракционных колец. Следует отметить, что в структуре исходной стали и в стали после деформации без наводороживания подобные области не обнаруживались. Можно предположить, что формирование подобных областей вызвано процессами релаксации внутренних полей напряжений, формирующихся в стыках границ зерен при деформации наводороженной стали. Возможной причиной этому является изменение структуры границ и стыков границ зерен вследствие формирования предвыделений и наноразмерных выделений вторых фаз в процессе наводороживания.

В исследуемой стали и в исходном состоянии и после деформации выявляется цементит, который формирует, преимущественно, зерна перлита пластинчатой морфологии. После наводороживания и деформации структура цементита существенным образом изменяется: пластины цементита теряют огранку, в объеме пластин выявляется крапчатый контраст. Подобные изменения морфологии и структуры пластин могут свидетельствовать о разрушении цементита в процессе его взаимодействия с атомами водорода, а именно, с уходом атомов углерода из кристаллической решетки цементита. Предпочтительными местами локализации атомов углерода могут быть именно границы и стыки границ зерен. Осаждение на них углерода в атомарном состоянии или в виде соединений с водородом должно способствовать упрочнению границ, что будет препятствовать процессу передачи деформации от зерна к зерну.

Можно отметить сложный характер влияния водорода, являющийся следствием совместного действия ряда взаимосвязанных факторов – фазового состава, структуры, размеров и морфологии твердого раствора, что затрудняет интерпретацию процесса в целом.

В условиях пластической деформации растяжением предварительно нанодороженной стали Ст08пс в области стыков границ зерен выявлено формирование областей с наноразмерной фрагментированной субструктурой. Высказано предположением, что одной из причин этому является изменение структурно-фазового состояния приграницных областей зерен вследствие обогащения их атомами углерода, которые покидают кристаллическую решетку цементита при наводороживании стали. Можно ожидать, что при дальнейшем увеличении степени деформации предварительно наводороженной стали выявленные в стыках границ зерен области с повышенным уровнем дефектности будут являться центрами формирования «критической субструктуры» и, в последующем, местами образования микротрещин.

Работа выполнена при поддержке госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ АВТОКЛАВНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Котенева М.В.¹, Никулин С.А.¹, Рожнов А.Б.¹

*¹Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
mariakt@yandex.ru*

STUDY OF PROPERTIES AND STRUCTURE OF ZIRCONIUM ALLOY OXIDE FILMS AFTER TESTS IN AUTOCLAVE

Koteneva M.V.¹, Nikulin S.A.², Rozhnov A.B.³

The aim of this work was to develop the techniques and study the structure and mechanical properties of the oxide films formed on zirconium alloys. Studies were performed on tubular specimens of zirconium alloys such as Zr - 1% Nb having different chemical composition after testing in an autoclave under the following conditions: T = 360 °C, P = 18,6 MPa, τ = 600 days. The microstructure was studied using scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). Method of focused ion beam (FIB) was used to prepare specimens for TEM. The hardness of oxide

films was measured at low loads by Oliver Far method. Compression of tubular specimens with acoustic emission measurement was made to analyze the fracture kinetics of the oxide films. The phase composition of the oxide films was studied by X-ray diffraction.

Равномерная коррозия - одна из причин, ограничивающих эксплуатационную надежность конструктивных элементов активных зон атомных реакторов из циркониевых сплавов. В процессе равномерной коррозии на оболочках ТВЭЛов образуются оксидные пленки, свойства которых зависят от их структуры, химического состава и дефектности. Изучению структуры и фазового состава оксидных пленок посвящено много работ, однако связь между структурой и механическими свойствами исследована недостаточно.

В работе изучены микроструктура и механические свойства оксидных пленок образцов циркониевого сплава Э110 после автоклавных испытаний при условиях $T=360^{\circ}\text{C}$, $P=18,6$ МПа, $\tau=600$ сут.

Были исследованы трубчатые образцы сплава Э110 на основе электролитического и губчатого циркония после автоклавных испытаний, толщина пленок составляла 10-20 мкм. Структурные исследования проводили методами просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), фазовый состав пленок - методом рентгеновской дифрактометрии. Проведены испытания на сжатие кольцевых образцов с записью диаграммы акустической эмиссии. Измерена адгезионная/когезионная прочность пленок образцов и микротвердость методом Оливера-Фара.

Структура образцов сплава на электролитической основе - вытянутые зерна моноклинной модификации диоксида циркония толщиной 100 нм, а структура сплава на основе губки преимущественно состоит из равноосных зерен диаметром 30 нм, однако вытянутые зерна в структуре присутствуют. Микротвердость пленки на губчатой основе значительно превышает твердость образцов на электролитической основе. Совместный анализ диаграмм деформации, АЭ и изломов при испытаниях на сжатие показал, что процесс образования трещин начинается раньше в пленках большей толщины. Трещинообразование в образцах сплава на губчатой основе происходит на стадии упругой деформации, а в образцах на основе электролитического циркония - на стадии равномерной пластической деформации.

УСТРОЙСТВО ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОФРИКЦИОННЫМ ПЛАКИРОВАНИЕМ

Левантевич М.А., Максимченко Н.Н.

*Республика Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси,
maksnat2001@mail.ru*

APPARATUS FOR MODIFICATION OF SURFACE LAYERS OF MATERIALS BY ELECTROFRICTION CLADDING Levantsevich M.A., Maksimchenko N.N.

Presents design of the apparatus for modification of surface layers of materials by a method of electrofriction cladding by flexible instrument, allowing to increase the durability of a flexible tool, and also ensure the stability of the deposition process and the quality of the deposited coatings.

Для формирования поверхностных слоев с улучшенными эксплуатационными характеристиками широкое применение находит технология фрикционного плакирования гибким инструментом (ФПГИ), основанная на механотермическом воздействии гибких элементов (ворса) быстровращающейся металлической щетки на элемент из материала покрытия и обрабатываемую поверхность. При этом ворс щетки переносит частицы материала покрытия на поверхность детали, формируя плакирующий слой, и одновременно осуществляет наклеп обрабатываемой поверхности. Метод ФПГИ позволяет формировать металлические и неметаллические покрытия, в том числе и наноструктурированные, из однородных и композиционных материалов.

Одним из приемов, используемых для расширения технологических возможностей метода ФПГИ, является дополнительный разогрев элемента из материала покрытия электрическим током. Однако следует отметить, что при скользящем электрическом контакте ворс щетки по поверхностям материала покрытия и детали (электродов) возникают

электродуговые разряды, порождающие потоки искр в контактной зоне, в результате чего концы ворсинок проволочной щетки мгновенно раскаляются и отгорают, что снижает долговечность щетки. Кроме того, в момент соприкосновения с электродами контактирующий ворс быстро нагревается, а после выхода из контакта охлаждается окружающей средой, т.е. происходит термоциклирование ворса, в результате которого ухудшаются его механические свойства (снижаются твердость, жесткость, модуль упругости и др.) и режущая способность. Все это в совокупности приводит к тому, что процесс нанесения покрытия становится нестабильным и, соответственно, ухудшается качество наносимых слоев.

Для устранения указанных недостатков авторами предложено металлическую щетку выполнять в виде электрически изолированных друг от друга секторов, а между секторами щетки располагать пластины из металлического материала, например, легированной стали, установленные с возможностью контакта с токосъемниками, с элементом из материала покрытия и обрабатываемой деталью. В этом случае одновременная подача импульсов противоположной полярности осуществляется не на сектора ворсистой части щетки, а на пластины из металлического материала с удельным электрическим сопротивлением не ниже $100 \cdot 10^{-8}$ Ом·м, например, легированной стали типа нихрома, расположенные между секторами щетки, что позволяет исключить подвод тока непосредственно к ворсу щетки. При таком исполнении устройства износ щетки, обусловленный мгновенным нагревом и отгоранием концов ворсинок вследствие электродугового взаимодействия с элементом из материала покрытия и обрабатываемой деталью, отсутствует, а прочностные и режущие свойства самого ворса не изменяются, поскольку отсутствует и его термоциклирование. Использование в качестве материала пластин металла с удельным электрическим сопротивлением не ниже $100 \cdot 10^{-8}$ Ом·м позволяет мгновенно разогреть и привести в вязкопластичное состояние поверхность элемента из материала покрытия, а также поверхность обрабатываемой детали, что в совокупности способствует ускорению процесса нанесения покрытия.

Устройство (рис. 1) содержит металлическую щетку 1, выполненную в виде электрически изолированных друг от друга секторов и установленную на вал 2 привода вращения. Между секторами щетки 1 расположены металлические пластины 3 из легированной стали типа нихрома, установленные в корпусе щетки 1, выполненном из электроизолирующего материала. Со щеткой 1 постоянно контактирует элемент 4 из материала покрытия, выполненный в виде цилиндрического тела вращения и установленный в упорном узле 5 с возможностью вращения вокруг оси 6. Опорный узел 5 выполнен на подшипнике качения и установлен с возможностью вращения вместе с кронштейном 7 вокруг оси 8, осуществляя постоянный контакт элемента 4 из материала покрытия со щеткой 1 под действием силы собственной тяжести. Устройство снабжено генератором импульсов 9, представляющим собой два независимых блока, выводы которых подключены следующим образом: вывод 10 – к элементу 4 из материала покрытия, выводы 11, 12 – через токосъемники 13 к диаметрально расположенным пластинам 3, вывод 14 – к поверхности обрабатываемой детали 15.

Устройство работает следующим образом. Щетку 1 приводят во вращение и вводят с определенным усилием в контакт с ней элемент 4 из материала покрытия. Обрабатываемую деталь 15 подводят к щетке 1, устанавливая требуемую величину натяга и задают относительное перемещение. Включают генератор 9 импульсов. При этом импульсы подаются на токосъемники 13, элемент 4 из материала покрытия и на обрабатываемую деталь 15.

Подача импульсов на пластины 3 происходит в тот момент, когда при вращении щетки 1 металлические пластины 3 оказываются в контакте с токосъемниками 13, подключенными к разноименным выводам блоков генератора импульсов 9, и с поверхностями элемента 4 из материала покрытия и обрабатываемой детали 15. В результате электродугового взаимодействия между пластинами 3 и поверхностями элемента 4 из материала покрытия и обрабатываемой детали 15 поверхность элемента 4 из материала покрытия мгновенно разогревается и становится вязкопластичной, а возникающие электродуговые разряды производят ее эрозию. Идущие следом ворсинки щетки 1 срезают микрообъемы разогретого материала покрытия с элемента 4 и переносят их на поверхность детали 15, которая к этому времени также активирована электродуговыми разрядами и подготовлена к образованию прочных адгезионно-диффузионных связей между частями переносимого материала и поверхностным слоем обрабатываемой детали 15. За счет совокупного воздействия электрической эрозии и механического среза частиц

материала покрытия с элемента 4 процесс формирования покрытия ускоряется. В результате обработки на поверхности детали 15 за один проход образуется покрытие толщиной 15-20 мкм.

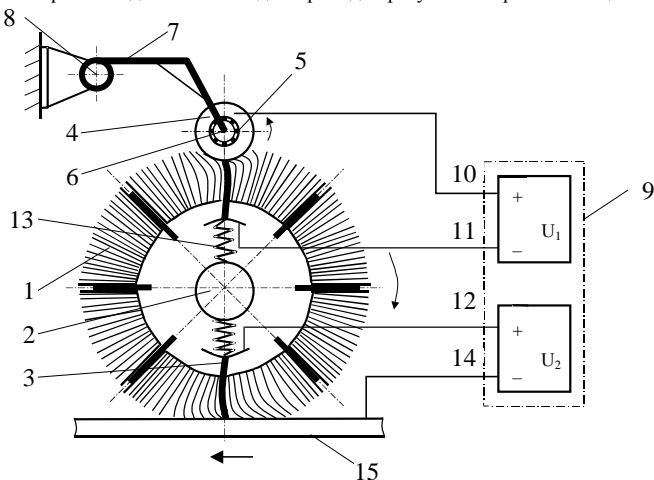


Рис. 1. Схема устройства для электрофрикционного плакирования гибким инструментом

При этом для стабильного протекания процесса нанесения покрытия пластины 3 устанавливаются между секторами щетки 1 таким образом, чтобы их высота была меньше высоты ворса щетки на величину, равную величине натяга (относительного сближения оси щетки 1 с обрабатываемой поверхностью 15).

Таким образом, предложенная конструкция устройства для модифицирования поверхностных слоев методом электрофрикционного плакирования гибким инструментом позволяет исключить электродуговое взаимодействие между ворсом щетки и поверхностями элемента из материала покрытия и обрабатываемой детали, что способствует значительному повышению долговечности щетки, стабильности процесса нанесения и качества наносимых покрытий.

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПЛАКИРОВАНИЯ ВЗРЫВОМ СТАЛИ ЖАРОПРОЧНЫМИ ЭРОЗИОННОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ

Малахов А.Ю.¹, Первухин Л.Б.¹, Сайков И.В.¹, Вихман В.В.²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинематики и проблем материаловедения Россия, г. Черноголовка, Malahov-aspirant@yandex.ru.

²ОАО «Центральный научно-исследовательский институт материалов, Россия, г. Санкт-Петербург, info@cniim.com.

APPLICATION OF PROTECTIVE COATINGS FOR HIGH TEMPERATURE EROSION RESISTANT HIGH STEEL WELDING BY EXPLOSION

Malakhov A.U., Pervukhin L.B., Saikov I.V., Vikhman V.B.

This report presents the technology for producing high-strength steel welded joints with erosion-resistant heat-resistant alloys. Also analyzed the influence of the parameters of shock-compressed gas on the quality of the weld joint.

В настоящее время актуальной является задача получения материалов с повышенной стойкостью к эрозии в условиях воздействия на них агрессивных конденсированных сред.

Почти все известные на сегодняшний день способы соединения материалов связаны с местным нагревом металла до пластического состояния, а в некоторых случаях и до

расплавления. Поэтому, получение многослойного материала такими способами ограничено. Вследствие этого, в некоторых случаях, оптимальным способом изготовления биметалла из высокопрочной стали и эрозионностойкого сплава является сварка взрывом. В качестве плакирующего слоя, по данным ОАО ЦНИИМ (г. Санкт-Петербург) целесообразно использовать ниобиевые и никель-кобальтовые сплавы, такие как Н65В2МЦ и ЭК102 соответственно. Однако, для того, чтобы успешно применять энергию взрыва для получения качественного соединения данных материалов необходимо провести широкий спектр исследований и выработать технологию процесса нанесения эрозионностойких жаропрочных покрытий на высокопрочную сталь.

Для сварки взрывом, как и для любого вида сварки давлением, определяющий вклад в формирование соединения играет состояние свариваемых поверхностей. Расчеты, выполненные согласно методике указанной в работе [1] показали, что при сварке взрывом биметалла ОХНЗМ+ЭК102 степень ионизации ударно-сжатого газа (далее УСГ) в пограничном слое была крайне мала, что объясняется наличием в составе ЭК102 тугоплавкого металла вольфрама (13-16%). Степени ионизации (~2%) не хватило для создания плазмы в пограничном слое, из-за чего поверхности свариваемых соединений были недостаточно активированы для создания металлической связи. В следующем опыте, для создания необходимых термодинамических условий впереди точки контакта для пары ОХНЗМ+ЭК102 была увеличена мощность заряда. Температура УСГ в пограничном слое, согласно расчётам, составила порядка 8000 К, что позволило получить степень ионизации в пределах 70%. Данная температура обеспечила появление плазмы в пограничном слое (металл-воздух), что гарантировало очистку и активацию поверхностей свариваемых пластин. Расчет степени ионизации области ударно-сжатого газа проводился по формуле Саха[1]

$$\frac{a^2}{1-a^2} = 2 \frac{u_i}{u_o} \frac{1}{\rho N} \left(\frac{2\pi m_e kT}{h^2} \right)^{\frac{3}{2}} e^{-\frac{I}{kT}}$$

где a – степень ионизации газа, u – статистические веса, I – потенциал ионизации, m_e – масса электрона, h – постоянная Планка, ρ – плотность, N – количество атомов, содержащихся в 1 г газа при температуре T .

Таким образом, для обеспечения прочного и качественного соединения в начале процесса сварки взрывом необходимо обеспечить требуемые параметры УСГ для очистки и активации свариваемых поверхностей.

Используя необходимые технологические схемы, были получены плоские и цилиндрические образцы биметалла Н65В2МЦ+ОХНЗМ и ЭК102+ ОХНЗМ (См. рисунок 1).

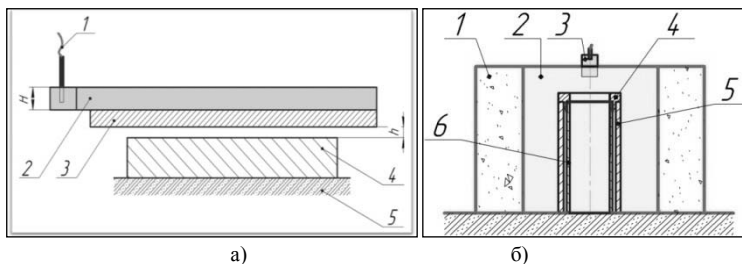


Рисунок 1 – Технологические схемы сварки исходных материалов - **а)** схема сварки при параллельном расположении пластин: 1 – детонатор, 2- заряд взрывчатого вещества, 3 – метаемая пластина (Н65В2МЦ или ЭК102), 4- основа (ОХНЗМ), 5- базовая поверхность, h – сварочный зазор, H – высота заряда взрывчатого вещества; **б)** схема внутреннего плакирования трубы: 1 – забойка; 2 - взрывчатое вещество; 3 – детонатор; 4 – верхняя крышка; 5 – внешний слой (сталь ОХНЗМ); 6 – внутренний слой (ЭК102 и Н65В2МЦ)

Для того чтобы была возможность проведения механических испытаний, были изготовлены образцы с технологическим слоем из нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Предел прочности на отрыв биметалла со средним слоем из сплава Н65В2МЦ составил 300 МПа, а для

биметалла со средним слоем из сплава ЭК102 порядка 1000 МПа. На рисунке 2 представлены фотографии зоны сварного соединения.

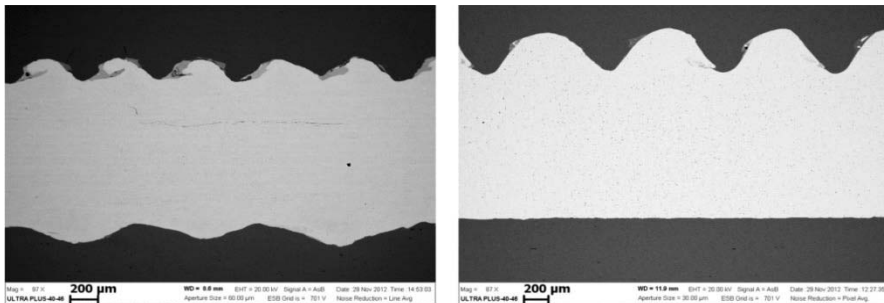


Рисунок 1 – Граница соединения (вверху – 12Х18Н10Т, в середине – жаропрочный сплав (толщина 1,5 мм), снизу – ОХНЗМ); слева – ЭК102; справа – Н65В2МЦ.

Таким образом, можно сделать вывод о том, что решающий вклад в качество сварного соединения оказывает температура УСГ и, соответственно, степень его ионизации в пограничном слое. Для того чтобы активировать поверхности свариваемых металлов, обладающих большой жаропрочностью, таких как ЭК102, сварку необходимо вести на значительно более жестких режимах. Произведенные расчеты параметров УСГ позволили определить требуемые режимы для конкретного сплава, что в дальнейшем может быть использовано для определения возможности сварки других сплавов и металлов.

Опытные образцы биметалла Н65В2МЦ+ОХНЗМ и ЭК102+ОХНЗМ. проходят испытания на износостойкость.

1. Бондаренко, С. Ю. Определение параметров ударно-сжатого газа в сварочном зазоре впереди точки контакта при плакировании взрывом / С.Ю. Бондаренко, Д.В.Рихтер, О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин // Автоматическая сварка. – 2009. – № 11. – с.46 – 48.

2. Л.Б.Первухин, О.Л. Первухина, С.Ю. Бондаренко Очистка свариваемых поверхностей от окислов и загрязнений и их активация в процессе сварки взрывом/ «Автоматическая сварка». – 2010. – №7. – с. 46-49.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА И ТОЛЩИНЫ ПОКРЫТИЯ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА «ПОКРЫТИЕ - ПОДЛОЖКА»

Мартынов С.А., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, martins88@sibmail.com

INVESTIGATION OF AN INFLUENCE OF THE INTERFACE CURVATURE AND COATING THICKNESS ON THE STRENGTH OF «COATING – SUBSTRATE» COMPOSITE

Martinov S.A., Balokhonov R.R.

Investigated in the paper are the mechanisms of deformation and fracture of a material with coatings of different thicknesses. Boundary-value problem in the plane-strain formulation is solved numerically by the finite-difference method. Microstructure of the composite is taken into account explicitly in calculations. The value of stress concentration near the “coating-base material” interface is found to increase nonlinearly with decreasing the thickness for thin coatings, and the value changes but only slightly for different thicknesses of thick coatings. This effect is observed at the elastic stage of composite deformation, intensifies as plastic deformation develops in the base material, and amounts to 25% at the prefracture stage.

Технология диффузионного борирования позволяет получать на поверхности материалов высокопрочные покрытия с игольчатым профилем границы раздела [1]. В настоящей работе численно методом конечных разностей решается краевая динамическая задача о

растяжении композиции «стальная подложка–боридное покрытие» (рис.1а). Используются модели упруго-пластического поведения подложки и хрупкого разрушения покрытия [2].

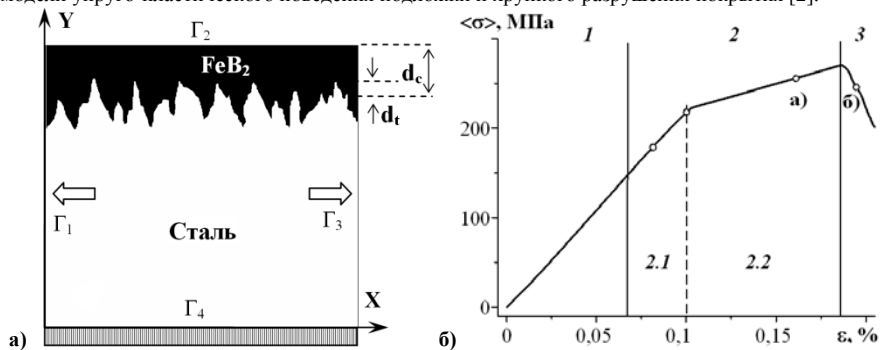


Рис.1 Модельная структура с зубчатой границей раздела «покрытие - подложка» (а) и кривая течения при растяжении (б).

На рис. 1б представлена интегральная кривая течения для структуры с толщиной покрытия 76.8мкм. Кривая имеет четко выраженную стадийность, общая характеристика которой следующая: область 1 – упругость, 2 – пластичность, 3 – разрушение. На стадии 1 и подложка и покрытие деформируются упруго. На стадии 2 подложка деформируется пластически, а покрытие продолжает деформироваться упруго. Здесь, в свою очередь, можно выделить две стадии деформирования. На стадии 2.1 пластическая деформация незначительна и локализована вблизи зубьев. В связи с этим, наклон макроскопической кривой течения соответствует наклону кривой на упругой стадии. Стадия 2.2 связана с переходом основной части подложки в пластическое состояние и наклон кривой резко меняется (рис.1б).

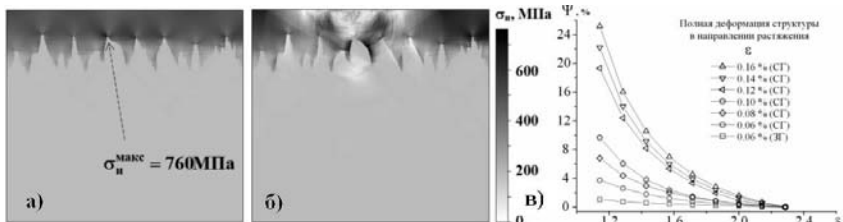


Рис.2 Распределения интенсивности напряжений для состояний (а) и (б), представленных на рис.1б, и относительное изменение величины концентрации напряжений в зависимости от соотношения толщины покрытия к шероховатости границы раздела «покрытие-подложка» на разных стадиях деформирования композиции (в).

На рис.2а показана область максимальной концентрации напряжений вблизи границы раздела. В данном месте на стадии 3 происходит разрушение материала.

При моделировании варьировалась средняя толщина покрытия d_c (рис.1). Геометрия границы раздела оставалась неизменной. Установлено, что при малых d_c с увеличением толщины покрытия величина концентрации напряжений в области границы раздела «покрытие-подложка» нелинейно уменьшается до некоторого значения. При дальнейшем увеличении d_c , величина концентрации напряжений изменяется незначительно. Данный эффект наблюдается как на стадии 1 упругого деформирования, так и на стадии 2 при пластическом течении в подложке (рис.2в). Установлено, что для случая, когда верхняя граница закреплена в направлении Y (3Г на рис.2в), что величина максимальных напряжений уменьшилась более чем в 3 раза по сравнению с расчетами, в которых поверхность образца является свободной.

Зависимость на рис. 2в инвариантна относительно физических размеров структуры композита, представленного на рис.1 и деформируемого в условиях квазистатического

растяжения. Это означает, что для данной структуры и свойств материалов, оптимальной является толщина покрытия в $2\div 2.5$ раза превышающая характерный размер неровности границы раздела «покрытие-подложка».

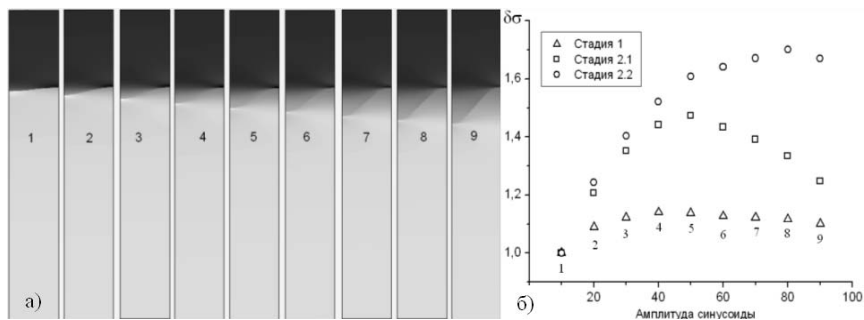


Рис.3 Распределение интенсивности напряжений на стадии 1 (рис.1б) для различных амплитуд при толщине покрытия d_c - 375 мкм (а) и зависимости относительных концентраций напряжений от амплитуды синусоиды на различных стадиях деформирования (б).

Как показано выше, величина максимальных напряжений зависит от двух параметров: толщины покрытия и степени кривизны границы раздела. В связи с этим, была проведена серия расчетов для исследования влияния степени кривизны границы раздела «покрытие – подложка» на величину максимальных напряжений. В расчетах использовалась модельная структура композита с криволинейной границей раздела в виде идеальной синусоиды. При моделировании варьировалась амплитуда синусоиды, толщина сплошного слоя оставалась неизменной (рис. 3а, шкала от белого цвета 150 МПа до чёрного – 370 МПа). Для исключения влияния толщины покрытия на результаты расчетов, толщина покрытия в несколько раз превышала оптимальное значение.

На рис.4б показана зависимость величины концентрации напряжений от амплитуды синусоидальной границы раздела «покрытие – подложка» на стадиях деформирования композита 1, 2.1, 2.2 (рис.1б). По оси ординат отложено отношение величины концентрации напряжения для амплитуд 10 – 90 мкм (рис.4а) к её минимальному значению среди этих амплитуд. Установлено, что данные зависимости имеют нелинейный вид с характерными максимумами, причем наклон кривых зависит от стадии пластического деформирования стальной подложки.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований

Литература

1. Панин С.В., Коваль А.В., Трусова Г.В., Почивалов Ю.И., Сизова О.В. Влияние геометрии и структуры границы раздела на характер развития пластической деформации на мезомасштабном уровне борированных образцов конструкционных сталей // Физ. мезомех. – 2000. – Т. 3. – № 2. – С. 99–115.
2. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova The effect of the irregular interface geometry in deformation and fracture of a steel substrate–boride coating composite// International Journal of Plasticity - 25 11 (2009). - P.-2225-2248.

АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТАНТАЛА И ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Мейснер Л.Л., Гудимова Е.Ю., Остапенко М.Г., Лотков А.И.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия, egu@ispms.tsc.ru

ADHESION STRENGTH AND STRUCTURAL-PHASE STATE OF TANTALUM COATING AND NITIT SURFACE LAYERS

Meisner L.L., Gudimova E.Yu., Ostapenko M.G., Lotkov A.I.

Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russia, egu@ispms.tsc.ru

It was developed that the surface of TiNi samples before and after the tantalum coatings deposition has a uniform microstructure. Moreover, the coatings inherited morphology characteristic of the original surface of the base NiTi material. It was shown that as a result of the magnetron sputtering deposition of tantalum on the NiTi surface is formed nanostructured two-phase (α -Ta+ β -Ta) coatings. It is revealed that the coatings do not affect on the NiTi structure-phase states in the areas of the base material adjacent to the coating.

Никелид титана и сплавы на его основе широко применяются в качестве материалов для изготовления медицинских имплантатов различного назначения [1]. Миниатюрность изготавливаемых изделий (размеры имплантатов измеряются сотнями микрометров), работа в условиях циклических нагрузжений конструкций, погруженных в биосреду, вынуждает уделять особое внимание поверхностным свойствам никелида титана. Кроме того, при эндоскопических операциях с использованием слабоинтенсивного рентгеновского излучения, также необходимо обеспечить более высокую рентгеноконтрастность устанавливаемых имплантатов. Известно, что тантал является биосовместимым элементом и обладает высокой рентгеноконтрастностью [2]. Можно предположить, что наличие покрытий из тантала сравнительно малой (субмикронной) толщины на поверхности никелида титана позволит повысить рентгеноконтрастность имплантатов до необходимого уровня. Однако необходимо учитывать, что наличие покрытий может привести к изменению структурно-фазовых состояний в модифицированной области и привести к заметному ухудшению объемных функциональных свойств материала.

Целью данной работы является исследование адгезионной прочности и структурно-фазовых состояний покрытий из тантала и поверхностных слоев никелида титана.

Материалом-основой для покрытий был выбран сплав на основе никелида титана (далее – TiNi), характеризующийся двухфазным состоянием из основной фазы со структурой B2 (ОЦК, упорядоченная по типу CsCl, параметр решетки $a_{B2}^0 = 3.0188 \pm 0.0005$ Å соответствует составу $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$) и небольшого количества (< 5% об.) фазы Ti_2Ni .

Магнетронное осаждение тантала на поверхность образцов TiNi проводили в ИСЭ СО РАН (г. Томск) при следующих режимах: ток катода (Ta) $I = 2,5$ А, напряжение $U = 270$ В, разность потенциалов между образцом и мишенью $U = 0$ В. Перед нанесением покрытий камеру заполняли Ag под давлением $P_{Ar} = 0,3$ Па. Толщину осаждаемого слоя контролировали по скорости осаждения ($v = 10$ мкм/ч). Образцы находились в неподвижном состоянии.

Исследования проводились с использованием уникального научного оборудования ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск. Изучение морфологии поверхности проводили методами компьютерной оптической микроскопии с помощью микроскопа Axiovert 200 MAT (Zeiss, Германия). Рентгеноструктурные исследования структурно-фазовых состояний образцов до и после осаждения покрытий проводили при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия) с использованием $Co-K_{\alpha}$ излучения и Shimadzu XRD-6000 (Shimadzu, ТМЦКП ТГУ, г. Томск) в $Cu-K_{\alpha}$ излучении. Для определения прочности сцепления покрытий использовали метод царапания (скретч-тест) на измерительной установке REVETEST – RST (CSM-Instruments, Швейцария). Исследование химического состава проводили на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) с использованием INCA WAVE 500–анализатора (Oxford, Великобритания).

Методом оптической микроскопии выявлено, что поверхность образцов TiNi до нанесения покрытий имеет однородную микроструктуру с мелкодисперсными включениями. Согласно данным волнодисперсионного анализа химический состав в приповерхностной области

образцов, не содержащей частиц, соответствует фазе B2, близкой к эквиаtomному составу. Химический состав частиц соответствует интерметаллической фазе Ti₂Ni. Анализ поверхности образцов после осаждения покрытий из тантала, показал, что покрытия полностью наследуют морфологию исходной поверхности материала-основы.

Эксперименты показали, что покрытия из тантала, осажденные на поверхность образцов TiNi, не отслаиваются от материала-основы, а лишь частично разрушаются с образованием трещин внутри царапин в диапазоне выбранных для эксперимента нагрузок (~100 Н). Для количественной оценки прочности сцепления покрытия с материалом-основой, за место отрыва принимали появление первой поперечной трещины. Установлено, что критическая прочность сцепления в выбранной области составляет $P_{crit} = 1$ ГПа. Иными словами, покрытия из тантала на поверхности никелида титана обладают высокой адгезионной прочностью.

Анализ рентгенограмм образцов никелида титана с покрытиями из тантала, показал, что в результате магнетронного осаждения формируются двухфазные (α -Ta+ β -Ta) покрытия. В предыдущих работах авторов [3, 4] было показано, что после магнетронного осаждения тантала на поверхность TiNi при режимах, отличных от используемых в данной работе, формируется покрытие из тантала имеющее нанокристаллическую структуру (рис. 1 а). В отличие от ранее полученных результатов, на рентгенограмме исследуемых образцов наблюдается ярко выраженное гало, а также наличие структурных рефлексов фаз покрытия (рис. 1 б). Исходя из этого, можно предположить, что на поверхности образцов, исследуемых в данной работе, формируется аморфных покрытий с кристаллическими включениями.

Установлено, что после осаждения покрытий из тантала параметр решетки фазы B2 в приповерхностных слоях материала-основы, $a_{B2} = 3.0179 \pm 0.0005$ Å практически равен исходному значению. Значения параметра решетки фаз α -Ta и β -Ta в покрытии соответственно равны $a_{\alpha Ta} = 3.3543 \pm 0.0005$ Å, $a_{\beta Ta} = 10.5500 \pm 0.0005$ Å, $c_{\beta Ta} = 5.2900 \pm 0.0005$ Å и близки к эталонным значениям ($a_{\alpha Ta}^0 = 3.3058 \pm 0.0005$ Å, $a_{\beta Ta}^0 = 10.1949 \pm 0.0005$ Å, $c_{\beta Ta}^0 = 5.313 \pm 0.0005$ Å [5]). Сравнение рентгенограмм, полученных до и после осаждения покрытий из тантала, выявило отсутствие смещения рефлексов фазы B2. Качественная оценка размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) методами рентгеноструктурного анализа показала, что в покрытии из фаз α -Ta и β -Ta размеры ОКР обеих фаз не превышают 50 нм, а для фазы B2 в приповерхностных слоях материала-основы изменений величины ОКР относительно её исходного состояния не наблюдается (ОКР > 100 нм).

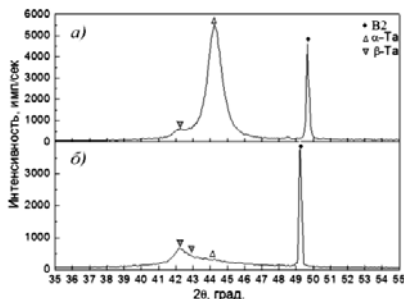


Рис.1 – Фрагменты рентгенограмм образцов TiNi с покрытиями из Ta, исследуемые в данной работе (б) и в работах [3, 4] (а)

Таким образом показано, что в результате магнетронного осаждения тантала на поверхность сплава TiNi формируются наноструктурные двухфазные (α -Ta+ β -Ta) покрытия, которые не оказывают существенного влияния на структурно-фазовые состояния в поверхностных слоях материала-основы, морфологию поверхности и обладают высокой адгезионной прочностью.

Исследования проведены при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Государственный контракт № 16-522-11-2019).

Литература:

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов / Под ред. В.Е. Панина – Новосибирск: «Наука», 1995. – Т.2. – 320 с.
2. Вильямс Д.Ф., Роуф Р. Имплантаты в хирургии /Пер. Е.В. Колпакова. – М.: Медицина, 1978. – 552 с.
3. Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Нейман А.А., Мейснер С.Н., Дементьева М.Г., Прозорова Г.В. Структура поверхностных слоев и свойства никелида титана с покрытиями из молибдена и тантала // Материаловедение. – 2009. – №12. – С. 29-40.

4. Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю. Закономерности и способы формирования наноструктурных поверхностных слоев в никелиде титана с покрытиями из молибдена и тантала // НАНО-2011: Сб. материалов IV Всероссийской конференции по наноматериалам 01-04 марта 2011. – Россия, Москва, 2011. – С. 283.

5. Lee S.L., Doxbeck M., Mueller J., Cipollo M., Cote P Texture, structure and phase transformation in sputter beta tantalum coating // Surface and Coatings Technology. 2004. 44–51 pp.

ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ ФАЗ В ЛЕГИРОВАННЫХ ПАЛЛАДИЕМ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Лотков А.И., Ротштейн В.П.*

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, lhm@ispms.tsc.ru, tulp@ispms.tsc.ru

**Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сильноточной электроники СО РАН*

FORMATION OF THE PALLADIUM-ALLOYED TINI SURFACE LAYERS USING MAGNETRON SPUTTERING AND ELECTRON BEAM TECHNIQUES

Meisner L.L., Mironov Yu.P., Lotkov A.I., Rotshtein V.P.

By means of the pulsed electron beams influenced on the alloy TiNi with structure B2 and superficial layer PdTi. It was found to an increase in the portion/content of the martensite phase B19' in the modified layer, reduction in the averaged amount of residual strain ϵ^1 (B2-lattice) and appearance of a new phase of the same type B2, but with the increased lattice parameter. Is discussed composition, morphology, localization of the emergent phase and its amount residual strain.

Сплавы систем Ti-Ni и Ti-Ni-Pd в настоящее время хорошо изучены и находят широкое практическое применение благодаря своим особым термомеханическим свойствам. В то же время в материаловедении зачастую ставится задача создания тонких поверхностных слоёв с заданными физико-механическими и физико-химическими свойствами. В частности, актуальной является задача замещения в приповерхностном слое никелида титана атомов никеля атомами палладия. Для её решения предлагается магнетронное осаждение палладия и титана на поверхность никелида титана с последующей обработкой поверхности импульсными низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП).

Цель работы: изучить закономерности изменения структурно-фазовых состояний и микродеформации кристаллической решетки в приповерхностном слое композиции TiNi-TiPd после многократного плавления импульсными НСЭП.

После электроэрозионной резки образцов, финишной термообработки и электрополировки в растворе уксусной и азотной кислот, при комнатной температуре образцы сплава находились в состоянии из основной фазы со структурой B2 (ОЦК типа CsCl с параметром решётки $a_0 = 0.3013$ нм, температурой начала прямого мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$, $M_H \approx 283$ К, что соответствует соотношению $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$) и включений фазы со структурой типа Ti_2Ni (< 5%об.). Создание покрытия из смеси химических элементов (Ti/Pd) магнетронным методом и электронно-пучковую обработку поверхности проводили в ИСЭ СО РАН. Формирование легированного поверхностного слоя включало 3 последовательных этапа: 1) 20-импульсная обработка НСЭП длительностью до 3 мкс и плотностью энергии 5 Дж/см²; 2) магнетронное осаждение на поверхность сплава TiNi покрытий толщиной 100÷120 нм, в качестве катода для которых использовали лигатуру из сплава TiPd эквимолярного состава; 3) 5- и 10-импульсная обработка НСЭП материала с покрытием в том же энергетическом режиме. Исследования проводили методами электронной Оже спектроскопии (ЭОС) на спектрометре «Шхуна» (ТПУ, Россия, ЦКП НИИ ЯФ) и рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 (Буревестник, Россия, ЦКП «НАНОТЕХ») ИФПМ СО РАН) с использованием симметричной и асимметричной схем отражения, анодов Cu и Co.

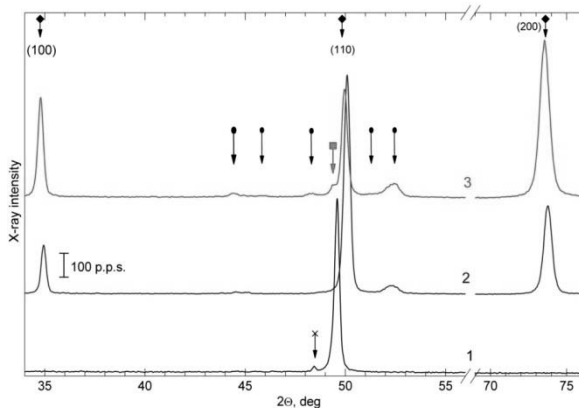


Рис. Фрагменты дифрактограмм сплавов: 1 – исходный $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$; 2 – после 20-импульсной обработки НСЭП; 3 – после магнетронного осаждения покрытия PdTi и 10-импульсной обработки НСЭП. Знаками обозначены рефлексы фаз: \blacklozenge – B2, \bullet – B19'-мартенсит, \times – Ti_2Ni , \blacksquare – рефлекс структуры B2 с увеличенным параметром кристаллической решётки. Излучение $CoK\alpha$, симметричная схема отражения.

Показано, что после первичной обработки импульсными НСЭП в образце никелиде титана формируется приповерхностный модифицированный слой, в котором отсутствуют включения фазы Ti_2Ni (линия №2 на рис.). Кристаллическая решётка фазы B2 находится в деформированном состоянии: она растянута в касательном направлении и сжата вдоль нормали к плоскости поверхности (виден сдвиг рефлекса $(110)_{B2}$ в сторону больших углов). Максимальная величина остаточной деформации, связанной с напряжениями 1-го рода, наблюдается вблизи поверхности и составляет ($\epsilon^1 \approx \pm 1\%$). Слой перекристаллизовывается так, что возникают интенсивные рефлексы типа $(h00)$ видимые только при симметричной схеме съёмки, т.е. ось текстуры $\langle 100 \rangle_{B2}$ перпендикулярна поверхности образца. Размер областей когерентного рассеяния в этом слое максимален в направлении нормали к поверхности (>200 нм), что предполагает игольчатую морфологию кристаллизовавшихся из расплава зёрен. Обнаружено возникновение мартенситной фазы B19', объёмная доля которой возрастает до глубины около 5 мкм, при этом наблюдается понижение величины деформации решетки B2-фазы, обусловленной напряжениями 1-го рода.

Из сравнения картин №2 и №3 рентгеновских дифракций следует, что последующая НСЭП-обработка образцов с титанопалладиевым покрытием в основном сохраняет обнаруженные особенности модифицированного слоя. Общая доля мартенситной фазы B19' в этом слое увеличивается по сравнению с аналогичным слоем бинарного сплава, а усреднённая величина остаточных деформаций ϵ^1 понижается. Появление дополнительной системы рентгенодифракционных пиков слабой интенсивности (\blacksquare), смещённых в сторону меньших углов от основных пиков фазы B2, указывает на возникновение в модифицированном слое новой фазы того же типа B2, но с увеличенным параметром решётки. В ней обнаружен тот же характер распределения остаточных деформаций ϵ^1 , как и в основной B2, но меньшей величины. Для рентгеновских рефлексов типа $(h00)$ появления дополнительной системы пиков не обнаружено. Это указывает на отсутствие значительной текстуры и игольчатой морфологии частиц новой фазы. Обсуждается состав и области локализации возникшей фазы на основе TiNi, легированной палладием.

Работа выполнена по проекту СО РАН III.23.2.1.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОТРУБЧАТЫХ ПОКРЫТИЙ TiO_2 С ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

Морозов А.Н. Михайличенко А.И.

Россия, Российский химико-технологический университет имени Д.И. Менделеева, smallevil.666@mail.ru

In this work we synthesized and investigated of TiO_2 nanotube coatings obtained by anodization of titanium. Coating consists of TiO_2 nanotubes arranged in parallel has a high degree of adhesion and improved durability. The composition and purity of the synthesized coatings were investigated by energy-dispersive X-ray spectroscopy. The morphology of the coating was investigated by means of scanning electron microscopy and transmission electron microscopy.

В последнее время проявляется необычайно высокий интерес к высокопористым покрытиям из оксида титана. Это связано с весьма широким практическим применением таких материалов в качестве самоочищающихся и биологически совместимых покрытий, сенсоров, носителей катализаторов и фотокаталитически активных материалов. Такими материалами являются нанотрубчатые покрытия (НТП) TiO_2 , полученные анодированием титана [1]. Однако, применение данного покрытия ограничено. Это связано с большими трудностями получения однородной, высокоупорядоченной нанотрубчатой пленки диоксида титана достаточной толщины, обладающей высокой адгезией, сопротивлением к различным видам воздействия и отсутствием побочных продуктов на поверхности нанотрубок.

Целью данной работы является синтез НТП TiO_2 методом анодного окисления титана, которые обладают высокой упорядоченностью нанотрубок, повышенными прочностью и адгезией, достаточными для практического применения.

Нанотрубчатые покрытия из TiO_2 получали методом анодирования титана в электролите, содержащем 0,5 масс. % NH_4F , 4 масс. % H_2O и этиленгликоль. Перед окислением пластинки были отполированы, затем обработаны ультразвуком (УЗ) в ацетоне и дистиллированной воде. Процесс электрохимического окисления состоял из двух стадий – первое анодирование в течение 2 ч с отделением образовавшейся пленки ультразвуком в 1М растворе соляной кислоты и повторное окисление предварительно структурированной поверхности титана. После второго анодирования полученные покрытия промывались, обрабатывались ультразвуком в воде и сушились в токе азота.

В результате двухстадийного электрохимического окисления металлического титана, при тщательном контроле внешних условий, были получены высокоупорядоченные НТП TiO_2 . Структура таких покрытий представляет собой плотно упакованные массивы нанотрубок оксида титана, ориентированных перпендикулярно металлической подложке (рисунок 1).

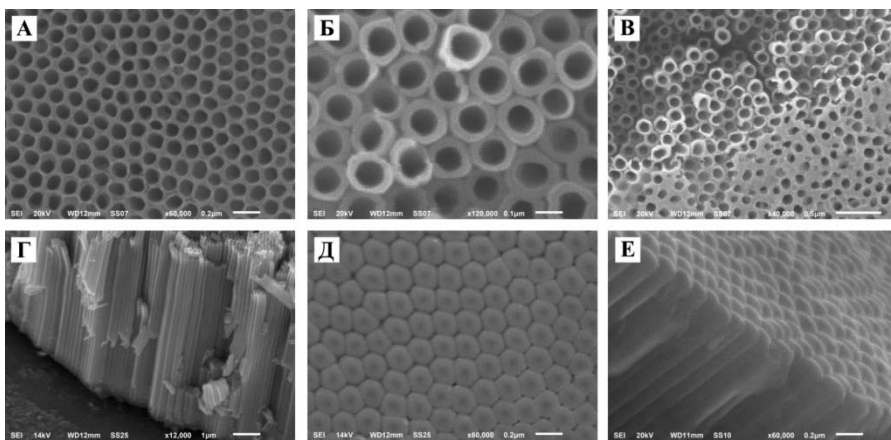


Рис.1. Морфология НТП TiO_2 : вид сверху до обработки в УЗ (а), вид сверху после обработки в УЗ (б), граница раздела обработанного и не обработанного НТП в УЗ (в), скол покрытия (г), вид снизу (барьерный слой) (д), вид снизу (е).

Согласно данным СЭМ (рис.1а) свежеполученное НТП TiO_2 покрыто слоем побочных продуктов, которые создают видимость мезопористой структуры. При обработке в УЗ слой побочных продуктов удаляется (рис.1б-в) и покрытие приобретает исключительно нанотрубчатую структуру, при этом нанотрубки имеют достаточно узкое распределение по размерам и плотно упакованы в гексагональные домены. В ходе экспериментов было отмечено, что образцы после обработки УЗ имеют более высокую устойчивость к различным видам воздействия. Так при механическом воздействии на свежеполученное покрытие или его изгибе наблюдается отслаивание большей части покрытия. При испытании очищенного покрытия наблюдается растрескивание покрытия в месте воздействия или по линии сгиба. Данный факт связан с тем, что в очищенном покрытии нанотрубки легко отделяются друг от друга. И, наоборот, в неочищенных покрытиях, в которых концы нанотрубок скреплены плотным слоем побочных продуктов, любое воздействие на них приводит к отслаиванию материала.

Исследование элементного состава методом рентгенофлуоресцентного анализа (РФА) показало, что основными элементами побочных продуктов на поверхности НТП TiO_2 являются атомы О и Ti. В связи с тем, что в процессе растворения TiO_2 под воздействием фторид ионов внутри нанотрубок наблюдается градиент pH (чем глубже, тем меньше pH), можно предположить, что поверхностный слой побочных продуктов возникает в результате гидролиза $[\text{TiF}_6]^{2-}$.

Согласно РФА соотношение O/Ti составляет 1,7, что свидетельствует о наличии соединений титан-кислород со степенью окисления титана меньше 4. Известно, что при окислении титана с поверхности из-за недостатка продиффундировавшего кислорода в объеме окисленного слоя возможно образование субоксидов TiO_{2-x} с существенным отклонением химического состава от стехиометрического [2]. Согласно данным электронной дифракции (рис. 2б), свежеполученные образцы являются рентгеноаморфными, но при этом содержат фазы, в которых титан имеет степень окисления меньше 4, что доказывает предположение, сделанное выше и свидетельствует о многостадийности процесса образования нанотрубок. Для практического использования необходима кристаллическая структура TiO_2 , поэтому после получения покрытия проводят отжиг образцов. В связи с тем, что атомная плотность оксида титана выше металлического титана, в покрытии возникают дополнительные механические напряжения при сушке или кристаллизации образцов. Если массив нанотрубок связан в единое целое за счет образования на поверхности покрытия побочных продуктов, то наблюдается его отслаивание от подложки или разрушение упорядоченной структуры нанотрубок.

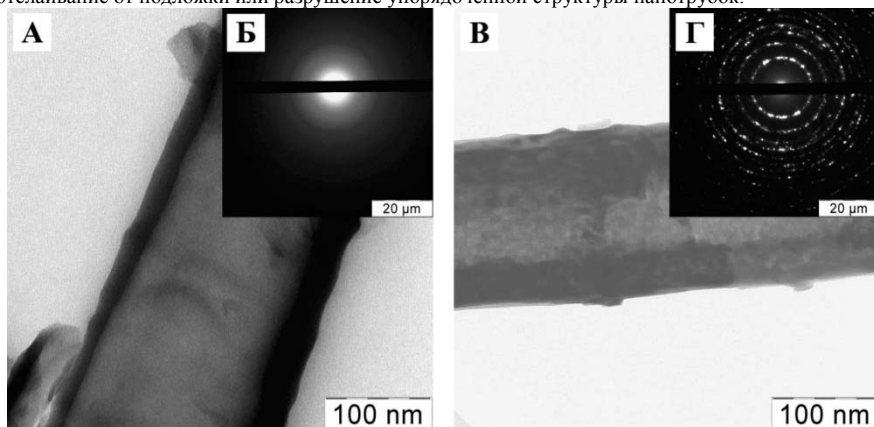


Рис.2. Данные ПЭМ свежеполученного образца НТП TiO_2 (а); картина дифракции электронов на свежеполученном НТП TiO_2 (б); данные ПЭМ образца НТП TiO_2 , отожженного при $450\text{ }^\circ\text{C}$ (в) и картина дифракции электронов на НТП TiO_2 , отожженного при $450\text{ }^\circ\text{C}$ (г).

Удаление побочных продуктов с поверхности НТП TiO_2 значительно улучшает устойчивость материала к различным видам воздействия и дает возможность практического

применения. Отжиг при 450 °С приводит к кристаллизации TiO₂ в фазу анатаза, о чем свидетельствует отсутствие колец на дифрактограммах, характерных для субоксида титана (рис. 2г).

Список литературы:

1. Craig A. Grimes I Gopal K. Mor. TiO₂ Nanotube Arrays: Synthesis, Properties, and Applications // Springer Science, - New York. - 2010. – P. 379.
2. Bryce S. Richards, S. Raymond Richards, Matthew B. Boreland, David N. Jamieson. // J. Vac. Sci. Technol. – 2004. – Т. 22, - №2. – P. 339.

СОЗДАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ В ВАКУУМЕ

Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Сергиенко К.В.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, nacakina@mail.ru

CREATION OF SURFACE LAYERS BY THE METHOD OF MAGNETRON SPUTTERING IN VACUUM

Nasakina E.O., Sevostyanov M. A., Kolmakov A.G., Zabolotny V.T., Sergiyenko K.V.

Russia, Institution of Russian Academy of Sciences A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS, nacakina@mail.ru

Magnetron method — rather fast, easy and at the same time an effective mode of creation of high quality surface layers and coverings. In this work receiving by this method of titanium and tantalum surface layers of various thickness (including nanometer scale) on nanostructural nitinol substrates for creation of a new composite material for biomedical purposes is considered. Chemical composition and structure were defined by means of SEM, AES and X-ray diffraction. Surface layer consist of α -Ta or Ti (cubic crystal lattice), under it there are a transitional layer, providing good adhesion with a substrate.

Метод магнетронного распыления позволяет достаточно быстро, легко и в то же время эффективно получать поверхностные слои и покрытия высокого качества из самых разнообразных веществ и соединений на подложке любой природы, в том числе создавая таким образом одномерные композиционные материалы, объединяющие в себе (а часто и улучшающие) свойства компонентов, подчас несовместимые в других условиях. В данной работе рассматривается формирование этим методом поверхностных слоев из титана и тантала, отличающихся высокой биосовместимостью [1], на подложке из наноструктурного нитинола, обладающего механическим подобием живым тканям, как и его микроструктурный аналог [2 - 6], с целью создания нового биомедицинского материала.

В ходе работы были получены поверхностные слои толщиной от десятков до тысяч нанометров на проволочной основе из наноструктурированного нитинола методом магнетронного напыления в газовой среде аргона при рабочем давлении $\sim 3 \times 10^{-3}$ Торр и температуре подложки ~ 100 °С с вращением подложки. Аксиальный магнетрон с мишенью из химически чистого тантала или титана работал при дистанции напыления порядка 17 см на постоянном токе варьируемого в зависимости от задаваемой мощности значения (~ 400 -1100 мА) при напряжении ~ 400 В при различном времени распыления (5-120 мин). Химический и фазовый состав образцов определяли с помощью рентгеновского дифрактометра, СЭМ и АЭС.

Толщина танталового слоя в большей степени зависела от времени: при прочих равных условиях чем больше было время распыления, тем толще (по нелинейному убывающему закону) становился суммарный слой. Данные АЭС свидетельствуют о наличии под поверхностным переходного слоя, обеспечивающего хорошую адгезию первого и нитиноловой подложки, которая также наблюдалась внешне и при статических испытаниях. Также слой был тем толще, чем больше была подаваемая на магнетрон мощность. При минимальной мощности, времени и максимальной дистанции напыления получались четкие поверхностные слои в сотни и десятки нанометров толщиной.

Согласно рентгеноструктурным исследованиям и АЭС в случае танталового слоя вначале за счет высокоэнергетической бомбардировки в процессе взаимной диффузии происходило формирование переходного слоя содержащего β -Ta (гексагональная кристаллическая решетка) с кислородом и элементы нитиноловой подложки, а после происходит формирование α -Ta (кубическая решетка); когда Ti является и распыляемым веществом, и элементом подложки, переходный слой также содержит кислород, поверхностный и переходный слой представлены кубической решеткой.

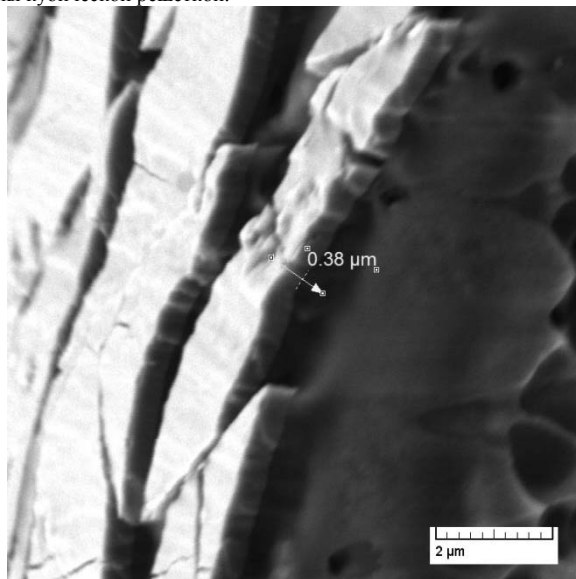


Рис. 1. Танталовый слой в области статического разрыва.

Список литературы:

6. Вредные химические вещества. Неорганические соединения элементов I- VIII групп. // Под ред. проф. В.А. Филова. Л.: «Химия», Т. 1,2, 1988. — 512 с.
7. Заболотный В.Т., Белоусов О.К., Палий Н.А., Гончаренко Б.А., Армадерова Е.А., Севостьянов М.А. Материаловедческие аспекты получения, обработки и свойств никелида титана для применения в эндovasкулярной хирургии // *Металлы*, 2011. №3. С.47-59.
8. Новиков И.И., Рощупкин В.В., Кольцов А.Г., Ляховицкий М.И., Покрасин М.А., Минина Н.А., Чернов А.И., Соболев Н.Л., Севостьянов М.А. Акустические свойства никелида титана. // *Перспективные материалы*, 2012. №5. С. 95-99.
9. Насакина Е.О., Баикин А.С., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Солнцев К. А. Свойства наноструктурного никелида титана и композита на его основе // *Химическая технология*, 2013. № 1. С. 14-23.
10. Shabalovskaya S. On the nature of the biocompatibility and medical applications of NiTi shape memory and superelastic alloys // *Bio-Medical Materials and Engineering (Bio Med Mater Eng)*, 1996. № 6. P. 267 – 289.
11. В.О. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук, Т.Л. Чекалкин. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. // Томск: Изд-во МИЦ, 2006. - 296 с.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СЛОЕВЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Остапенко М.Г.¹, Мейснер Л.Л.^{1,2}, Лотков А.И.¹, Гудимова Е.Ю.¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук

²Национальный исследовательский Томский государственный университет
artifakt@ispms.tsc.ru

INFLUENCE OF THE PULSED ELECTRON BEAM IMPACTS ON GRADIENT LAYER STRUCTURES IN THE TINI SURFACE LAYERS

Ostapenko M.G., Meisner L.L., Lotkov A.I., Gudimova E.Yu.

It is found that in a NiTi specimen with one side irradiated by a low-energy high-current electron beam, the maximum residual elastic stresses $\sigma \approx 50$ MPa are localized in the modified surface layer (melted by the electron beam and rapidly quenched), whereas the residual elastic stresses in the underlying layer with initial B2 structure are no greater than ~ 100 MPa. It is for this reason that stress-induced B19' martensite is formed in the material layer beneath the modified layer.

В последнее время большое внимание уделяется изучению механизмов формирования градиентных структур в поверхностных слоях различных материалов в результате воздействия на них потоками заряженных частиц различной природы [1-3]. Как показывают результаты этих исследований, наличие таких градиентных структур приводит к изменению не только поверхностных, но и часто – интегральных, характерных для всего объема, физико-механических свойств обрабатываемых материалов [4].

Целью работы является исследование влияния импульсных электронно-пучковых воздействий с различной плотностью энергии в пучке на формирование градиентных слоевых структур в приповерхностных слоях никелида титана.

В работе исследовались плоские образцы из сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ размерами $(1 \times 15 \times 15)$ мм³, которые подвергались импульсным электронно-пучковым воздействиям с использованием источника высокопоточных электронных пучков низкой энергии при следующих параметрах воздействия: плотность энергии в электронном пучке составила 15 Дж/см², 20 Дж/см² и 30 Дж/см²; длительность импульса = 150 мкс, количество импульсов $N=5$. Рентгеновские исследования структурных состояний фаз, формирующихся в приповерхностных слоях TiNi, измерение величин микродеформаций (ϵ) и напряжений (σ_{\parallel}^{hkl}) проводили на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН, г. Томск) в CoK_{α} -излучении по симметричной и асимметричной схемам съемок.

Выявлено, что на рентгеновских дифракционных картинах от образцов TiNi после электронно-пучковой обработки, полученных при использовании симметричной схемы съемок, то есть в условиях, обеспечивающих максимально возможную глубину проникновения рентгеновских лучей в материал, кроме дифракционных рефлексов от фаз B2 и Ti_2Ni наблюдаются дополнительные рефлексы, соответствующие мартенситной фазе B19' никелида титана. Оценка объемной доли мартенситной фазы по суммарной интенсивности рефлексов, принадлежащих фазам B2, Ti_2Ni и B19' показала, что содержание мартенситной фазы B19' возрастает от ~ 10 об. % до ~ 70 об. % при увеличении плотности энергии в пучке от $E=15$ Дж/см² до $E=30$ Дж/см².

В предыдущих работах авторов [5] было показано, что после обработки образцов электронным пучком с параметрами облучения, близкими к используемым в данной работе, на поверхности образцов образуется слой толщиной 8–10 мкм в результате быстрой закалки расплавленного электронным пучком наружного слоя материала. В этом слое атомно-кристаллическая структура сильно искажена, хотя структурный тип основной фазы B2 сохраняется. Учитывая, что дифракционная картина была получена при симметричной геометрии съемок, можно с уверенностью сказать, что толщина слоя, в котором наблюдалась мартенситная фаза, превышает толщину наружного, быстрозакаленного слоя, которая по оценкам [4] составляет не более 10 мкм.

Как видно из рис.1. на дифракционных картинах, полученных при использовании асимметричных съемок от облученных образцов обнаружено, что с уменьшением угла скольжения α , то есть с уменьшением толщины анализируемого слоя, интенсивность рефлексов фазы B19' понижается и при минимальном угле скольжения $\alpha=3^\circ$ близка к нулю. Это означает, что в новом перекристаллизованном слое мартенситной фазы нет.

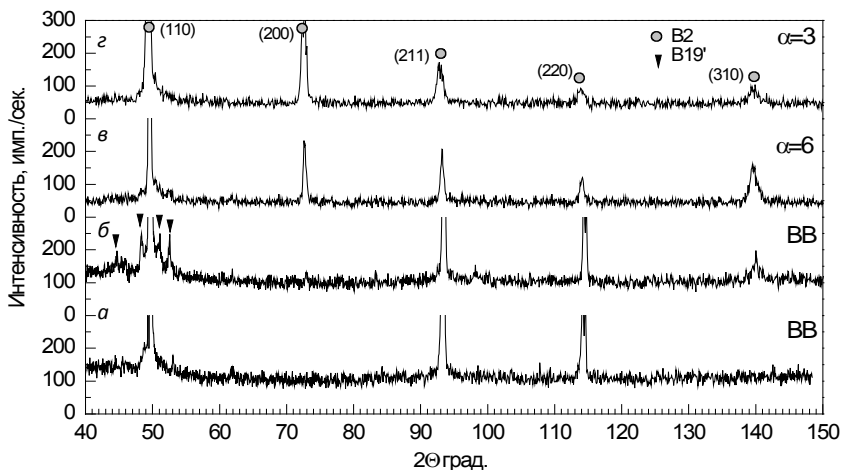


Рис. 1. Фрагменты рентнограмм, полученных на исходном образце TiNi (а) и образце после электронно-пучковой обработки при плотности энергии в пучке $E=20$ Дж/см² (б-г) по симметричной (а-б) и асимметричным схемам съемок с углами скольжения $\alpha=6^\circ$ (б) и $\alpha=3^\circ$ (г), $C\alpha-K_{\alpha}$ -излучение.

Наряду с изменением фазового состава интегральное значение параметра решетки фазы B2 (полученное по симметричной схеме рентгеновских съемок) в приповерхностной области, содержащей новый «быстрозакаленный» слой, также уменьшилось до значения $a_{B2}^{поверх.} = 3.0114 \pm 0.0005 \text{ \AA}$ (в отличие от исходного значения $a_{B2}^0 = 3.0132 \pm 0.0005 \text{ \AA}$). Значения параметров решетки фазы B19' в образце после электронно-пучковых воздействий, рассчитанные по рефлексам $(002)_{B19'}$, $(11\bar{1})_{B19'}$, $(020)_{B19'}$, $(111)_{B19'}$, составили $a_{B19'} \cong 2.8707 \text{ \AA}$, $b_{B19'} \cong 4.6691 \text{ \AA}$, $c_{B19'} \cong 4.1632 \text{ \AA}$, $\beta \cong 96.554^\circ$.

Выявлено, что при увеличении толщины слоя h значение σ_{\parallel}^{hkl} , рассчитанное с учетом изменения модуля упругости (E) и микродеформации ϵ для рефлекса (110)_{B2}, уменьшается в исследуемых образцах от значений ~ 550 МПа до ~ 100 МПа.

Таким образом, анализ рентгеновских данных выявил, что в результате электронно-пучковой обработки образцов TiNi образовался поверхностный модифицированный слой, который можно рассматривать как концентратор внутренних напряжений, градиентно изменяющихся внутри этого слоя и уходящих в более глубокие слои материала образца.

Исследования проведены в рамках Г/б проектов № Ш.23.2.1, Государственного контракта № 16.522-11-2019 и при финансовой поддержке стипендиального фонда Президента Российской Федерации.

Литература

1. Zou J.X., Grosdidier T., Zhang K.M., Dong C. Mechanisms of nanostructure and metastable phase formations in the surface melted layer of HCPEB treated D2 steel // Acta Materialia. – 2006. – V.54. – P. 5409-5419.

2. Zhang KM, Zou JX, Grosdidier T, et al. Mechanisms of structural evolutions associated with the high current pulsed electron beam treatment of a NiTi shape memory alloy // JOURNAL OF VACUUM SCIENCE & TECHNOLOGY A. . – 2007. – No.1. – V.25.– P.28-36.

3. Guan Q.F., Zhang Q.Y., Dong C. Physical model of stress and deformation microstructures in AISI 304L austenitic stainless steel induced by high-current pulsed electron beam surface irradiation // ISIJ International. – 2008. –V.48.– P. 235-239.

4. Meisner L. L., Lotkov A. I., Mironov Yu. P., and Neyman A. A. Evolution of Structural-Phase States in TiNi Surface Layers Synthesized by Electron Beam Treatment // Hindawi Publishing Corporation, Journal of Nanotechnology, Volume 2010, Article ID 605362, 8 pages, doi:10.1155/2010/605362.

5. Мейснер Л.Л., Лотков А.А., Остапенко М.Г., Гудимова Е.Ю. Анализ методами рентгеновской дифрактометрии градиента внутренних напряжений в никелиде титана после электронно-пучковой обработки поверхности // Физическая мезомеханика. – 2012. – №3. – С. 79-89.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОЧИСТКИ И УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ 08КП, 40, 12Х18Н9Т, ТИТАНОВОГО И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВОВ ВТ-1 И ВД

Павлов М.Д., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В.

Россия, НИТУ "МИСЦ", mkpavlovd@gmail.com

Surface treatment of various metal alloys using laser radiation allows to increase the mechanical and the tribological properties, clean the surface from various types of organic and inorganic contaminants, to refine the surface layer from residual elements, eliminate negative technological heredity, to improve the microstructure and the geometric surface parameters. Laser treatment method suitable for surfaces of metal products with simple geometric shape and before coating processes.

В условиях возрастающего в мире дефицита ресурсов, и, соответственно, возрастания стоимости базовых продуктов, в том числе металлургических, вопросы, связанные с рациональным их использованием, повышением качества обработки металла и восстановлению его рабочих поверхностей приобретают все более существенное значение.

Основная цель данного исследования это изучить влияния нагрева поверхности металлических сплавов лазерным излучением с целью повышения технологических характеристик их поверхности и сформировать более полное понимание о влиянии высокоскоростного лазерного нагрева на механические и структурные характеристики различных материалов. Этот исследовательский опыт позволит в дальнейшем оптимизировать режимы лазерной обработки поверхности, а именно помочь в разработке методик подготовки поверхности металлических изделий перед нанесением защитных покрытий и восстановления поверхности металлических изделий простой геометрической формы, таких как трубы и прокатные валки.

Показано, что лазерная обработка обладает рядом преимуществ перед традиционными методами обработки поверхности (в частности вакуумные, химико-термические, газопламенные, светолучевые, плазменные, электронсровые и т.д.), которые не обеспечивают все возрастающие требования к триботехническим и механическим свойствам поверхности. Так же доказано, что этот метод применим там, где необходима комплексная обработка, которая позволяет очистить поверхность от различного рода органических и неорганических загрязнений, рафинировать поверхностный слой от вредных химических загрязнений, устранить негативную технологическую наследственность поверхностного слоя, провести микроструктуризацию, улучшить геометрические показатели шероховатости поверхности, увеличить несущую поверхность. К примеру, показано, что лазерная обработка сталей 08кп и 40 лазерным излучением позволила повысить микротвердость поверхностного слоя в 2 – 3 раза.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ BT6 И BT14 С ГРАДИЕНТНЫМ АНТИФРИКЦИОННЫМ ИЗНОСОСТОЙКИМ ПОКРЫТИЕМ

Потекаев А.И., Табаченко А.Н., Савостиков В.М., Дударев Е.Ф., Бакач Г.П.,
Скосырский А.Б.

Россия, Сибирский физико-технический институт имени академика В.Д. Кузнецова
«Национального исследовательского Томского государственного университета»,
potekaev@spti.tsu.ru

HIGH STRONG SUBMICROCRISTALLINE TITANIUM ALLOYS BT6 AND BT14 WITH GRADIENT UNFRICTION STABLE TO WEAR-OUT COVERING

Potekaev A.I., Tabachenko A.N., Savostikov V.M., Dudarev E.F., Bakach G.P., Skosyrskii A.B.

Multifunction technology of yield strength increasing and tribotechnical characteristic improvement was developed for titanium alloys BT6 and BT14. This technology includes the forming in alloys of submicrocrystalline structure and following modifying processing of friction pair surfaces. This processing provides the syntheses of nanocomposite material consisted of carbide, sulfide and X-ray amorphous phase.

Для кинематических передач и других триботехнических сопряжений в авиационной и космической технике требуются титановые сплавы, которые обладают одновременно высокой прочностью, низким коэффициентом трения и высокой износостойкостью. В настоящей работе эта многоплановая задача решена для широко используемых в технике (BT6 и BT14) титановых сплавов BT6 и BT14. Повышение предела текучести и предела прочности при квазистатическом растяжении при комнатной температуре на 20 – 30% достигнуто путем формирования изотропной субмикрористаллической структуры методом *авс* – прессования при ступенчатом понижении температуры прессования. При этом отсутствуют кристаллографическая и механическая текстуры, то есть структура является изотропной.

С целью уменьшения коэффициента трения и повышения износостойкости (без использования смазки) субмикрористаллических сплавов BT6 и BT14 разработан комбинированный ионно-плазменный способ модифицирующей обработки поверхности при температуре ниже 500°C, что позволяло сохранить неизменной субмикрористаллическую структуру во всем объеме образца. Этот способ совмещает поверхностное легирование, магнетронное распыление многокомпонентной мишени и дополнительное ассистирующее воздействие газоразрядной плазмой из отдельного источника. Для магнетронно-плазменного распыления использована многокомпонентная катодная мишень химического состава Ti–C–Mo–S, которая была получена методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Определены параметры магнетронного и газового разрядов, обеспечивающие формирование гетерофазной градиентной структуры, состоящей из упрочняющей фазы (карбид титана), сульфидов с низким сдвиговым сопротивлением и рентгеноаморфной фазы. При таком фазовом составе увеличивается твердость внешнего слоя и снижается его адгезионная активность в триботехническом сопряжении. Хотя покрытие наносится при невысокой гомологической температуре, чтобы не деградировала субмикрористаллическая структура, ассистирующее воздействие высокоплотным потоком ионов инертного газа позволило реализовать диффузионно контролируемые процессы и сформировать плавный градиент химического состава, структурно-фазового состояния и твердости от материала основы к поверхностному слою. В результате формирования такой композиционной структуры в поверхностных слоях прочность и пластичность субмикрористаллических сплавов BT6 и BT14 при растяжении не изменились.

Формирование градиентного химического и фазового состава при переходе от внешнего поверхностного слоя к подслою и последующему переходу к исходной субмикрористаллической структуре приводит к понижению коэффициента сухого трения для пар из субмикрористаллических титановых сплавов с модифицированной рабочей поверхностью почти в 10 раз (с 0,5–0,4 до 0,05–0,04) при одновременном многократном повышении износостойкости. Разработанные технологические режимы и использованные мишени позволяют целенаправленно изменять триботехнические свойства (коэффициент трения и износостойкость) путем изменения объемной доли сульфидов и карбидов. Полученные результаты являются основой для разработки трибосопряжений из субмикрористаллических

титановых сплавов с низким коэффициентом трения при высокой износостойкости и прочности, что позволяет уменьшить вес изделий с триботехническим сопряжением и повысить их надежность.

Исследование выполнено в рамках ГК №16.513.11.3121 от 12.10.2011 г. по ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технического комплекса России на 2007 – 2013 годы».

ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Поломошин Н.Н., Острижная А.С.

Россия, ИФПМ СО РАН, г. Томск, pochiv@ispms.tsc.ru

THE INFLUENCE OF THE SURFACE LAYER NANOSTRUCTURING ON FATIGUE DURABILITY OF CONSTRUCTIONAL MATERIALS AND THEIR WELDED CONNECTIONS
Pochivalov Y.I., Panin V.E., Polomoshin N.N., Ostrizhnay A.S.

The present research contains investigation findings for the effect of surface layer nanostructuring on mechanical properties (strength, ductility, fatigue life, long-term strength) and evolution of plastic deformation of welds of high-strength steels and alloys of aviation appointment.

Одним из главных требований, предъявляемых к конструкционным материалам, авиационной техники является обеспечение высоких значений их усталостной прочности и долговечности. Особую значимость это требование имеет применительно к сварным соединениям. Сварной шов, как сильная структурная неоднородность, является протяженным концентратором напряжений. При внешнем нагружении он генерирует в зоны термического влияния ассиметричные мезополосы пластической деформации, что обуславливает появление ротационных мод пластической деформации. Под их воздействием на поверхности сварного соединения образуются трещины критических размеров. Их рост и дальнейшее распространение приводит к разрушению всей конструкции. Высокой скорости распространения трещины способствуют и значительные растягивающие напряжения, которые формируются в сварном шве и зонах термического влияния при охлаждении конструкций после сварки.

Традиционно для повышения усталостной прочности сварных соединений применяют дополнительные виды механической обработки: обработку дробью, обкатку роликом и другие. Исследования последних лет показали, что наноструктурирование поверхностных слоев сварных соединений по эффективности в разы превосходит все традиционные виды их обработки. Формирование наноструктурированного слоя с высокими механическими свойствами и высокой демпфирующей способностью на поверхности сварных соединений позволяет диспергировать концентраторы напряжений по всей зоне сварного соединения. Это предотвращает опасную локализацию пластической деформации в зоне термического влияния. Тем самым резко повышается критическое напряжение для зарождения трещины.

В настоящей работе исследовано влияние наноструктурирования поверхностных слоев методом ультразвукового пластического деформирования на структуру и механические свойства сварных соединений алюминий-литиевых сплавов В1461, В1963, титанового сплава ВТ 18У, жаропрочного сплава ВЖ172 и стали ВКС12. Показано, что в поверхностном слое сварного соединения в результате наноструктурирования поверхностного слоя формируется градиентная, сильно неравновесная структура с плотностью дефектов, монотонно снижающейся с увеличением расстояния от поверхности вглубь материала. Непосредственно у поверхности в слое толщиной 7-10 мкм обнаружена наноструктура с размером зерна 50-90 нм и высокими внутренними напряжениями. Под слоем наноструктуры до глубины 20-30 мкм наблюдаются плоскостные дислокационные структуры. Полосовые структуры переходят в области с высокой плотностью дислокаций, которая уменьшается с увеличением расстояния от поверхности образца и на глубине 200-250 мкм становится сопоставимой с плотностью дислокаций исходного материала.

Наноструктурирование поверхностных слоев оказалось очень эффективным для повышения усталостных характеристик сварных соединений высокопрочных сплавов

авиационного назначения и обеспечило повышение усталостной долговечности сварных соединений титанового сплава ВТ 18У и алюминиевых сплавов В-1461 и В-1963 более, чем в десять раз, жаропрочного сплава ВЖ172 - более, чем в 6 раз, стали ВКС12 в 1,5-раза.

УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ С МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ

Райков С.В., Вашук Е.С., Кобзарева Т.Ю., Е.А. Будовских, Громов В.Е.
*Россия, ФГБОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
vaschuk@bk.ru*

HARDENING OF STEEL MARTENSITIC STRUCTURE BY ELECTRIC ARC WELDING

Raykov S.V., Vaschuk E.S., Kobzareva T.Yu., Budovskikh E.A., Gromov V.E.

By light microscopy the coating welding on quenched martensitic steel. Coating thickness of 5 mm are characterized by a layered structure and have a dendritic structure. Between dendrite revealed the inclusion of carbides and borides of iron and niobium. Microhardness coatings compared with base material increases up to two times, and reaches 900 HV. The microhardness of the coatings that do not contain niobium is 700 HV.

Увеличение срока службы конструкционных материалов обеспечивается путем нанесения покрытий, обладающих высоким уровнем требуемых свойств. Одним из простых и эффективных процессов восстановления поврежденных и изношенных деталей является электродуговая наплавка порошковой проволокой. Она используется для предэксплуатационного упрочнения материалов и изготовления биметаллических (двухслойных) материалов. За счет содержащихся в порошковой проволоке добавок легирующих элементов обеспечивается надежная защита расплавленного металла от воздействия воздуха и высокие механические свойства покрытий. Электродуговые износостойкие покрытия, наплавляемые порошковой проволокой, с успехом применяется на предприятиях всех отраслей промышленности для защиты деталей и узлов от абразивного изнашивания и др. Целью настоящей работы явилось изучение структуры и микротвердости износостойких покрытий, наплавляемых электродуговым методом на мартенситную сталь, которая используется в качестве износостойкого материала, подвергающегося абразивному износу в условиях ударных нагрузок.

В качестве материала исследования применяли сталь Hardox 400. Твердость стали в закаленном состоянии составляет 370 HB. Наплавку осуществляли порошковыми проволоками – EnDotec DO*30 (проволока 1), EnDotec DO*33 (проволока 2) и SK A 70-G (проволока 3) (табл. 2 – 4) диаметром 1,6 мм. Твердость слоев наплавки, согласно спецификации проволоки, составляет 67, 68 и 67 HRC соответственно. Наплавку проводили в среде защитного газа состава Ar 82 %, CO₂ 18 % при сварочном токе 250...300 А и напряжением на дуге 30...35 В. Световую микроскопию поперечных шлифов осуществляли с использованием прибора Olimpus GX51. Для травления покрытий использовали 3%-ный спиртовой раствор азотной кислоты. Время травления составляло 20 с. Измерения микротвердости проводили на приборе HVS-1000А.

Световая микроскопия поперечных шлифов покрытий показала, что толщина наплавляемых слоев достигает 5,0...5,5 мм. По глубине покрытий выделяются 4 слоя (рис. 1), которые отличаются друг от друга контрастом травления, – поверхностный 1, приповерхностный 2, промежуточный 3 и тонкую прослойку 4 на границе с основой. Их толщина составляет 3,5...4,0, 0,25...0,40, 0,25 и 0,01 мм соответственно. В зоне термического влияния, располагающейся ниже покрытия, также выделяется тонкий слой 5 толщиной 0,04 мм (рис. 1, 2). Общая толщина зоны термического влияния составляет 4 мм.

В структуре слоя 1 выделяются дендриты с осями второго порядка (рис. 3). Среднее значение расстояния между ними составляет 3 мкм. Расстояние между осями дендритов первого порядка составляет 20 мкм. Между ними наблюдаются кристаллические включения размерами от 2 до 16 мкм. Исходя из спецификации наплавляемой проволоки, можно считать, что кристаллические включения являются карбидами или боридами железа и ниобия. В слое 1 выявляются продольные и поперечные трещины, что говорит о его хрупкости, обусловленной наличием карбидов и боридов. Микротвердость включений составляет 1500 HV. Слой 1 плавно

переходит в слой 2 (рис. 1), который характеризуется скоплением включений боридов и карбидов, характерные размеры которых достигают 6 мкм. В слое 2 формируется мелкодисперсная структура с размерами зерен около 3 мкм (рис. 1, б). В слое 3, имеющем мелкодисперсную структуру, выделяются дендриты с осями второго порядка, среднее расстояние между которыми составляет 5 мкм. Расстояние между осями дендритов первого порядка составляет 15...50 мкм. В слоях 2 и 3 также наблюдается включения карбидов и боридов. В слое 3 карбиды и бориды располагаются между осями дендритов второго порядка (рис. 1, б). Отношение плотностей распределения карбидов и боридов в слоях 1–3 равно 1:3:7 соответственно, что говорит об увеличении плотности распределения боридов и карбидов железа и ниобия по глубине. Зона термического влияния имеет закалочную структуру с кристаллами мартенсита пакетного и пластинчатого типа (рис. 2) и характеризуется наличием пористости.

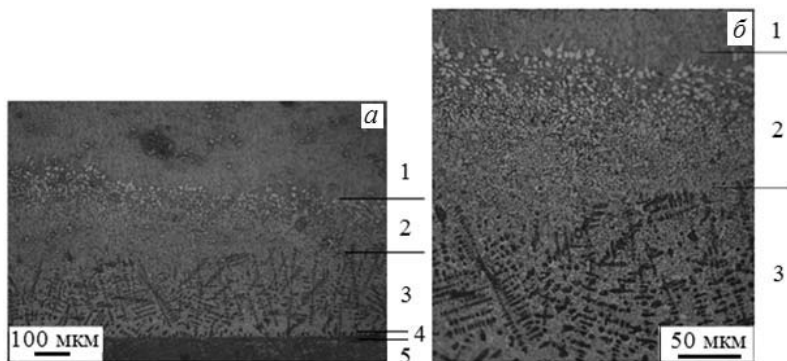


Рис. 1. Слоистая структура покрытия, напавленного проволокой 3

Микротвердость напавленных покрытий остается неизменной по всей глубине до 3,7...4,0 мм. В случае наплавки проволокой 1 среднее значение микротвердости упрочненного слоя составляет 700 HV, что 2,3 раза больше микротвердости основного материала. Уровень микротвердости покрытий, напавленных проволоками 2 и 3, составляет 900 HV, что в 3 раза больше микротвердости основного материала. Различия в уровне микротвердости покрытий могут быть обусловлены содержанием карбидов и боридов ниобия в порошковых проволоках. Опыт показывает, что покрытия, напавленные проволокой 3, обладают наибольшей износостойкостью.

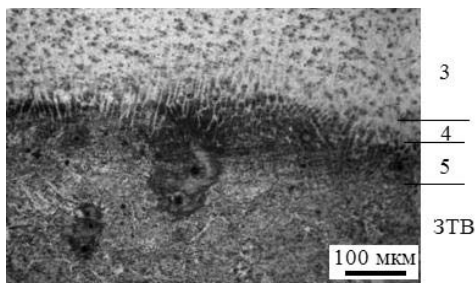


Рис. 2. Структура покрытия на границе с зоной термического влияния, напавленного проволокой 2

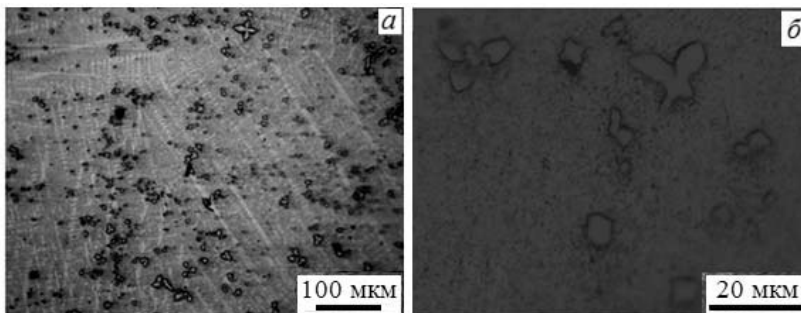


Рис. 3. Дендритная структура слоя 1 (а) и зернистые включения между осями дендритов (б)

Работа выполнена при поддержке госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ Al:Si В НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЯХ Si-Al-O-N НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Рыбалко Е.В., Сергеев В.П., Федоричева М.В., Нейфельд В.В., Калашников М.П., Воронов А.В.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, retc@ispm.s.tsc.ru

EFFECT OF AL:SI RELATION IN Si-Al-O-N NANOCOMPOSITE COATINGS ON THEIR STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES

Ribalko E.V., Sergeev V.P., Fedorischeva M.V., Neifeld V.V., Kalashnikov M.P., Voronov A.V.

Effect of Al:Si relation in Si-Al-O-N coatings on their structure and mechanical properties is investigated. Coatings were deposited by magnetron sputtering of composite target with ion bombardment. Structural-phases states of coatings were studied by X-ray structural analysis and TEM methods. Measured values of microhardness, elastic recovery and adhesion were explained with changes of structural-phases states of coatings.

Современные требования к эксплуатационным характеристикам иллюминаторов космических аппаратов делают актуальной задачу защиты внешних стекол от воздействия микрометеоритов и космического мусора. Одним из путей решения этой проблемы является нанесение износостойких сверхтвердых покрытий, прозрачных в видимой области спектра, в частности, керамических на основе нитридов и оксидов кремния-алюминия (сиалонов) [1]. Эти материалы обладают низким термическим коэффициентом линейного расширения, высокими коэффициентами упругого восстановления, прочностью и стойкостью к термическим ударам [2,3]. Целью работы является исследование способа формирования в наноструктурном состоянии защитных покрытий на основе Si-Al-O-N с разным соотношением Al:Si при импульсном ионно-магнетронном распылении композиционных мишеней.

Осаждение покрытий суммарной толщиной ~10 мкм проводили на подложках из кварцевого стекла KV на вакуумной установке типа «КВАНТ». Структурно-фазовое состояние исследовали методом рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 в Co-K_α излучении и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе JEM-2100. Фольги для исследования методом электронной микроскопии готовили методом «cross-section», на установке Ion Sliser EM-09100IS. Морфологию поверхности и химический состав покрытий определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO EVO-50 и встроенного энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора (EDX) INCA-Energy (Oxford Instruments). Микротвердость и коэффициент упругого восстановления покрытий определяли с помощью нанотвердомера NanoHardnessTester (SCM), адгезию – с помощью прибора Revetest (SCM). Исследование проводили на двух видах покрытий Si-Al-O-N: НКА-1 и НКА-2, отличающихся соотношением Al:Si \approx 1:4 и 4:1, соответственно.

Химический состав покрытий, определенный методом микрорентгеноспектрального анализа, приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав покрытий НКА-1 и НКА-2 (ат.%).

Элемент	НКА-1	НКА-2
Si	34,5	9,1
Al	7,9	38,6
O	16,3	17,4
N	41,3	34,9

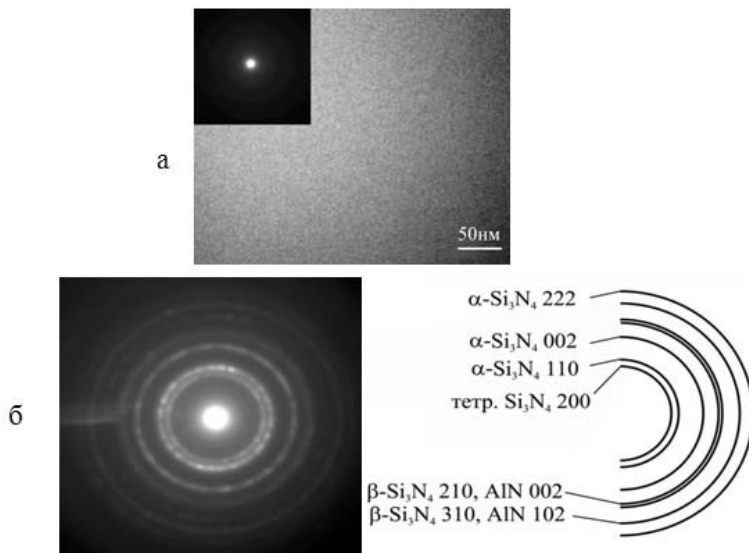


Рис.1. а – электронномикроскопическое темнопольное изображение структуры покрытия НКА-1 (в верхнем левом углу микродифракционная картина этого покрытия), б – микродифракционная картина покрытия НКА-2 на основе Si-Al-N со схемой ее индирования.

Методами РСА и ПЭМ установлено, что покрытия первого типа являются аморфными (рис.1а), второго – имеют многофазную структуру и включают в свой состав 4 фазы: α - Si_3N_4 и β - Si_3N_4 с ГПУ-решетками $\text{P}31\text{c}$ с параметрами $a=0,77541\text{ нм}$ и $c=0,56217\text{ нм}$ и $\text{P}6_3/\text{m}$ с параметрами $a=0,76044\text{ нм}$ и $c=0,29075\text{ нм}$, соответственно, тетрагональную Si_3N_4 типа $\text{P}4_212$ с параметрами $a=0,9245\text{ нм}$ и $c=0,8482\text{ нм}$ и фазы AlN с ГПУ-решеткой типа вюртцита $\text{P}6_3/\text{mc}$ с параметрами $a=0,3114\text{ нм}$ и $c=0,49792\text{ нм}$ (рис.1б). Средний размер зерен $\langle d \rangle$ находится в пределах $5 \dots 15\text{ нм}$ и зависит от режима осаждения покрытий. Обнаружено, что соотношение Al:Si в покрытиях Si-Al-O-N существенно влияет на величину микротвердости поверхностного слоя, коэффициент упругого восстановления и значение адгезии покрытий к стеклу. На основе сравнения полученных результатов с литературными данными обсуждаются механизмы взаимосвязи наблюдаемых изменений структурно-фазового состояния покрытий с их механическими свойствами.

Список литературы:

1. Панин В.Е., Сергеев В.П., Ризаханов Р.Н., Сергеев О.В., Панин С.В., Бармин А.А., Голиков А.Н., Почивалов Ю.И., Полянский М.Н. Наноструктурирование покрытий – новый путь создания специальных материалов для улучшения характеристик изделий космической техники //Сборник статей по материалам Второй международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». – Москва. – 2007. – С. 357-359.

2. Нитрид кремния и материалы на его основе / под ред. Андриевский Р.А., Спивак И.И. М.: Металлургия, 1984. – 136 с.

3. Сергеев В.П., Федорищева М.В., Сунгатулин А.Р., Никалин А.Ю., Нейфельд В.В. Структура и термомеханические свойства покрытий на основе Si-Al-N при осаждении методом импульсного магнетронного распыления // Известия ТПУ. – 2011. – Т.319. – № 2. – С.103–108.

ДИАГНОСТИКА АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА (КРАТКИЙ ОБЗОР ПРИОРИТЕТНЫХ НАПРАВЛЕНИЙ)

Савенко В.И., Спицын Б.В.

*Россия, Москва, Институт физической химии и электрохимии РАН. E-mail:
visavenko@rambler.ru*

DIAGNOSTICS OF DIAMOND-COVERED CUTTING TOOLS

Savenko V.I., Spitsin B.V.

A short review has been done of some priority based works devoted to analysis of quality of diamond-covered cutting tools.

Большинство приоритетных работ, выполненных в данной области исследований, посвящено анализу факторов, влияющих на адгезионную прочность алмазных покрытий, нанесенных на рабочие элементы резцов, а также сопоставлению эксплуатационных характеристик таких резцов с резцами, изготовленными из традиционных материалов. В ряде работ для оценки качества алмазных покрытий рассматриваются также возможности применения оптико-спектральных методов анализа их структуры и состояния.

1. Уже на начальных этапах изучения состояния алмазных покрытий на режущем инструменте было показано, что в алмазных пленках, выращенных на металлических, полупроводниковых и керамических подложках методами CVD-технологии, всегда присутствуют значительные остаточные макронапряжения сжатия I рода, достигающие в типичных случаях значений порядка $\sigma_T \approx 5 - 15$ ГПа. Появление и рост этих напряжений обычно происходит на завершающей стадии синтеза пленки - при охлаждении композита до комнатной температуры и обусловлено существенными различиями в значениях коэффициентов термического расширения материалов подложки и алмаза. При недостаточно высоком уровне адгезии выращенной алмазной пленки к подложке на межфазной границе системы неизбежно возникают явления расслоения, вспучивания и отщепления элементов пленочного покрытия, которые приводят к потере пленкой устойчивости в целом.

Вместе с тем, исследования показали, что с данным явлением можно успешно бороться, если в процессе синтеза стремиться к увеличению степени сшивки атомов покрытия и подложки, или плотности межатомных связей на межфазной границе. Обычно для этой цели применяются известные методы предварительной энергетической активации поверхности подложки, такие как ее лазерное импульсное облучение, ультразвуковая, или химическая обработка.

Учитывая эти обстоятельства, многие исследователи изучали влияние предварительной подготовки поверхности подложки на адгезионную прочность алмазных CVD-пленок, выращенных на рабочих поверхностях наиболее распространенных в обрабатывающей промышленности видов твердосплавных резцов, изготовленных из сплава ВК6. В частности, было показано, что предварительное лазерное облучение поверхности подложек удваивает адгезионную прочность алмазных пленочных покрытий по сравнению с таковой для покрытий, выращенных на подложках из того же сплава, но поверхность которых подверглась лишь химическому травлению в кислотных растворах. Как лазерное облучение, так и химическое травление приводили к удалению из приповерхностного слоя подложки кобальтовой связки, препятствующей образованию алмазного покрытия. Однако лазерное облучение, будучи энергетически более интенсивным, одновременно стимулирует появление в приповерхностном слое карбидной подложки атомов, находящихся в энергетически перевозбужденном состоянии. Атомы, находящиеся в таком состоянии, являются термодинамически существенно нестабильными. Их последующая дезактивация вызывает на межфазной границе протекание дополнительных реакций, которые приводят к установлению новых химических связей между

первоначально возбужденными атомами матрицы и исходно активированными в осаждаемых алмазных кластерах атомами углерода, увеличивая тем самым адгезионную прочность покрытия.

По оценкам ряда авторов, удельная энергия разрыва адгезионных связей γ_{eff} , определенная методом среза полученного вышеуказанными способами алмазного пленочного покрытия, составляла, в зависимости от его толщины, 20-50 Дж/м² для химически травленной подложки и 40 - 80 Дж/м² - для лазерно-облученной. Учитывая, что энергия С-С связей в решетке алмаза составляет $A_{(C-C)} \approx 10^{-18}$ Дж/ат, энергия разрыва межатомных связей в решетке WC: $A_{(W-C)} \approx 0,7 \times 10^{-19}$ Дж/ат, а средняя удельная работа разрушения материала в межфазном слое (с учетом его пластической деформации) составляет $W \approx \gamma_{eff} \times S_{am} \approx 5 \times 10^{-18}$

Дж/ат, следует признать, что энергии остаточных напряжений может хватить для реализации самопроизвольного отщепления алмазной пленки от подложки лишь в том случае, когда в межслойном пространстве между пленкой и подложкой будут существовать дефекты – микропоры. Действительно, нетрудно рассчитать, что удельная энергия остаточных напряжений сжатия, приходящаяся на один атом объемом ω_{am} в решетке сплошного композита, составляет $B \approx \langle \sigma_T \rangle \omega_{am} \approx 10^{-19}$ Дж/ат, что заметно меньше значения экспериментально определенной эффективной работы W разрушения межатомных связей в этом композите. Поэтому разрушение такого композита, в соответствии с теорией Гриффитса, возможно лишь в том случае, если средний линейный размер концентратора напряжений, приводящего к отслоению алмазной пленки под действием остаточных термоупругих напряжений I рода, будет составлять величину не менее, чем 0,5 мкм. Таким образом, в случае сплава ВК6, покрытого тонкой (5 - 10 мкм) алмазной CVD-пленкой, отслоение последней будет происходить благодаря наличию микроразмерных несплошностей в адгезионном шве - микропор, возникающих в начале процесса наращивания пленки.

2. Во многих ранних работах сообщалось о более высоких экономических и эксплуатационных характеристиках режущего инструмента, изготовленного с применением CVD - алмазных пленок, по сравнению с характеристиками инструмента из твердого сплава и из поликристаллического алмаза.

Так, авторами T.Leyendecker, O.Lemmer et al. были впервые проведены сопоставительные исследования времени жизни резцов, изготовленных из поликристаллических сплавов, а также резцов из сплава ВК-10 (близкого по составу к сплаву ВК6), покрытых "CVD - алмазными" пленками и пленками нитрида титана. Было показано, что при стандартных скоростях резания, наибольшим ресурсом обладают резцы, покрытые "CVD - алмазной" пленкой. Ресурс поликристаллических алмазных резцов оказался в среднем на 40%, а резцов с нитрид-титановым покрытием - на 200-1000% ниже, чем в первом случае.

3. Среди первых приоритетных исследований, посвященных анализу степени структурного совершенства алмазных и алмазоподобных пленок, следует остановиться на тех из них, которые были непосредственно связаны с проблемами создания устойчивых алмазных покрытий на традиционных конструкционных материалах. В частности, в работах В.Г.Ральченко, Е.Д.Образцовой и др. был проведен тщательный анализ возможностей, которые представляют методы дифракции рентгеновских лучей, высокоразрешающая Рамановская спектроскопия и предложенный авторами так называемый «расчетный» метод для определения остаточных внутренних макронапряжений в тонкопленочных CVD- алмазных покрытиях. Исследованы пленочные покрытия на металлах, полупроводниках и твердых сплавах. Методика получения Рамановских спектров, была стандартной. Внутренние напряжения определялись по сдвигу основной линии алмаза = 1332 см⁻¹ в линейном приближении. При рентгенодифракционных съемках использовался метод скользящего пучка; внутренние напряжения вычислялись на основе кривых $(\sin \vartheta)^{-1} = f(\sin^2 \Psi)$ (так называемый d - sin²Ψ метод). Было показано, что рентгеновский и Рамановский методы определения остаточных внутренних макронапряжений дают близкие результаты. Однако оценки остаточных макронапряжений при помощи «расчетного» метода приближались к экспериментальным значениям только для подложек, изготовленных из низкопластичных материалов. В то же время, для высокопластичных металлических подложек, таких, как Cu или Ni, оценки внутренних напряжений,

базирувавшиеся на использовании «расчетного» метода, давали существенно (до 2 - 3 раз) завышенные значения.

Как известно, относительное количество $Sp3$ - и $Sp2$ - гибридных углеродных связей в элементарном кластере является одним из важнейших параметров, характеризующих микроструктуру ближнего порядка в алмазных и алмазоподобных пленках. Очевидно, что именно эта характеристика в первую очередь определяет главные физико-механические характеристики аморфных алмазоподобных углеродных пленочных покрытий, такие как микротвердость, уровень внутренних напряжений, электросопротивление, адгезия к подложке и т.п. В связи с этим F.Gaspary, W.C.W.Chan et al. была предпринята попытка, пользуясь несколькими независимыми методами, оценить процентное соотношение ($Sp3$ -/ $Sp2$ -) связей в структуре аморфных алмазоподобных пленок, полученных методами высокочастотного плазменного распыления в различных технологических условиях. Для определения как абсолютной, так и относительной концентрации $Sp3$ - и $Sp2$ - связей были использованы следующие независимые методики: рентгеновская фотоэлектронная микроскопия, электронная рентгеностимулированная Оже-спектроскопия, а также Рамановская спектроскопия высокого разрешения. Данные, полученные в параллельных экспериментах с пленками одной той же структуры позволили построить градуировочный график, дающий возможность в одном "Рамановском", определять относительную концентрацию $Sp3$ - и $Sp2$ - связей в структуре анализируемой пленки.

МЕХАНИЗМЫ РОСТА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Сафаралиев Г.К., Билалов Б.А., Кардашова Г.Д., *Магомедова З.С.

Дагестанский государственный технический университет. Махачкала. Россия.

**Дагестанский государственный университет. Махачкала. Россия.*

В настоящее время наиболее совершенными методами исследования строения поверхности твердых тел являются зондовые методы. Применение для изучения поверхности сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) и спектроскопии, обладающей пространственным разрешением на уровне $0,1 \text{ \AA}$, исключает усреднение данных и позволяет измерять физико-химические характеристики единичных адсорбированных частиц, дефектов и наноструктур.

В настоящей работе представлены результаты исследований пленок $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$, методами рентгенодифрактометрии (XRD) и СТМ и I(V) спектроскопии.

Экспериментальные результаты

Пленки твердого раствора $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ толщиной до 2 мкм формировались на подложках – пластинах монокристаллического SiC методом ионно-плазменного магнетронного распыления поликристаллических мишеней SiC-AlN на установке УМР.

Полученные пленки исследовались на рентгеновском дифрактометре XRD-7000 производства Shimadzu Япония. Состав пленок определялся по полученным из рентгенограмм данным межплоскостных расстояний d путем сопоставления их с известными табличными данными параметра кристаллической решетки c для твердого раствора $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ с различным значением x .

Изучение морфологии пленок $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ был осуществлен с помощью сканирующего зондового микроскопа Ntegra Prima, с термостатиком с нагревом до 450K и низкоковольтной сканирующей туннельной головкой ST020NTF.

На рисунке 1 представлено АСМ изображение пленки твердого раствора $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$ с $x = 0,64$. Как видно, пленки до толщины 300-400 нм (рис.1.а) не имеют определенную кристаллическую структуру. В более толстых пленках формируются островки с гексагональной структурой (рис.1.б). Эти исследования подтверждают закономерности формирования гексагональной структуры в пленках $(SiC)_{1-x}(AlN)_x$.

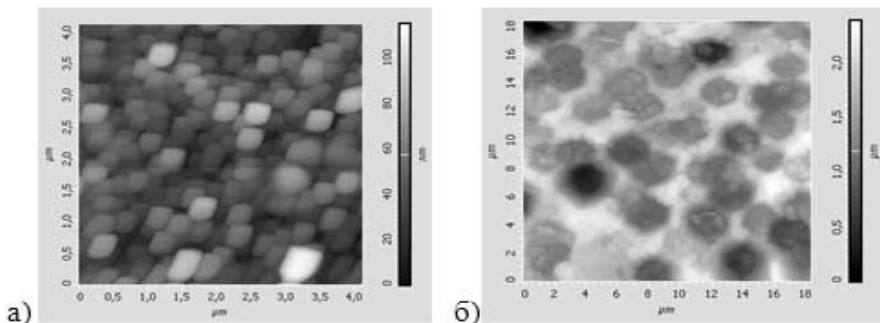


Рис.1. АСМ изображение пленки твердого раствора $(\text{SiC})_{0,36}(\text{AlN})_{0,64}$

На рисунке 2 представлено СТМ-изображение поверхности пленки твердого раствора $(\text{SiC})_{0,36}(\text{AlN})_{0,64}$. Сложный профиль поверхности пленки объясняется многокомпонентностью состава пленки, ее поликристалличностью, а также возможным наличием на поверхности оксидных пленок, адсорбированных атомов и др.

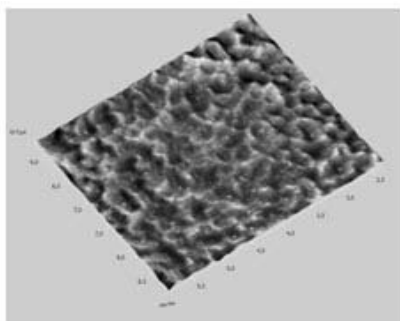


Рис. 2. СТМ-изображение поверхности пленки $(\text{SiC})_{0,36}(\text{AlN})_{0,64}$ при 450 К.

Полупроводниковые твердые растворы $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$ имеют сложную структуру энергетического спектра электронов. Измерение туннельных спектров позволяют определить положения краев зоны проводимости и валентной зоны относительно уровня Ферми, а также идентифицировать спектральные пики, связанные с примесными состояниями внутри запрещенной зоны полупроводников.

Однако, наличие запрещенной зоны и примесных уровней в спектре полупроводниковых материалов делает ВАХ туннельного контакта металл-полупроводник сильно нелинейной. Кроме этого, существенный вклад в туннельный ток дают также поверхностные состояния и уровни энергии, связанные с адсорбированными на поверхности чужеродными атомами.

Поэтому исследования локальных туннельных спектров полупроводниковых материалов необходимо проводить в условиях высокого вакуума. Неконтролируемое присутствие на поверхности адсорбированных атомов сильно усложняет интерпретацию получаемых в эксперименте туннельных спектров. Кроме того, тепловые возбуждения приводят к значительному уширению дискретных уровней энергии, соответствующих локализованным состояниям, а также сильно размывают положение краев зоны проводимости и валентной зоны.

На рисунке 3 представлены результаты $I(V)$ спектроскопии $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$.

При $I(V)$ спектроскопии измеряют вольт-амперную характеристику (ВАХ) туннельного перехода зонд-образец.

Нагревание образца приводит к росту термоэмиссии электронов с поверхности образца, при этом задача измерения тока упрощается. Как видно на ВАХ наблюдаются изломы при 4, 7, 10В. Природа такого поведения ВАХ еще не изучена.

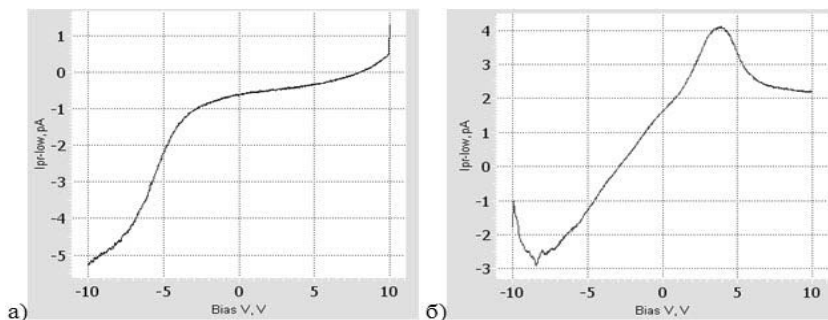


Рис. 3. ВАХ пленки $(\text{SiC})_{0,36}(\text{AlN})_{0,64}$ при температуре 400 К (а - при возрастании напряжения, б - при убывании напряжения)

Выводы.

Методами XRD и СТМ исследованы пленки твердого раствора $(\text{SiC})_{1-x}(\text{AlN})_x$, полученные магнетронным осаждением на подложках SiC. Начальная стадия пленок характеризуется аморфной структурой, с ростом толщины формируются монокристаллические островки с гексагональной структурой.

$I(V)$ спектры туннельного тока зонд-пленка имеют сложный характер с несколькими изломами. Требуется дальнейшее их изучение.

Работа выполнена при частичной поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России».

ПОВЫШЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Zr-Y-O / Si-Al-N ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МНОГОСЛОЙНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ

**Сергеев В.П., Панин В.Е., Ризаханов Р.Н.¹, Коротеев А.С.¹, Нейфельд В.В.,
Калашников М.П.**

*Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, vsereg@mail.tomsknet.ru
¹Россия, ГНЦ РФ ФГУП «Исследовательский центр имени М. В. Келдыша», kerc@elnet.msk.ru*

RISING OF THERMAL-MECHANICAL PROPERTIES OF HEAT-SHIELDING COATINGS ON BASIS OF Zr-Y-O/Si-Al-N SYSTEM AT FORMING OF MULTILAYER NANOSTRUCTURE

Sergeev V.P., Panin V.E., Rizakhanov R.N., Koroteev A.S., Neyfeld V.V., Kalashnikov M.P.

Abstract – By method of pulse magnetron deposition with ion bombardment of multilayer heat-shielding coatings on the basis of Zr-Y-O/ Si-Al-N layers on copper alloy substrate with surface layer nanostructured of Zr^+ ions are formed. Structure-phase states were investigated by HRTEM, SEM, X-ray, and SIMS. Thermal-mechanical properties of multilayer heat-shielding coatings are defined on base of formulated principles.

Современные требования к эксплуатационным характеристикам ракетных двигателей, корректирующих направление полета, делают актуальной задачу разработки таких покрытий на внутренние поверхности сопел, которые обладали бы не только высокими теплозащитными характеристиками, но и достаточно высокой термоциклической стойкостью [1,2]. Решение этой задачи является крайне важным в силу выдвигаемых новых требований, которые заключаются в обеспечении многоразового использования двигателей в ходе длительного космического полета.

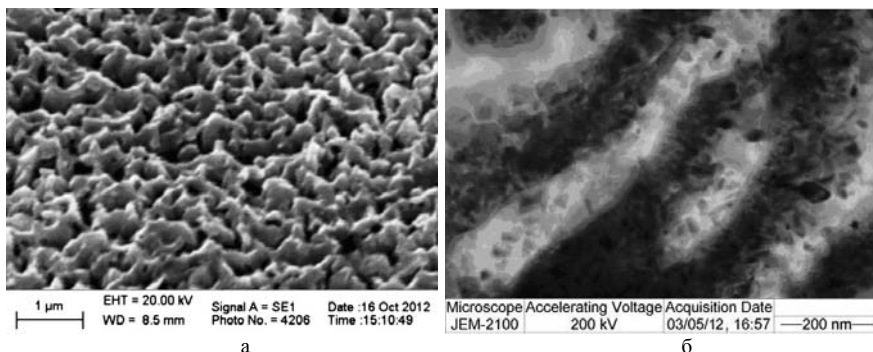


Рис.1. Морфология (а) и зеренная структура (б) поверхностного слоя подложки из медного сплава БрХ-0,8 после обработки сильноточным потоком ионов Zr^+

В работе сформулированы и экспериментально обоснованы основные принципы формирования нанокompозитных многослойных теплозащитных покрытий с высокой термоциклической стойкостью на подложках из медных сплавов с помощью комбинированного метода ионно-магнетронного осаждения жаростойких оксидных и нитридных керамических материалов и наноструктурирования поверхности подложки сильноточным потоком тяжелых металлических ионов [3]:

1. В поверхностном слое подложки необходимо за счет ионной бомбардировки сформировать мелкоячеистую сетчатую структуру и “шахматное” распределение напряжений, создать максимально высокую концентрацию мелких равномерно распределенных по поверхности концентраторов напряжений, с помощью ионного легирования увеличить прочность поверхностного слоя, повысить адгезионную способность к покрытию и снизить его температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР);

2. Путем выбора оптимального состава материала и режима ионно-магнетронного осаждения сформировать на подложке промежуточный релаксационный керамический слой с наноструктурой (рис.2а), обеспечивающей высокую прочность, трещиностойкость, стойкость к термическим ударам и близкое к поверхностному слою подложки значение ТКЛР;

3. Верхний функциональный керамический слой покрытия должен обладать минимальной теплопроводностью, глобулярной наноструктурой (рис.2б) и достаточной толщиной, чтобы обеспечить эффективное снижение температуры для создания необходимых условий работы релаксационному слою. Он должен иметь высокую термическую стабильность и окислительную стойкость, адгезию к соседнему слою и способность противостоять трещинообразованию или тенденции к образованию в процессе термоциклирования сетки мелких тангенциальных трещин.

Выполнены исследования структурно-фазовых состояний и распределения элементов по глубине разных слоев покрытия и поверхностного слоя подложки методами высокоразрешающей просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов, масс-спектрометрии вторичных ионов.

Экспериментально показано, что сформированные на основе разработанных принципов, состоящие из нанокompозитных керамических слоев $Zr-Y-O$ и $Si-Al-N$, нанесенных на наноструктурированный поверхностный слой подложки из медного сплава БрХ-0,8, достигают величины термоциклической стойкости 90-100 циклов в температурном интервале 293-1273 К со скоростью нагрева-охлаждения ~ 20 град/сек, что превышает лучшие результаты, полученные на промышленных образцах теплозащитных покрытий в 6-10 раз.

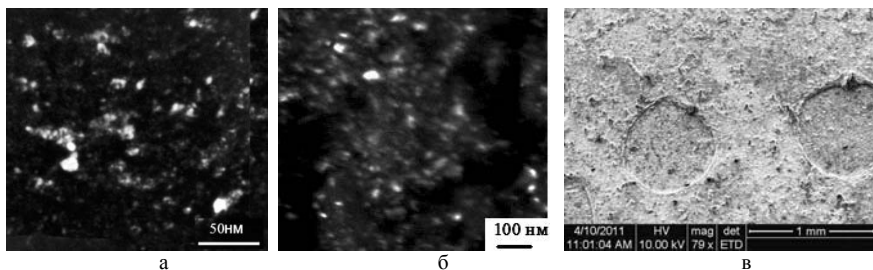


Рис.2. Темнопольное изображение в просвечивающем электронном микроскопе JEM2100 зеренной структуры в поперечном сечении слоев на основе Si-Al-N (а) и Zr-Y-O (б) теплозащитного покрытия с многослойной наноструктурой; (в) – изображение поверхности этого покрытия после огневых испытаний, полученное с помощью сканирующего электронного микроскопа “Quanta600FEG”

Проведение огневых испытаний этих покрытий в Исследовательском Центре им. М.В. Келдыша на плазмотроне мегаваттного класса подтвердила их работоспособность как в стационарном режиме воздействия потока плазмы мощностью $2,6 \cdot 10^7$ Вт/м² и температурой ~4000К, так и в режиме термоциклирования со скоростью нагрева-охлаждения ~20 град/сек. Они выдерживают огневые испытания без нарушения сплошности, отслоения и разрушения (рис.2в). Установлено, что средняя величина рабочей температуры многослойных наноструктурных теплозащитных покрытий $T_{\text{иннок}}$ равна 1280 ± 30 К, а их эффективный коэффициент теплопроводности находится в пределах $\lambda_{\text{покр}} = 7 - 14$ Вт/м·К.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №13-08-00616), Президиума РАН (проект №2.2), Сибирского отделения РАН (проект №72).

Список литературы:

1. Волкова Л.И., Волков Н.Н., Губертов А.М., Миронов В.В. Тепловая защита ракетных двигателей // Известия РАН. Серия энергетика. – 2004. – №5. – С.19-32.
2. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. Томск: изд-во ТПУ. – 2008. – 285 с.
3. Панин В.Е., Сергеев В.П., Моисеенко Д.Д., Почивалов Ю.И. Научные основы формирования теплозащитных и износостойких многослойных покрытий системы Si-Al-N и Zr-Y-O // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 5–14.

ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКОМПЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ Ti-Al-N ПУТЕМ БОМБАРДИРОВКИ ИОНАМИ (Cr+В)

Сергеев О.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Калашников М.П., Сунгатулин А.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия,
tehnovak@ispms.tsc.ru*

В настоящее время на основе нитридов переходных металлов разрабатывается перспективный класс покрытий – многофазных нанокompозитных. Вследствие особого строения наноструктуры и значительного увеличения объемной доли межзеренных границ такие покрытия могут приобретать высокие трибологические и механические свойства. Ионнопучковая обработка позволяет синтезировать покрытия с изменяющимся по глубине структурно–фазовым составом, так называемые градиентные покрытия. Нижний слой таких покрытий обеспечивает хорошее сопряжение с подложкой и высокую несущую способность, верхний – определяет функциональные характеристики покрытий (твердость, износ- и окислительную стойкость, низкий коэффициент трения, жаростойкость и пр.). Ранее нами показано, что создание такого градиентного слоя в покрытиях TiN путем бомбардировки

высокоэнергетическим пучком ионов Al+B существенно повышает их износостойкость и микротвердость. Целью настоящей работы является исследование структурно-фазовых состояний, трибомеханических свойств градиентных нанокompозитных покрытий на основе перспективной системы Ti–Al–Cr–B–N, сформированных путем магнетронного осаждения покрытий Ti–Al–N и обработки их высокоэнергетическим пучком ионов (Cr + B).

Осаждение покрытий проводили на вакуумной установке ионно-магнетронного напыления «КВАНТ», с помощью магнетрона постоянного тока с мишенью из сплава титана с 30 вес.% алюминия. Покрытия толщиной 10 мкм осаждали на образцы из высокопрочной стали 30ХГСН2А в реактивной среде из смеси газов аргона и азота. После напыления поверхность покрытия подвергалась бомбардировке высокоэнергетическим пучком ионов с помощью вакуумно-дугового импульсного ионного источника «ДИАНА-3». Исследовался результат воздействия на покрытия двухкомпонентных пучков ионов (Cr + B) при флюенсах – 2×10^{17} и $6 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$.

Структурно-фазовое состояние исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения фольг, представляющих поперечное сечение образца с градиентным покрытием, (JEOL JEM-2100F, EM-09100 Ion Slicer) и рентгеноструктурного анализа (ДРОН-7). Концентрационные профили элементов по толщине покрытия исследовались методами масс – спектрометрии вторичных ионов (МСВИ) на MC-7201M в режиме травления пучком ионов аргона (рис.1) и микроанализом рентгеновского спектра (JEOL JEM-2100F). Испытания образцов на трение и износ проводили на 2070СМТ-1 по схеме «вращающееся контртело – неподвижный образец с покрытием». Микротвердость покрытия измеряли нанотвердомером (NanoHardnessTester, CSM).

Установлено, что при флюенсах облучения $\approx 10^{17}$ и $4 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ износостойкость уменьшается в ~ 9 и 3 раза, микротвердость в ~ 3,5 и ~ 1,2, соответственно. Повышение флюенса до $8 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (рис.1) приводит, наоборот, к значительному возрастанию износостойкости в ~ 4,5 раза при неизменной в сравнении с исходным значением микротвердости.

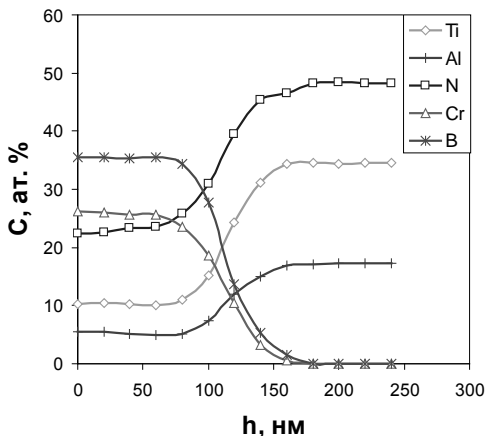


Рис.1. Изменение атомной концентрации C элементов Ti, N, Cr, B с ростом глубины h в покрытиях на основе TiAlN, обработанных пучком ионов (Cr+B) с флюенсом $f = 8 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$ (метод МСВИ)

На основе исследования модифицированных покрытий методами масс-спектрометрии вторичных ионов и рентгеноструктурного анализа показано, что наблюдаемое изменение трибомеханических свойств может быть обусловлено ионным легированием поверхностного слоя хромом и бором и связанными с ним одновременно протекающими процессами выделения и растворения в поверхностном слое новых фаз Cr_2Ti , AlN, AlB_{12} , CrB_4 .

РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВНУТРЕННИХ ПОЛОСТЯХ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОЦИРКУЛЯЦИОННЫМ СПОСОБОМ

Симонов В.Н., Унчикова М.В.

РФ, МГТУ им. Баумана, *Unchikova_mv@mail.ru*

DEVELOPMENT MODES OF OBTAINING WITH GAS CIRCULATION METHOD DIFFUSION COATINGS ON THE INNER CAVITIES

Simonov V .N., Unchikova M.V.

The possibility of obtaining with gas circulation method uniform coating on the inner cavities of details was presented. The dependence of the uniformity coating upon process variables was specified. The practical recommendations for the definition of modes of alumunizing inner cavities of different geometric dimensions was developed.

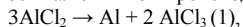
Решение одной из актуальных задач в области химико-термической обработки (ХТО) связано с необходимостью разработки технологического процесса получения жаростойких покрытий на внутренних полостях деталей. Широко используемый для этого порошковый способ отличается низкой производительностью и не всегда гарантирует равномерность диффузионного слоя по длине изделия. Эти недостатки становятся особенно очевидными при получении покрытий в узких длинных каналах, в которых сложно обеспечить равномерное заполнение полости порошковой смесью. Бесспорным преимуществом в этом случае обладают газовые способы химико-термической обработки, в том числе газоциркуляционный [1]. Однако существующие особенности получения покрытий на внутренних полостях требуют проведения дополнительных исследований для определения оптимальных режимов ХТО.

Основная специфика формирования внутренних покрытий связана с ограниченным запасом диффундирующего элемента Э в насыщающей среде, вследствие чего газовый поток может существенно изменять свой состав из-за диффузионного оттока Э в насыщаемую поверхность или из-за распада химических летучих соединений по реакции диспропорционирования.: $ЭГ_x \rightarrow Э\downarrow + ЭГ_y$, где $x < y$. Изменение состава газовой среды влияет на поверхностную концентрацию элемента и приводит к неравномерности покрытий по длине изделий.

Для процесса алитирования выполнены расчеты минимально допустимой скорости газового потока U_{\min} , необходимой для получения равномерных покрытий при изменении состава насыщающей среды за счет диффузии элемента Э в поверхность. Полученные значения оказались существенно меньше скорости принудительного движения газа в установке, что позволяет считать основной причиной неравномерности покрытий химическую реакцию распада соединения $ЭГ_x$.

Для определения изменения состава газовой среды вдоль насыщаемой полости составляли уравнение материального баланса для элемента Э применительно к элементарной длине изделия. Решение дифференциального уравнения показало, что понижение начальной концентрации C_0 по мере движения газа зависит от константы скорости реакции k , длины изделия L и скорости газа U . Концентрация элемента Э в газовом потоке на расстоянии y от входного отверстия через τ часов может быть рассчитана по формуле $C(y, \tau) = C_0 \exp(-ky/U)$

Константа скорости реакции определяется природой реагирующих веществ и температурой процесса, поэтому равномерность покрытий зависит также от типа галогидного активатора и температуры процесса. Влияние этих факторов было исследовано при алитировании трубок в хлоридной и йодидной средах. В первом случае в качестве активатора использовали треххлористый алюминий, во втором – кристаллический йод. Продолжительность процесса составляла 5 ч, температура соответствовала 900, 950 и 1000 °С. Насыщение поверхности алюминием происходило в соответствии с основными реакциями:



Согласно общепринятой методике [2] изменение состава газовой среды внутри трубки оценивали по равновесной концентрации алюминия в никелевых фольгах, закрепленных у входного и у выходного сечений. Толщину внутренних покрытий измеряли в трех сечениях:

в середине трубки и на расстоянии 10 мм от ее концов. Было установлено, что константа скорости реакции (2) в зависимости от температуры процесса 1,5-2 раза больше, чем реакции (1), что свидетельствует о меньшей устойчивости иодидов алюминия по сравнению с хлоридами. Вследствие этого при проведении алитирования в йодидной среде неравномерность покрытия при температуре 1000 °С составляла 40 %, в то время, как при использовании хлоридного активатора различие в толщине покрытия во входном и выходном сечениях не превышало 10 %.

Таким образом, получение равномерных покрытий на внутренних полостях возможно при правильном выборе параметров k , U и L . Если принять, что требуемая равномерность покрытия достигается при изменении состава газовой среды, не превышающем 10 %, то в зависимости от длины изделия и температуры процесса можно определить минимально допустимую скорость газового потока.

Результаты расчета технологических факторов процесса алитирования в хлоридной среде, представленные в виде номограммы, связывающей параметры U и t при различных значениях L , были дополнены экспериментально полученными кинетическими зависимостями роста покрытия на насыщенном сплаве.

Таким образом, проведенные исследования позволили разработать научно обоснованную методику определения параметров химико-термической обработки внутренних поверхностей и определить режим диффузионного насыщения с учетом требований к равномерности и толщине покрытий.

Литература

1. Арзамасов Б.Н., Белявский А.К., Логунов А.В. и др. Циркуляционный метод получения диффузионных покрытий на деталях газотурбинных двигателей и перспективы его развития // Вестник машиностроения. 1991. № 11. С. 43 – 48.

2. Ворошин В.В., Хусид Б.Н., Хина Б.Б. Закономерности формирования многофазных слоев // Поверхностные методы упрочнения в машиностроении. – М., МДНТП, 1983. – С. 29-32

ВЛИЯНИЕ НАНОЧАСТИЦ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ПОКРЫТИЯ

Страполова В.Н.¹, Юртов Е.В.², Киселева Л.В.¹, Мурадова А.Г.², Субчева Е.Н.²

¹ОАО «Композит», г. Королев, Московской области, Россия, info@kompozit-mv.ru

²РХТУ им. Д.И. Менделеева, г. Москва, Россия, nanomaterial@mail.ru

EFFECT OF NANOPARTICLES ON THE STRUCTURE SURFACE COATING

Strapolova V., Urtov E., Kiseleva L., Myradova A., Sybcheva E.

Терморегулирующие покрытия (ТРП) на внешней поверхности космического аппарата предназначаются для поддержания определенного теплового режима объекта за счет установления баланса между энергией, поглощаемой из окружающей среды, а также выделяемой внутренними источниками теплоты, и энергией, излучаемой его поверхностью в окружающую среду. ТРП принято характеризовать двумя основными оптическими параметрами: коэффициентом поглощения солнечного излучения α_s ; коэффициент теплового излучения (черноты) ϵ .

ТРП класса «истинный поглотитель» («ИП») ($\alpha_s \rightarrow 1$, $\epsilon \rightarrow 1$) в конструкциях космических аппаратов (КА) применяются:

- на поверхности оптических приборов, обеспечивая высокое поглощение излучения Солнца (приемники излучений, модели абсолютно черного тела (АЧТ);
- для оправ линз, бленд и тубусов оптических приборов (фотоаппараты, телескопы, сканеры земной поверхности);
- на наружных поверхностях радиаторов-нагревателей систем терморегулирования КА.

Разрабатываемые ТРП класса «истинные поглотители» должны обладать «глубокоматовостью», т.е. отсутствием блеска и иметь низкий зеркальный коэффициент отражения ($R_{\text{отр}}=0,2\%$) и сохранять свои оптические свойства (коэффициент поглощения солнечного излучения $\alpha_s \geq 0,96$ и коэффициент теплового излучения $\epsilon \geq 0,95$) в течение всего срока эксплуатации аппарата.

В состав эмалей для ТРП входят пленкообразующее, пигменты, функциональные добавки и растворитель. Состав рецептуры и выбор компонентов осуществлялся в зависимости

от заданных свойств покрытия и метода нанесения эмали. Для улучшения свойств ТРП в состав эмали вводятся наночастицы оксида железа с помощью ультразвукового диспергатора УЗДН-А.

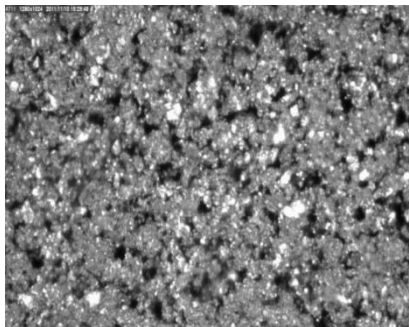


Рис.1. ТРП на неорганическом связующем

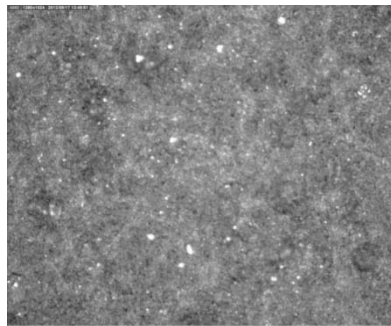


Рис.1. ТРП на органическом связующем

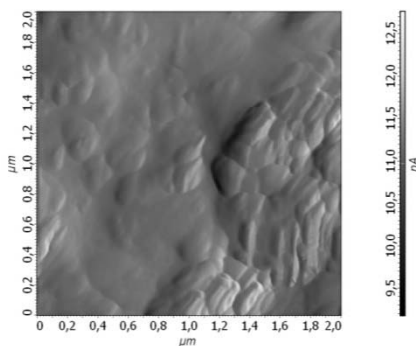


Рис.3. ТРП на органическом связующем без добавления наночастиц

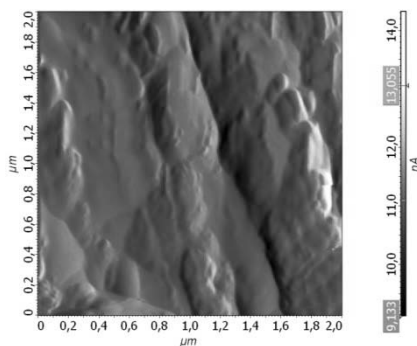


Рис.4. ТРП на органическом связующем с наночастицами оксида железа

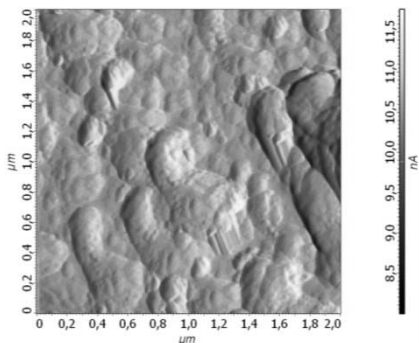


Рис. 5 ТРП на неорганическом связующем без добавления наночастиц

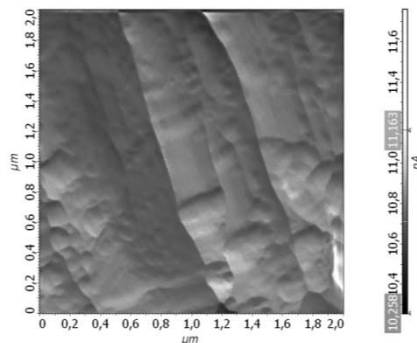


Рис. 6 ТРП на неорганическом связующем с наночастицами оксида железа

Эмалевые композиции наносятся на образцы из алюминиевого сплава методом пневматического распыления. Температура нанесения и сушки покрытия составляет от 18⁰ до 25⁰С.

Исследовалась структура поверхности ТРП с наночастицами и без них. Внешний вид поверхности сформированных покрытий на органическом и неорганическом связующих, отличающихся пигментной частью, приведен на снимках 1 и 2, сделанных с помощью микроскопа Dino-Lite DigitalMicroscopePRO с 500-кратным увеличением.

При 500-кратном увеличении невозможно оценить влияние наночастиц на поверхность покрытия.

На рисунках 3 – 6 представлены снимки поверхности покрытий, полученных с помощью атомно-силовой микроскопа NTEGRA фирмы НТ-МДТ, режим сканирования полуконтактный.

Проведены испытания терморегулирующего покрытия на стойкость к воздействию факторов космического пространства (электронного, протонного и ультрафиолетового излучений). Облучение образцов ТРП проводилось на стенде УВ-1/2. Плотность потока излучения электронов – $\varphi = 1,2 \times 10^{12}$ е/см²*с. Энергия – до 50 Кэв. Температура образцов при облучении не превышала 30 °С. Остаточное давление в вакуумной камере находилось в диапазоне 10^{-4} – 10^{-5} Па. Оценено влияние наночастиц железа на изменение поверхности ТРП после облучения.

ТЕРМО-МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И НАНЕСЕНИЕ НА НИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ

Трефилова Н.В.

Россия, Самарский государственный технический университет, natalia.trefilova1@yandex.ru

THERMO-MECHANICAL PROCESSING ALUMINUM ALLOYS AND APPLICATION FOR THEM ION-PLASMA COATINGS

Trefilova N. V.

In work various variants of thermal hardening of deformable alloys of aluminium with the purpose of reception of high-quality ionic-plasma decorative coverings of various color scale were investigated. Other technological variants do not allow to receive proof to influence of an environment of a covering on these alloys. Decorative coverings from nitride of the titan put on products from alloys of systems Al-Cu-Mg, Al-Mg, received by cutting and processing by pressure. Quality of coverings estimated on thickness of a covering, its porosity, adhesion, uniformity of color scale. On the basis of the lead researches it is established variants and parameters of thermal processing of the alloys providing the best parameters of quality of ionic-plasma coverings.

Среди методов нанесения защитных покрытий особое место занимают вакуумно-плазменные и плазмохимические методы, которые позволяют получать покрытия из самых разнообразных материалов, обладающих высокой адгезией к подложке, износостойкостью, твердостью, коррозионной стойкостью и другими свойствами. Одним из таких методов является метод вакуумно-дугового напыления, который получил широкое применение, главным образом для увеличения износостойкости изделий, но так же с большим успехом может применяться и в качестве декоративного покрытия.

Среди существующих методов широко применяется метод формирования покрытий из потоков металлической плазмы вакуумной дуги. Наибольшее распространение получили вакуумно-дуговые покрытия на основе нитрида титана.

Главным недостатком вакуумно-дугового метода является наличие в плазме большого количества микрокапель испаряемого материала катода, существенно ухудшающих эксплуатационные свойства покрытий. Эта проблема решается путем использования разнообразных устройств для сепарации плазмы, что усложняет и удорожает вакуумно-дуговые установки.

Для деформируемых алюминиевых сплавов наиболее важными, с точки зрения получения качественных покрытий, являются вопросы структурной однородности поверхности и ее шероховатость. Первое обеспечивает однородность свойств покрытий по поверхности изделия, а минимальная шероховатость – адгезионную прочность, стойкость при окислении и абразивном износе. Вместе с тем, при одинаковом значении шероховатости микрогеометрия поверхности после таких финишных операций как шлифование и полирование будет зависеть от

ее твердости. Эти вопросы могут быть решены с помощью подбора режимов деформирования изделий, а также за счет их термического упрочнения.

Исследования проводились на пластинах толщиной 5 мм из сплавов АмГ10, 1160.

На первом этапе проводилась деформация. После нагрева пластины до 500С пластины локально деформировались коническим стальным индентором. При этом осуществлялись различные температурные режимы деформации, отличающиеся скоростью охлаждения сплава.

Глубина проникновения индентора составляла 5 мм при ширине зоны внедрения на поверхности пластины ~ 4-5 мм. Вокруг зоны внедрения формируется зона повышенной травимости, соответствующая области вдавленного металла. Глубина этой зоны может достигать 5-6 мм. Измерение твердости проводились в разных направлениях и расстояниях от зоны внедрения. Было установлено, что наибольшая микротвердость имеет место при измерении под углом 45 от конус а внедрения и составляет 110 кгс/мм², что обеспечивает необходимую твердость для качественного нанесения ионно-плазменного покрытия.

На втором этапе исследовали различные варианты термической обработки деформируемого алюминиевого сплава 1160 системы Al-Cu-Mg. Сплавы этой системы характеризуются наличием вторичных фаз (CuAl₂) и (CuMgAl₂), которые могут вызвать неоднородность структурного состояния поверхности. Нагрев до температуры закалки приводит к полному растворению этих фаз в твердом растворе и при последующем быстром охлаждении формируется однородный пересыщенный твердый раствор легирующих элементов в алюминии.

Исследовались следующие варианты термической обработки: свежезакаленное состояние; закалка + старение; кратные закалки + старение. При этом исследованы варианты с естественным и искусственным старением. Оптимальный вариант и параметры термической обработки устанавливали из условия получения минимальной шероховатости и максимальной твердости поверхности.

В качестве оптимальных вариантов термической обработки установлены следующие: 4-х кратная закалка при 490-500°C + искусственное старение при 115 градусах в течении 150 мин; 3-х кратная закалка + естественное старение в течении 4-х суток.

Рекомендуемые режимы термической обработки деформируемых алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mg дают возможность получить качественные декоративные ионно-плазменные покрытия на изделиях из этих сплавов.

ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ АНОДНЫХ ПЛЕНОК НА АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ В ЩЕЛОЧНОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ

Фильяк М.М., Каныгина О.Н.

Россия, Оренбургский госуниверситет, filyak@mail.ru

DIELECTRIC STRENGTH OF POROUS ANODIC FILMS ON ALUMINUM PRODUCED IN ALKALINE ELECTROLYTE

Filyak M., Kanygina O.

Russia, Orenburg State University, filyak@mail.ru

The kinetic of electrochemical oxidation of aluminum in alkaline electrolyte has been investigated. Dielectric strength of anodic films depended on modes of anodizing has been determined. It was established that the dielectric strength of anodic films obtained in alkaline electrolytes, was not worse than that of films from acidic electrolytes.

Оксидные пленки алюминия находят широкое применение в качестве диэлектрических материалов в приборостроении. Разработана и продолжает совершенствоваться электрохимическая технология создания алюминиевых подложек. Процесс анодирования позволяет получить на поверхности алюминиевой пластины пористый оксид алюминия толщиной от долей до сотен микрометров. Далее поры оксида заполняются диэлектрическим материалом. Такой оксид в зависимости от режимов формирования имеет значение диэлектрической проницаемости в пределах 4 – 9 и пробивное напряжение при толщине оксида 200 мкм составляет 5 – 10 кВ [1]. Анодированные алюминиевые основания могут быть использованы для изготовления гибридных микросхем и многокристальных модулей по любой из известных тонкопленочных и толстопленочных технологий. Применение таких подложек

весьма перспективно в устройствах СВЧ. Так же такие основания используются в технологии создания многослойных систем межсоединений и позволяют создавать подложки со встроенными в их объем пассивными тонкопленочными элементами, резисторами и конденсаторами [2, 3]. Широкая область применения пористых пленок оксида алюминия стимулирует дальнейшие исследования процессов электрохимического анодирования.

Свойства оксидных пленок (удельное сопротивление, электрическая прочность диэлектрическая проницаемость) зависят от природы электролита, его концентрации, температуры и плотности анодного тока.

Традиционными электролитами для получения пористого анодного оксида алюминия являются растворы серной, шавелевой, уксусной, лимонной и др. кислот. В настоящее время известен ряд работ, описывающих получение пористых пленок в щелочных электролитах [4 - 6]. Пленки, полученные в щелочных электролитах, не изучались в широких масштабах. Объем исследований явно не соответствует возможностям анодного окисления алюминия и его сплавов в щелочных средах. Отсутствуют экспериментальные данные по систематизации свойств таких оксидов между собой и с оксидами, полученными в кислых средах. А тем временем анодирование алюминия и его сплавов в щелочных растворах обеспечивает получение безанионного оксида, создает большие возможности набора структурных анионов, разных по природе и, как следствие, изменение функциональных свойств оксидов.

Целью данной работы является определение электрических свойств анодных пленок, полученных электрохимическим окислением в щелочных электролитах в зависимости от режимов анодирования.

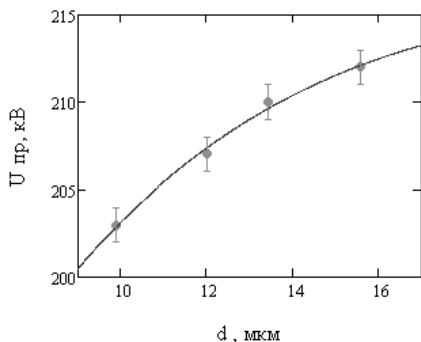


Рисунок 1 – Зависимость пробивного напряжения от толщины оксидной пленки (0,1 М раствор NaOH U= 30В).

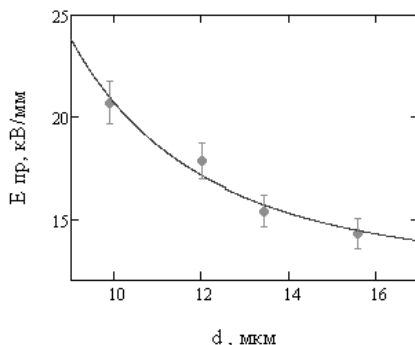


Рисунок 2 – Зависимость электрической прочности от толщины оксидной пленки (0,1 М раствор NaOH U= 30В).

В качестве образцов были выбраны алюминиевые подложки из листового алюминия с содержанием чистого алюминия 99,6% размером $30 \times 10 \times 2$ мм. Перед анодированием образцы механически шлифовали, полировали, обезжировали, травили и отмывали. Анодирование проводили в электролитах на основе гидроксида натрия NaOH с концентрацией 0,1 М в потенциостатическом режиме при напряжении 30 В при комнатной температуре. Образцы размещались на аноде, в качестве катода использовалась свинцовая пластина. Время анодирования составило от 60, 90, 120 и 150 мин. Электрическая прочность является наиболее важным свойством, характеризующими изоляционные свойства оксидных пленок. Электрическую прочность характеризует напряженность электрического поля, при которой происходит резкое увеличение проводимости пленки, пробой. Для определения пробивного напряжения в качестве одного из электродов использовали полусферу, так как при большой площади электродов пробивное напряжение пленки уменьшается из-за наличия дефектов («слабых мест») – неоднородной толщины и шероховатостей на поверхности исследуемого образца. Напряжение, подаваемое на образец, плавно повышали до момента наступления пробоя. Пробивное напряжение определяли в 4–5 местах на поверхности образца. По величине

напряжения пробоя определяли электрическую прочность пленки. Толщину анодной пленки определяли методом светового сечения.

На рисунках 1 и 2 показаны зависимости пробивного напряжения и электрической прочности от толщины анодных пленок, полученных анодированием в 0,1М растворе NaOH при $U = 30В$. С ростом толщины оксидной пленки напряжение пробоя нелинейно увеличивается. Большая электрическая прочность при меньших толщинах является результатом эффекта электрического упрочнения.

По величине электрической прочности анодные пленки, полученные в щелочных электролитах, не уступает пленкам из кислотных электролитов.

МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МИКРОГЕОМЕТРИИ ПОРИСТЫХ АНОДНЫХ ОКСИДОВ НА АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ В ЩЕЛОЧНОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ

Филяк М.М., Каныгина О.Н.

Россия, Оренбургский госуниверситет, filyak@mail.ru

MULTIFRACTAL PARAMETRIZATION OF SURFACE MICROGEOMETRY OF POROUS ANODIC OXIDES ON ALUMINUM PRODUCTION IN ALKALINE ELECTROLYTE

Filyak M., Kanygina O.

Russia, Orenburg State University, filyak@mail.ru

Multifractal analysis of surface porous oxide film on aluminum, produced by electrochemical oxidation in alkaline electrolyte under different conditions of the film formation, has been performed.

Эффективным и технологически простым методом синтеза самоорганизованных наноструктурированных материалов с периодическим расположением нанопор на макроскопических поверхностях является процесс анодирования. Наиболее перспективным материалом для создания нанопористых оксидных слоев является алюминий. Микрогеометрия поверхности пленки анодного оксида алюминия является результатом действия совокупности факторов: времени, концентрации и состава электролита, температуры, напряжения и т.д. Состояние такой системы может быть обусловлено как случайными изменениями параметров самой системы, так и внешними воздействиями. В последнее время растет число публикаций по фрактальному анализу, как инструменту, способному охарактеризовать различные структуры или процессы, происходящие в материалах при образовании этих структур

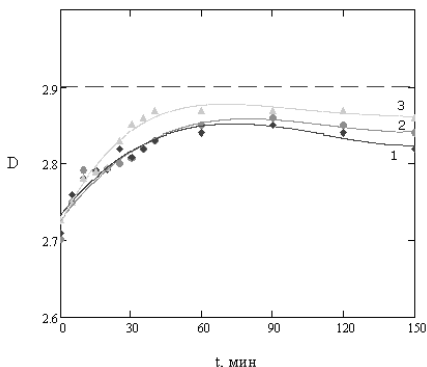


Рисунок 1 – Зависимости фрактальных размерностей поверхностей от времени анодирования при увеличениях: 1 – 150^x, 2 – 500^x, 3 – 700^x.

Анодирование алюминиевых образцов проводили в электролитах на основе гидроксида натрия NaOH с концентрациями 0,1 М в потенциостатическом режиме при напряжении 30 В.

Время анодирования составляло от 5 до 120 мин. Фрактальный анализ проводили по фотографиям оксидной пленки в программном модуле FracLac 2.5 программы ImageJ.

Для отработки технологии анодирования важной оказывается не столько сама величина фрактальной размерности, сколько динамика ее изменения под действием внешних воздействий. На рисунке 1 представлены зависимости фрактальной размерности поверхности образцов от времени анодирования при напряжении 30 В и концентрации электролита 0,1 М. Фрактальные размерности определялись для одного и того же образца при трех увеличениях микроскопа. Горизонтальной линией показана фрактальная размерность идеальной поверхности.

Увеличение фрактальной размерности в процессе анодирования от 2,7 до 2,87 свидетельствует об изменении геометрии исследуемого объекта, в частности, о более развитом рельефе анодной пленки. При этом с ростом увеличения изображения анодной пленки значение фрактальной размерности и характер её зависимости от времени анодирования практически не меняются. Таким образом, предположение о фрактальной природе микрорельефа поверхности анодной пленки является обоснованным.

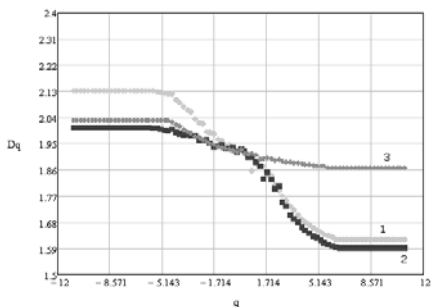


Рисунок 13 – Спектр обобщенных размерностей Реньи для образцов, анодированных при 30 В в растворе NaOH 0,1 М: 1– 20мин., 2 – 60 мин., 3 – эталонная поверхность.

Надо учитывать, что физические фракталы не полностью инвариантны к масштабу. Реальные природные поверхности не обладают одним и тем же размером фрактала во всем возможном диапазоне масштабов.

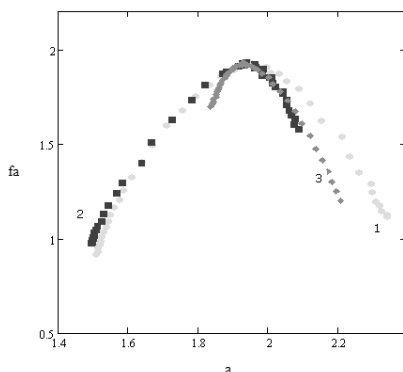


Рисунок 14 – Мультифрактальный спектр для образцов, анодированных при 30 В в растворе NaOH 0,1 М: 1– 20мин., 2 – 60 мин., 3 – эталонная поверхность.

В таких случаях используется понятие о мультифракталах. Мультифрактал в материаловедении определяется как структура, которая порождается существованием разнородных фаз (включений), каждая из которых имеет свою фрактальную размерность. Мультифракталы характеризуются спектром обобщенных размерностей Реньи D_q . Для более

точной оценки анализируемых геометрических объектов используют функцию мультифрактального спектра

Функции $D(q)$ и $f(\alpha)$ дают возможность определить степень однородности и упорядоченности исследуемой системы. Функции мультифрактальных спектров $f(\alpha)$ и спектры обобщенных размерностей Реньи D_q , представленные на рисунках 2 и 3.

Представленные на рисунке 2 зависимости подтверждают, что поверхности анодных пленок имеют мультифрактальную природу, так как функция D_q изменяется с изменением q . У монофракталов $D_q = D_0 = \text{const}$. Величина $K = D_{-\infty} - D_{+\infty}$ может являться мерой стохастичности структуры. Большая величина K соответствует большим значениям энтропии системы.

Из рисунка 3 видно, что с увеличением времени анодирования мультифрактальный спектр становится уже, то есть с ростом времени анодирования поверхность становится более однородной.

По представленным зависимостям были определены эффективные количественные параметры однородности (f_q) и упорядоченности ($\Delta D_q = D_1 - D_{+\infty}$) структуры, установлена корреляция между режимами анодирования и вычисленными мультифрактальными параметрами.

ТЕХНОЛОГИЯ НАНЕСЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ФЕРРОПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В КОМБИНИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ПОЛЯХ

Хейфец М.Л., Хилько Д.Н.

Беларусь, Президиум НАН Беларуси, e-mail: mlk-z@mail.ru

Беларусь, УП «НПО «Центр» НАН Беларуси, e-mail: centrmash@mail.belpak.by

THE TECHNOLOGY TO APPLY HARDENING NANOSTRUCTURAL COATINGS BASED ON FERRO-POWDERY MATERIALS IN COMBINED ELECTROPHYSICAL FIELDS Kheifets M.L., Khilko D.N.

The advantage has been brought out concerning the ultrasonic intensification of the process of ferro-powdery materials surfacing which contribute to the formation of the enhanced hardness thin coatings.

Для восстановления изношенных цилиндрических и плоских поверхностей пар трения используют различные способы нанесения покрытий, позволяющие получать поверхность с требуемым химическим составом, высокой твердостью и износостойкостью. Наиболее перспективными являются электрофизические методы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии [1]. Прогрессивным ресурсосберегающим методом является электромагнитная наплавка (ЭМН) [2], обеспечивающая не только упрочнение поверхностного слоя, но и повышение его физико-химических характеристик. На основе метода ЭМН разработана технология, обеспечивающая нанесение тонких покрытий повышенной твердости при незначительном проплавлении основного металла. Сущность данной технологии заключается в модифицировании поверхностного слоя заготовки легирующими элементами ферропорошка за счет электроискровых разрядов, возникающих при наложении на межэлектродный промежуток совмещенных сверхмощных электромагнитных и акустических полей [3].

В процессе ЭМН изменяются состав и структура поверхностного слоя заготовки. Путем подбора материала порошка, состава рабочей среды, интенсификации процесса можно управлять структурой и свойствами ферропорошковых покрытий.

Цель проведенных исследований – изучение структуры и физико-механических свойств покрытий, полученных электромагнитной наплавкой различных ферропорошковых материалов в ультразвуковом поле.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе NEOPHOT-2. Микротвердость покрытий определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н.

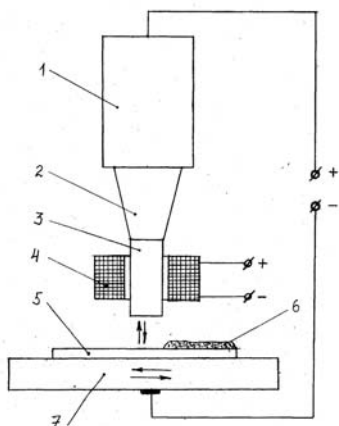


Рис.1. Схема нанесения ферропорошковых покрытий на плоские поверхности в электромагнитном и ультразвуковом полях: 1 – магнестрикционный преобразователь; 2 – волновод; 3 – концентратор (полный наконечник); 4 – катушка электромагнита; 5 – обрабатываемая поверхность; 6 – токопроводящая паста; 7 – стол поперечно-строгального станка.

наплавке порошка С-300, представляет собой мелкодисперсную структуру твердостью 12...12,5 ГПа.

Ультразвук способствует повышению плотности и однородности покрытия, воздействует на формирование его структуры, делая ее более дисперсной.

При наплавке порошков Fe-V(2%) и С-300 без ультразвукового воздействия на расплав формируются покрытия твердостью 3,5 ГПа и 7,5...8 ГПа соответственно.

Таким образом, проведенные экспериментальные исследования подтвердили влияние ультразвуковой обработки на строение и свойства наплавленных материалов и позволили разработать технологию и оборудование для нанесения упрочняющих покрытий на рабочие поверхности изделий на основе ферропорошковых материалов в составе паст в комбинированных электромагнитных и ультразвуковых полях, обеспечивающих повышение качества покрытий, производительности и стабильности процесса.

Наплавка ферромагнитных порошков Fe-V (2%) и С-300 в составе пасты производилась на плоские заготовки из углеродистой стали при силе сварочного тока 85-90 А, магнитной индукции 0,9- 1,0 Тл, частоте ультразвуковых колебаний 21-23 кГц и амплитуде колебаний 8-12 мкм. Волновод ультразвукового генератора УЗГ-2,5 и изделие подключали к сварочному выпрямителю ВД-401, и на рабочую зону одновременно налагали электромагнитное и ультразвуковое воздействия (см. рис.1).

Металлографические исследования упрочненных слоев, полученных наплавкой ферропорошков Fe-V (2%) и С-300 с ультразвуковым воздействием на расплав, позволили установить особенности формирования структур (см. рис.2).

Наплавленный слой, полученный при наплавке порошком сплава Fe-V(2%) представляет собой конгломерат очень мелких дисперсных пластин, по фазовому составу являющихся пересыщенным твердым раствором ванадия в α -железе. Основная часть покрытия имеет дендритно-ячеистое строение, ориентированное в направлении действия ультразвука, т.е. перпендикулярно к поверхности образца. Микротвердость поверхностного слоя составляет 8 ГПа.

Сплав С-300 представляет собой высокохромистый чугун эвтектического состава из α -фазы и сложных карбидов на основе хрома, ванадия и бора. Покрытие, полученное при наплавке порошка С-300, представляет собой мелкодисперсную структуру твердостью 12...12,5 ГПа.

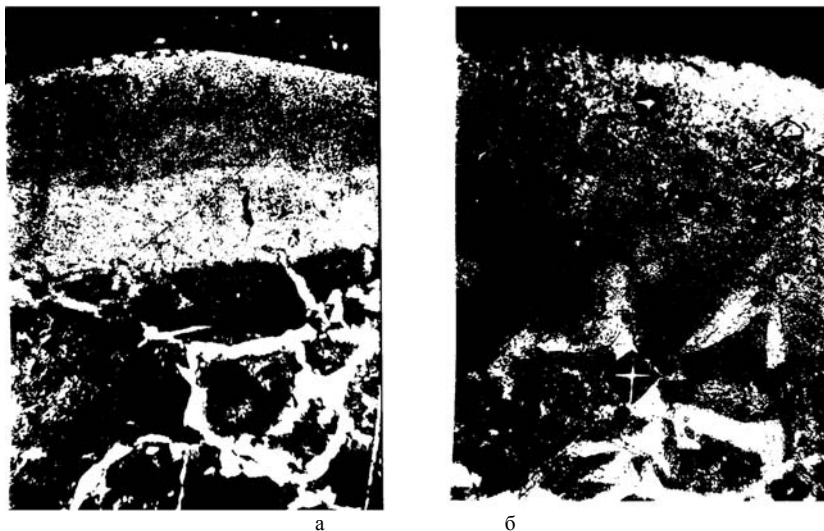


Рис. 2. Микроструктура упрочненного слоя после наплавки различных ферропорошковых материалов в комбинированных электрофизических полях: а – С-300 (x200); б – Fe-V (2%) (x400).

Литература

1. Теоретические основы проектирования технологических комплексов / А.М. Русецкий, П.А. Витязь, М.Л. Хейфец и др. – Минск: Беларус. навука, 2012 г. – 239 с.
2. Технологические основы обработки изделий в магнитном поле / П.И. Ящерицын, Л.М. Кожуро, А.П. Ракомсин и др. – Мн.: ФТИ НАН Беларуси, 1997 г. – 416 с.
3. Способ наплавки: пат. 3906 Респ. Беларусь, МПК 7 С 23С 26/02, В 22F 3/105 // Л.М. Акулович, Л.М. Кожуро, В.И. Гальго, А.С. Шилаев, Н.Ф. Лугаков, Д.Н. Хилько, А.С. Стукин; заявитель Государственное предпр. "Конструкторско-технологический институт средств механизации и автоматизации". – № а 19980370, заявл. 16.04.1998; опубл. 30.06.2001.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ФЕРРОПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ РАЦИОНАЛЬНЫМ ВЫБОРОМ РАБОЧЕЙ СРЕДЫ

Хейфец М.Л., Бородавко В.И., Хилько Д.Н.

Беларусь, Президиум НАН Беларуси, e-mail: mlk-z@mail.ru
 Беларусь, УП «НПО «Центр» НАН Беларуси, e-mail: centrmash@mail.belpak.by

QUALITY ASSURANCE OF FERROPOWDERY COATINGS BY THE RATIONAL CHOICE OF THE OPERATING ENVIRONMENT

Kheifetz M. L., Borodavko V.I., Khilko D.N.

The research has been carried out on the effect of the process fluid on the uniformity and micro-hardness of the coatings obtained by the arc surfacing of the ferro-powder in the magnetic field.

Нанесение покрытий на рабочие поверхности деталей и узлов машин является эффективным технологическим приемом, используемым для повышения работоспособности, восстановления и ремонта технологического оборудования. Из многообразия методов нанесения покрытий все большее применение получают электрофизические способы, основанные на использовании концентрированных потоков энергии [1]. Прогрессивным ресурсосберегающим методом является электромагнитная наплавка (ЭМН), обеспечивающая не только упрочнение поверхностного слоя, но и повышение его физико-химических свойств [2]. Данный способ

обеспечивает нанесение тонких покрытий (50-250 мкм) при незначительном проплавлении основного металла. Сущность способа заключается в модифицировании поверхностного слоя заготовки легирующими элементами ферропорошка за счет возникновения электроискровых разрядов при наложении на межэлектродный промежуток мощных электрофизических полей.

В процессе ЭМН изменяются состав и структура поверхностного слоя заготовки. Путем подбора материала порошка, состава рабочей среды, параметров импульсных разрядов можно управлять качеством ферропорошковых покрытий.

Цель проведенных исследований – экспериментальная оценка сплошности и микротвердости ферропорошковых покрытий, сформированных ЭМН с использованием различных рабочих сред.

В качестве исследуемых рабочих сред были выбраны смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ) базового ассортимента, используемые при обработке металлов резанием: 5%-ный водный раствор концентрата Аквол-11 (синтетическая); 5%-ный водный раствор концентрата Syntilo R4 (полусинтетическая); 5%-ный водный раствор концентрата Syntilo RHS (полусинтетическая); 5%-ная водная эмульсия Э-2Б.

Осуществляли наплавку ферромагнитного порошка Fe-V(2%) на образцы из отожженной стали 45. Для проведения микрорентгеноспектрального анализа поверхности микрошлифов использовали сканирующий электронный микроскоп NANOLAB-7, снабженный спектрометром с дисперсией по энергии System 860 SR2-500. Микротвердость покрытий определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н.

В результате экспериментальных исследований установлено, что при ЭМН с использованием различных рабочих жидкостей возможно формирование наплавленного слоя с неоднородной сплошностью [3]. Результаты микрорентгеноспектрального анализа распределения ванадия, марганца и кремния в наплавленных слоях подтвердили, что рабочая жидкость значительно влияет на коэффициент перехода легирующих элементов из материала порошка в покрытие. Так, коэффициент перехода ванадия имеет наибольшее значение при использовании в качестве рабочих жидкостей 5%-ных водных растворов концентратов Syntilo R4 и Syntilo RHS, а наименьшее значение при использовании 5%-ных водных растворов концентрата Аквол-11 и эмульсола Э-2Б.

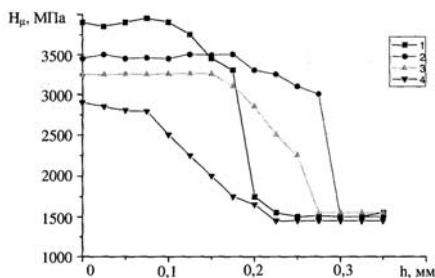


Рис. 1. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя при электромагнитной наплавке порошка Fe-V(2%) с использованием в качестве рабочих жидкостей 5%-ных водных растворов концентратов: 1 – Аквол-11; 2 – Syntilo R4; 3 – Syntilo RHS; 4 – Эмульсол Э-2Б

Такая зависимость определяется электрической проводимостью рабочих жидкостей. Использование рабочих жидкостей с наименьшей электрической проводимостью способствует протеканию электрического тока через формируемые магнитным полем цепочки ферропорошка, в результате чего процесс происходит стабильно и формируется покрытие повышенной сплошности. Увеличение проводимости рабочих жидкостей способствует пробую межэлектродного промежутка, при этом на поверхности детали в месте действия импульса тока происходит электрическая эрозия металла, что приводит к снижению производительности процесса и качества формируемого покрытия.

При ЭМН с использованием различных видов рабочих жидкостей формируются различные как по структуре, так и по величине зоны наплавленного покрытия и термического влияния. Общим для всех микроструктур является то, что наплавленный слой характеризуется макроструктурой литого металла. Ему присуща первичная дендритная микроструктура кристаллизации, тип которой зависит от скорости кристаллизации. Наплавленный слой представляет собой конгломерат очень мелких пластин, по фазовому составу являющихся пересыщенным твердым раствором ванадия в железе. Микроструктуры упрочненных слоев

отличаются строением и размерами зоны термического влияния. В зависимости от охлаждающей способности рабочей жидкости эта зона может иметь структуру перлита, троосто-мартенсита, мартенсита.

На рис. 1 представлены зависимости изменения величины микротвердости по глубине поверхностного слоя, сформированного ЭМН порошка Fe-2%V с использованием различных рабочих жидкостей.

В приведенных зависимостях можно выделить три участка, отличающиеся характером изменения твердости: покрытие, зона термического влияния и основа. Влияние рабочих жидкостей на микротвердость покрытий можно расположить в ряд по охлаждающей способности в порядке убывания: Аквол-11 ($\alpha=1500$ Вт/(м²·К) → Syntilo R4 ($\alpha=850$ Вт/(м²·К) → Syntilo RHS ($\alpha=750$ Вт/(м²·К) → Эмульсол Э-2Б ($\alpha=560$ Вт/(м²·К). Охлаждающая способность рабочих жидкостей характеризуется темпом охлаждения помещенного в нее нагретого металлического образца с зачеканенной термопарой. Темп охлаждения численно равен времени, за которое первоначальная температура образца уменьшится в 2,72 раза.

Результаты проведенных исследований подтвердили влияние свойств рабочей среды на толщину покрытий при наплавке ферропорошков и физико-химические характеристики упрочненных слоев.

Предложены практические рекомендации по использованию СОЖ в установках ЭМН для получения износостойких покрытий на рабочих поверхностях деталей машин, работающих в различных условиях: для обеспечения максимальной износостойкости в условиях абразивного износа рекомендуются к использованию синтетические и полусинтетические СОЖ; а для обеспечения максимальной ударной вязкости при знакопеременных нагрузках – эмульсии.

Литература

1. Теоретические основы проектирования технологических комплексов / А.М. Русецкий, П.А. Витязь, М.Л. Хейфец и др. – Минск: Беларус. навука, 2012 г. – 239 с.
2. Технологические основы обработки изделий в магнитном поле / П.И. Ящерицын, Л.М. Кожуро, А.П. Ракомсин и др. – Мн.: ФТИ НАН Беларуси, 1997 г. – 416 с.
3. Хилько ДН Роль рабочей жидкости при электромагнитной наплавке // Материалы, технологии, инструменты. – 1998. – Т. 3., № 2. – С. 73 - 74.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ТЕРМОУСТОЙЧИВОСТИ К ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯМ АНОДНЫХ СЛОЕВ В Al-Al₂O₃-СТРУКТУРАХ **Шиманович Д.Л.**

*Беларусь, Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
e-mail: ShDL@tut.by*

STUDY OF INTERNAL STRESSES AND THERMAL STABILITY OF CRACKS FORMATIONS IN ANODIC LAYERS IN Al-Al₂O₃ STRUCTURES **Shimanovich D.L.**

Anodic alumina internal stresses in Al-Al₂O₃ structures formed by the anodization process in 5% H₂C₂O₄ and 10% H₂SO₄ electrolytes are studied. Influences of anodization voltage and Al-Al₂O₃ thicknesses ratio on internal stresses are demonstrated. Technological approaches with various electrochemical and temperature regimes for the fabrication of thick nanoporous Al₂O₃ layers with improved thermal stability of cracks formations due to the combined morphological restructuring in Al₂O₃ layers are presented.

Известно, что анодный Al₂O₃ формируется на поверхности алюминия и его сплавов с использованием процесса электрохимического окисления (анодирования) и обладает чрезвычайно развитой пористой упорядоченной наночастицей структурой. Важно, что процессом формирования Al₂O₃ можно целенаправленно управлять, достигая необходимых в получаемых наноструктурах структурно-морфологических и электрофизических эксплуатационных характеристик [1, 2].

Из-за существенного различия температурных коэффициентов линейного расширения алюминия и его оксида Al_2O_3 (при комнатной температуре $22,9 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ и $7,210 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ соответственно) как в процессе роста анодного Al_2O_3 , так и в его сформированном состоянии возникают внутренние механические напряжения на границе фазового перехода $Al-Al_2O_3$, что приводит при осуществлении ряда технологических операций (термоотжига, напыления пленок, травления и др.) к растрескиванию наноструктурированных пленок пористого анодного Al_2O_3 . Поэтому весьма актуальным является вопрос улучшения термостойкости формируемых Al_2O_3 слоев.

Следует заметить, что на границе раздела $Al-Al_2O_3$ существуют 3 области, относящиеся к металлу: область пластической деформации Al , непосредственно примыкающая к Al_2O_3 , область упругой деформации Al и массив Al основания, а толщина пластически деформированного Al пропорциональна трем радиусам ячеек нанопор в их сферическом основании [2]. Следовательно, можно добиваться изменения механических напряжений на границе раздела $Al-Al_2O_3$ и повышения устойчивости Al_2O_3 к образованию трещин при термоударах за счет изменения толщины деформированного слоя Al в результате выбора различных электрохимических и температурных режимов анодирования и изменения геометрических размеров нанопористой структуры формируемого Al_2O_3 .

Выяснено, что в двухслойной структуре $Al-Al_2O_3$ возникают сжимающие внутренние напряжения в оксиде и растягивающие внутренние напряжения в алюминии. Величина этих внутренних напряжений зависит не только от режимов электрохимического процесса анодирования, а также от соотношения толщин Al_2O_3 и Al в их общей системе, от температуры предварительной термической обработки Al и т.д.

Проведен анализ и исследовано влияние напряжения анодирования в 5% $H_2C_2O_4$ на внутренние напряжения в пористой пленке Al_2O_3 в системе с Al при его толщине $d=1 \cdot 10^3$ мкм, которые показали, что с увеличением напряжения формовки и с ростом толщины анодного Al_2O_3 внутренние напряжения снижаются. Проведена сравнительная оценка внутренних напряжений в Al_2O_3 при использовании 5% $H_2C_2O_4$ и 10% H_2SO_4 . Результаты исследований представлены на рис. 1 (а, б).

Проведено ряд сравнительных экспериментов по различным электрохимическим режимам анодирования Al и по оптимизации термоударов сформированных пленок нанопористого Al_2O_3 :

-традиционное толстослойное анодирование Al в комбинированном (гальваностатическом (ГСП) ($I=\text{const}$) и потенциостатическом (ПСП) ($U=\text{const}$)) режиме в 5% $H_2C_2O_4$ при $T=18-20^\circ\text{C}$;

-ступенчатое анодирование, когда напряжение формовки U задавалось постоянным на определенное время проведения анодирования, а затем принудительно скачкообразным способом изменялось до другого значения $U=\text{const}$ на определенное время, причем, это значение U могло быть ниже, либо выше предыдущего. На стационарной стадии роста нанопористого оксида алюминия геометрические размеры его ячеек пропорциональны напряжению анодирования. Следовательно, если в какой-то момент стационарного роста оксида скачкообразно изменить напряжение анодирования, то размеры ячеек изменяются в соответствии с его новым значением, т.е. в случае уменьшения напряжения количество пор на единице поверхности оксида должно увеличиться, а в случае увеличения напряжения их число должно уменьшиться. Таким образом, осуществлялась перестройка нанопористой структуры анодного Al_2O_3 ;

-режим анодирования, когда на завершающем этапе применялся тот же электролит (5% $H_2C_2O_4$), но при повышенной $T=35^\circ\text{C}$ в течение 5 мин;

-режим со сменой электролитов в процессе анодирования (10% H_2SO_4 ; 5% $H_2C_2O_4$; 10% CrO_3).

После процессов анодирования образцы подвергались термоудару (испытанию на механические деформации нанопористого Al_2O_3 под действием высокой температуры), причем, как двойному, когда образцы помещались в печь при установившейся температуре $T=400^\circ\text{C}$ на 1 ч и извлекались из печи сразу же после такого испытания, так и одиночному прямому термоудару (резкий перепад температуры только в сторону увеличения) с температурой $T=400^\circ\text{C}$ в течение 1 ч и с постепенным уменьшением температуры до комнатной.

Оптимальным оказалось использование следующего электрохимического и температурного режима анодирования Al толщиной 110^3 мкм с предварительным его

термоотжигом до анодирования при $T=400^{\circ}\text{C}$ в течение 30 мин и с толщиной сформированного Al_2O_3 - 80 мкм:

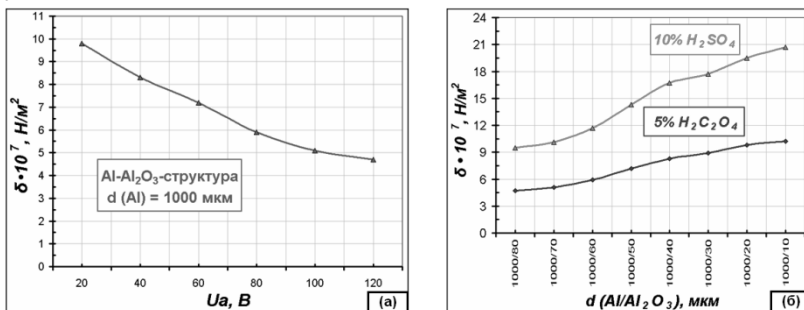


Рис. 1. Зависимость величины внутренних напряжений в пористой пленке Al_2O_3 : (а)- от напряжения анодирования (в 5% $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$); (б)- от соотношения толщин $d \text{ Al} / d \text{ Al}_2\text{O}_3$ в системе $\text{Al}-\text{Al}_2\text{O}_3$ при использовании 5% $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$ и 10% H_2SO_4 в процессе анодирования.

-первое анодирование в 10% H_2SO_4 при потенциале $U=\text{const}=10 \text{ В}$ в течение 40 мин при $T=13^{\circ}\text{C}$ с целью формирования наноструктурированного Al_2O_3 с малыми геометрическими размерами (диаметром) пор;

-основное толстослойное анодирование в 5% $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$ в ГСР при плотности тока $j=\text{const}=40 \text{ мА}/\text{см}^2$, а затем в ПСР при $U=\text{const}=120 \text{ В}$ в течение 1 ч 30 мин при $T=18^{\circ}\text{C}$;

-заключительный этап анодирования в 10% CrO_3 в течение 10 мин при $U=70 \text{ В}$ и $T=30^{\circ}\text{C}$, что дает возможность получить эластичные оксидные пленки с более высоким температурным коэффициентом линейного расширения Al_2O_3 .

После такого режима образцы подвергались термоудару при $T=400^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч с плавным понижением температуры до комнатной в течение 10 ч.

В результате проведения таких технологических решений со сменой электролитов (10% H_2SO_4 ; 5% $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$; 10% CrO_3) анодные нанопленки Al_2O_3 обладали повышенной термоустойчивостью к трещинообразованию после термоудара. Сравнительный анализ образцов показал, что это выражалось либо в отсутствии трещин, сколов, либо в их единичном характере по случайным дефектам обработки поверхности, дефектам примесей в отличие от тех образцов, которые анодировались традиционным способом в одном 5% $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$, и где трещины Al_2O_3 после термоудара располагались в виде густой сетки.

Литература

1. Сокол В.А., Яковцева В.А., Шиманович Д.Л. Особенности применения пористых оксидов алюминия. Доклады БГУИР, 2012, № 2 (64), стр. 21-27.
2. Сокол В.А. Анодные оксиды алюминия. Мн.: Бестпринт, 2011, 431 с.

УПРАВЛЕНИЕ СТРОЕНИЕМ, МОРФОЛОГИЕЙ И ДИСПЕРСНОСТЬЮ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЗА СЧЕТ ВВЕДЕНИЯ НАНОПОРОШКА В ЗОНУ СВАРКИ

Шляхова Г.В., Данилов В.И., Зернин Е.А.¹, Колмогоров Д.Е.¹

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия, shgv@ispms.tsc.ru
¹Юргинский технологический институт (филиал), г. Юрга, Россия

MANAGEMENT OF THE STRUCTURE, MORPHOLOGY AND DISPERSION OF THE BUILT-UP METAL AT THE EXPENSE OF NANOPOWDER INTRODUCTION IN THE WELDING ZONE
 Shlyakhova G. V., Danilov V. I. Zernin E.A. Kolmogorov D E

At various methods of welding by melting the crystal structure of metal of the seam, connected with conditions of transition of a welding bathtub from a liquid state in firm, is one of the factors

defining quality and properties of this site of welded connection. In this work it is offered to operate a structure, morphology and dispersion of the built-up metal at the expense of a new way of introduction of nanopowder in a welding zone. This way consists in dosed giving of the nanostructured particles of chemical elements, through protective gas.

В данной работе предлагается управлять строением, морфологией и дисперсностью наплавленного металла за счет нового способа введения нанопорошка в зону сварки. Способ заключается в дозированной подаче наноструктурированных частиц химических элементов, через защитный газ. В экспериментах исследованиях введение нанопорошков в сварочную ванну осуществлялось через устройство (Рис. 1).

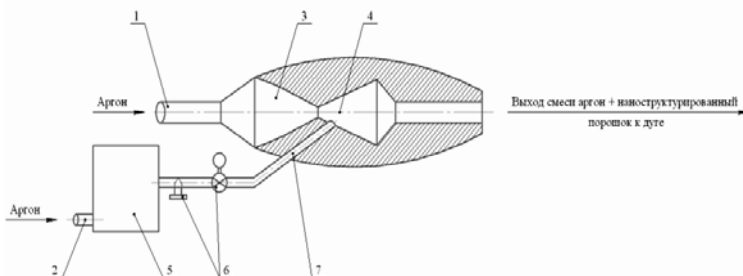


Рис. 1. Схема устройства подачи нанопорошка в зону сварки: 1, 2 – ниппеля, 3 – инжектор, 4 – смесительная камера, 5 – накопитель наноструктурированных порошков, 6 – вентиль с датчиком регулировки концентрации наноструктурированных тугоплавких частиц в защитном газе, 7 – канал.

Анализ исследования показал, что структура основного металла во всех случаях соответствует структуре горячекатаной нержавеющей стали 12Х18Н10Т. Представлена полиэдрическими двояковыпуклыми зернами, средний размер которых составляет 30 ± 10 мкм [1]. Наплавленный металл имеет слоистое строение. Вблизи свободной поверхности тепловод слабый, поэтому кристаллизация происходит по механизму формирования полиэдрических зерен, дендриты практически не успевают сформироваться. В остальной части наплавленного металла происходит типичная дендритная кристаллизация. Примерно половина объема наплавленного металла занята ориентированными дендритами. В образцах при наплавке в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением W и Al_2O_3 этот слой занимает меньше половины, а в образце при наплавке в среде аргона проволокой сплошного сечения – больше. Имеется и слой неориентированных дендритов. Такой слой наиболее широк в образце при наплавке в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением Al_2O_3 . Сварной шов образца при наплавке в среде аргона проволокой сплошного сечения уступает образцам при наплавке в среде аргона проволокой сплошного сечения с добавлением W и Al_2O_3 . Наиболее равновесная структура по размеру дендрита достигается с применением наноструктурированного порошка Al_2O_3 .

Литература:

1. Кузнецов, Зернин Е.А., Колмогоров Д.Е., Шляхова Г.В., Данилов В.И. Строение, морфология и дисперсность металла, наплавленного дуговой сваркой плавящимся электродом в аргоне в присутствии наноструктурированных модификаторов. // Сварка и диагностика. – 2012. - №6. – с. 9-10.

СЕКЦИЯ 8

*ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНЫХ
КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И
НАНОМАТЕРИАЛОВ (КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ,
ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК, ГЕТЕРОСТРУКТУР,
ФУЛЛЕРЕНОВ, ПЕНОМАТЕРИАЛОВ И СОТОВЫХ СТРУКТУР)*

STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF LAYERED CRYSTALS OF SEMICONDUCTOR COMPOUNDS

Kolesnikov N.N., Borisenko E.B., Borisenko D.N., Bozhko S.I., Timonina A.V.

Institute of Solid State Physics Russian Academy of Sciences, Russia

e-mail: borisenk@issp.ac.ru

Among diversity of semiconductors layered crystals represent a special class of materials. Here are considered just three compounds of this class: GaSe, GaTe and Bi₂Se₃. All of them are of practical interest due to their unique properties predetermined by their structure. Gallium selenide is applied in nonlinear optics, due to its high nonlinear refraction coefficient it is used in optical converters. Gallium telluride is also used in optics and is a promising material for sensors, in particular, ionizing radiation detectors. Bismuth selenide is well known for its high thermoelectric properties, but recently it also attracts attention as topological insulator.

One of the great difficulties in growing these crystals is high anisotropy of their structure and, respectively, of their properties caused by a difference in chemical bonds in and between the layers, which are covalent and Van der Waals, respectively. Therefore, the main obstacle in growing rather big perfect crystals is deviation from crystallographic axis during growth from melt. Another problem is deviation from stoichiometry caused by a difference in partial pressures and a difference in diffusion coefficients of the components in argon, which especially concerns gallium selenide and telluride.

Physical characteristics of materials important both for mechanical processing and for performance are their mechanical properties, mechanical strength, resistance to stress. This is crucial for cutting and polishing crystals for optics. It is especially difficult to obtain reliable experimental data for layered crystals, which tend to lamination, bending and cracking under load.

This work was aimed at studying of growth conditions for producing bulk single crystals of gallium selenide, gallium telluride, and bismuth selenide and measuring their Vickers microhardness, considering the layered structure of the crystals.

High-pressure vertical zone melting (HPVZM) technique under Ar pressure was used for crystal growth. The precursors in all cases were synthesized from the components of high purity grade in evacuated silica tubes under pressure 10⁻³ mbar. Stoichiometric compounds of respective compositions were obtained. Then the synthesized materials were melt and grown from graphite crucibles on AG-5 set up under argon pressure from 50 to 100 atm for different materials at pulling rate from 5 to 10 mm/h.

Rather perfect single crystals of 10-20 mm in diameter and 70-100 mm in length with disorientation of adjacent subgrains no more than 1-2 degrees and mirror cleavage plane were grown. Quality of the crystals was estimated by Laue patterns. Rocking curves have shown the highest quality of GaSe crystals (FWHM no more than 150 arcsec at 5 mm slit). It should be noted that unstable growth conditions bring to dendrite growth. Dendrites at different scales were found by optic microscopy, scanning electron microscopy and atomic force microscopy in GaSe and GaTe crystals at high pulling rates and gradient in the melting zone higher than 100 K/cm. The contrast in dendrite areas observed in back scattered electron mode in SEM was tested by electron probe microanalyses. It was found that gallium telluride compound decomposes in dendrite areas and components redistribute, while elsewhere the stoichiometric composition remains unchanged. Therefore, conditions for growth of stoichiometric crystals were experimentally found.

Crystal structure and phase composition of the grown crystal were studied by X-ray powder diffraction. It was found that GaSe and Bi₂Se₃ crystals grow in their stable phases. Single crystals of GaSe were hexagonal with the unit cell parameters $a = 0.376$ nm, $c = 1.595$ nm (37-931 JCPDS). Single crystals of Bi₂Se₃ were rhombohedral with $a = 0.414$ nm, $c = 0.286$ nm (33-0214 JCPDS). On the other hand, GaTe did not grow in its stable monoclinic phase. As grown crystal had hexagonal structure with the unit cell parameters $a = 0.406$ nm, $c = 1.696$ nm, $\gamma = 120^\circ$ (-089-2675 ICDD) which gradually transformed into monoclinic phase with the unit cell parameters $a = 1.740$ nm, $b = 1.045$ nm, $c = 0.408$ nm, $\gamma = 104.44^\circ$ (33 -571 JCPDS) during a year. Even then two weak lines of the hexagonal phase remained.

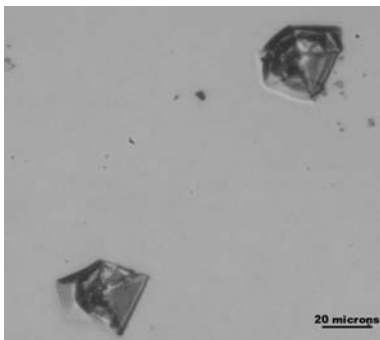


Fig. 1. Indentations in Bi_2Se_3 (0001),
 $p = 20$ g, optical microscopy

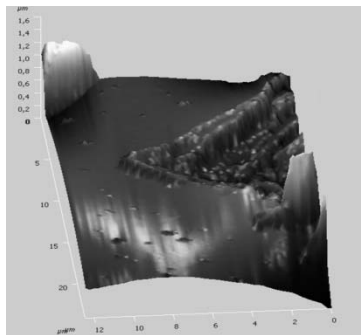


Fig. 2. Indentation in GaSe (0001),
 $p = 20$ g, AFM image

It is quite difficult to obtain reliable data on microhardness of layered crystals, because they are prone to cracking and laminating under load, form asymmetric piles around indentation (Fig. 1), fine structure of the indentation is terraced (Fig. 2) unlike smooth surface of indentation in depth of other materials. Despite these obstacles, we have found a range of loads where results were reproducible. Vickers microhardness is characterized by indentation depth $h = d/7$, where d is diagonal of indentation. Using AFM semi-contact mode, we measured depths of indentations and made a conclusion that the hardness measurements are reliable in the loading range $p = 20\text{-}30$ g. According to the measurements, HV microhardness in cleavage planes is: $\text{GaSe } H_{[110]} = 350$ MPa, $H_{[100]} = 250$ MPa; $\text{GaTe } H_{[100]} = 335$ MPa, $\text{Bi}_2\text{Se}_3 H_{[100]} = 840$ MPa. Anisotropy of microhardness is found in the basis plane of GaSe and is yet to be studied in GaTe and Bi_2Se_3 crystals.

ВЫБОР КРИТЕРИЯ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ ИСКУССТВЕННОГО САПФИРА И КВАРЦА, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОГО ВСЕСТОРОННЕГО ДАВЛЕНИЯ

Алиев М.М., Шафиева С.В., Каримова Н.Г.

Россия, ГБОУ ВПО Альметьевский государственный нефтяной институт,
 alievmm@rambler.ru, shafieva_sv@mail.ru, karimovang@mail.ru

CHOICE OF THE CRITERION OF STRENGTH FOR SYNTHETIC SAPPHIRE AND QUARTZ, WORKING IN CONDITIONS OF HIGH PRESSURES

Aliev M.M., Shafieva S.V., Karimova N.G.

The paper discusses the criteria of strength that can be used to estimate the strength of parts made of synthetic sapphire and quartz operating at high hydrostatic pressures. A comparative analysis of different criteria and criteria developed by the authors, with the results of experiments, borrowed from the works of P. Bridgman.

Создание новых материалов, работающих в условиях высоких механических напряжений, требует найти приемлемый критерий прочности для расчета деталей из таких материалов.

Современные технологии выращивания синтетического (искусственного) сапфира – сверхпрочного материала в промышленных условиях позволили значительно расширить область его применения. Этот материал широко применяется в медицине, в машиностроении в узлах и деталях с высокими механическими нагрузками, а также благодаря повышенной твердости - в буровых коронках, для производства иллюминаторов в космических станциях.

Пластины кварца используют в точных устройствах, в механизмах для измерения давления. Кварц применяется в стекольной и керамической промышленности, в производстве кремнезёмистых огнеупоров.

Испытания на прочность при простых видах деформации показывают, что искусственный сапфир и кварц являются разносопротивляющимися материалами.

В работе рассматриваются критерии прочности, которые могут быть пригодными для расчета деталей из синтетического сапфира и кварца, работающих в условиях высоких гидростатических давлений.

Как известно о достоверности того или иного критерия прочности можно судить, сопоставляя экспериментальные значения с теоретическими.

В данной работе экспериментальная проверка критериев прочности разносопротивляющихся материалов осуществляется согласно работам П. Бриджмена [1] по испытанию искусственного сапфира и кварца в условиях трехосного сжатия на разработанной им установке.

Для сравнения экспериментальных и теоретических результатов рассмотрен предложенный авторами критерий на основе экспоненциальной зависимости между первым инвариантом тензора напряжений I_1 и вторым инвариантом девиатора тензора напряжений I_{D2} [2], который имеет полиномиальный вид и отличается от других известных критериев наличием второго инварианта девиатора тензора напряжений I_{D2} в различных степенях. Это позволяет зависимость между I_{D2} и I_1 варьировать принятием I_{D2} с различными постоянными коэффициентами. При этом удастся каждый раз записать новый критерий.

Из сравнения результатов эксперимента с теоретическими данными для искусственного сапфира и кварца следует, что наибольшее соответствие с опытными данными имеют результаты, полученные согласно критерию, предложенному в [2]. Критерий Мизеса - Шлейхера следует считать неприемлемым для расчета на прочность деталей из искусственного сапфира и кварца, работающих при всесторонних давлениях высокой интенсивности.

Литература

12. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций и разрыва. – М.: Изд-во ин. лит., 1995. – 444 с.

13. Алиев М.М., Шафиева С.В., Каримова Н.Г. Критерии прочности и разрушения разнопрочных материалов с учетом влияния всестороннего давления // Вестник ЧГПУ им. И.Я. Яковлева. Серия: Механика предельного состояния. – 2012. - №3(13). – С. 64-71.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВ УГЛЕГРАФИТОВЫХ КАРКАСНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРОПИТАННЫХ МЕДНЫМИ СПЛАВАМИ

Антипов В.И.¹, Виноградов Л.В.¹, Гулевский В.А.², Колмаков А.Г.¹, Лазарев Э.М.¹

¹Россия, ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

²Россия, Волгоградский государственный технический университет

(e-mail: antipov@imet.ac.ru)

STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE GRAPHITIZED CARBON FRAME COMPOSITE MATERIALS IMPREGNATED WITH COPPER ALLOYS

Antipov V.I.¹, Vinogradov L.V.¹, Gulevskii V.A.², Kolmakov A.G.¹, Lazarev E.M.¹

¹Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences

²Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

В статье приводится описание микроструктуры и свойств углеграфитовых композиционных материалов каркасного типа, полученных пропиткой медными сплавами. Приводятся результаты механических испытаний полученных композитов, а также измерения степени пропитки и электротехнических свойств.

Description of microstructure and properties of the carbon-graphite composite skeleton materials obtained by copper alloys impregnation is considered in the article. The results of the mechanical tests of the obtained composites, infiltration level and electro technical properties tests are shown.

Одним из перспективных направлений в современном материаловедении является разработка и создание новых композиционных материалов (КМ) на основе углеграфита. Это обусловлено уникальными физико-химическими свойствами данного материала, позволяющими создавать композиты с широким диапазоном технико-эксплуатационных характеристик [1]. Среди других композитов на углеродной основе заметное место занимает КМ, получаемый

пропиткой графитового пористого каркаса расплавами различных металлов. Такие композиты приобретают как свойства углерадита (высокие антифрикционные характеристики, химическая стойкость при повышенных температурах, и т.д.), так и свойства пропиточных металлов (высокие механическая прочность и пластичность, электро- и теплопроводность) [2]. Композиты такого типа широко применяются в качестве уплотнительных материалов в гидродинамических устройствах, подшипниках скольжения, направляющих, электрофрикционных материалах, а также вставок в токоприемниках электрифицированного железнодорожного и городского транспорта.

При создании металлопропитанных КМ электротехнического назначения в качестве пропитывающего компонента используется медь. Однако чистая медь как конструкционный материала обладает недостаточно высокими прочностными и трибологическими характеристиками, а также практически не смачивает углерадитовый каркас [3,4]. Поэтому жидкая медь без внешнего давления не способна проникнуть в поры углерадитового каркаса, и на практике пропитку осуществляют при высоких температурах и большим избыточным давлением.

В данном исследовании для пропитки пористого углерадита расплавленной медью был применён приём компрессионного литья в варианте метод прямого прессования [5]. Схема метода такова: в пресс-форму с расплавленным в ней металлом погружают заготовку из пористого графита, вакуумируют и с помощью плунжера прикладывают избыточное давление. С помощью указанного способа были получены образцы медно-углерадитовых КМ, с помощью которых исследовали влияние исходных характеристик матричного сплава и пористой углерадитовой основы на структуру и свойства КМ. В качестве каркаса наиболее подходящими оказались графиты марок Sigri (SGL Carbon AG, Германия), CG-365 (Electrocarbon Topolcany, Словакия) и АГ-1500 (Московского электродного завода), а также, выбранный в качестве исходного аналога, графит марки ГЭ

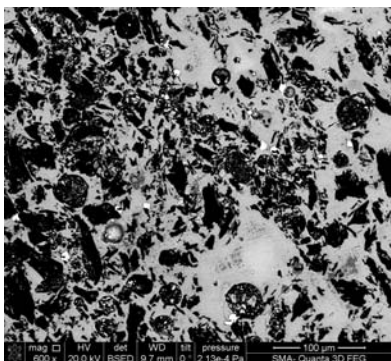


Рис. 1. Микроструктура композиционного материала «углерадит – сплав меди»

Новочеркасского электродного завода. Детальный анализ структуры композита, пропитанного сплавом на основе меди и фосфора, легированного поверхностно-активными элементами, показал, что при определённых параметрах процесса в графитовом каркасе образуются непрерывные, нитевидные токопроводящие медные прожилки с поперечным размером 8 мкм (рис. 1). Результаты измерения электрических и механических характеристик показали, что удельная электрическая проводимость и прочностные свойства получаемых композитов несколько уступают меди, но значительно превосходят проводимость и прочность обычных спеченных углерадитовых материалов.

Выводы

Обнаружено, что в металлографитовом композите каркасного типа в процессе пропитки углерадитового каркаса сплавами на основе меди и фосфора, легированных поверхностно-активными элементами, при определённых значениях давления и температуры процесса, образуются непрерывные, нитевидные токопроводящие каналы из меди чистотой 98,0-99,0 мас. % с поперечным размером 8 мкм.

Литература

1. Витязь, П.А., Шпилевский Э.М., Шпилевский М.Э., Судавцова В.С. Композиционные материалы на основе аллотропных форм углерода // Современные технологии, материалы, машины и оборудование: Тез. докладов конференции (Могилёв, 16-17мая 2002г.). – Могилёв, 2002.

2. Костиков В. И., Варенков А. Н. Взаимодействие металлических расплавов с углеродными материалами. – М.: Металлургия, 1981. – 184 с.

3. Гулевский В. А., Мухин Ю. А., Кидалов Н. А. Модель взаимодействия матричных сплавов при получении композиционных материалов // Материаловедение, 2010. – №3. – С. 13-18.

4. Гулевский В.А., Антипов В.И., Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Лазарев Э.М., Мухина Ю.Э., Мухин Ю.А., Кидалов Н.А. Получение углеграфитовых материалов пропитанных медными сплавами // Перспективные материалы, 2011. – №2. – С. 60-65.

5. Гулевский В. А., Загребин А. Н., Мухин Ю. А., Пожарский А. В. Применение давления для получения литых композиционных материалов методом пропитки // Заготовительные производства в машиностроении, 2010. – №6. – С. 3-8.

ВЛИЯНИЕ НАНОМОДИФИКАТОРОВ НА ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ФТОРПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Аргунова А.Г.¹, Охлопкова А.А.²

¹Россия, г.Якутск, ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН; Россия, г.Якутск,

²ФГАОУ ВПО «Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова»;

ag_argunova@mail.ru

INFLUENCE OF NANOMODIFIERS ON DEFORMATION AND STRENGTH PROPERTIES OF POLYMERIC FLUORINE COMPOSITES

Argunova A.G., Okhlopkova A.A.

Abstract. In given article results of researches on working out polymeric nanocomposites materials based on

polytetrafluoroethylene. Increase of durability and elasticity of composites with the small content of nanostructural oxides of aluminum is registered atypical for composites. The raised deformation, strength and tribotechnical properties of nanocomposites will significantly expand the range of their practical application in pressurizing systems and wear knots.

Известно, что перспективными материалами для узлов, работающих в условиях сухого трения, являются полимерные композиционные материалы (ПКМ) различного состава, содержащие в качестве модификаторов наноконпоненты. В таких композитах наблюдается уникальное сочетание электрических, магнитных, тепловых, механических и других свойств, которые невозможно достичь в обычных полимерных композитах. Реализация подобных свойств композитов обусловлена высокой активностью нанонаполнителей (НН) вследствие их высокой поверхностной и структурной активности, способности быть центрами кристаллизации полимеров и легкой приспособляемости к условиям внешнего энергетического воздействия и условиям среды.

Объектами исследования являлись политетрафторэтилен (ПТФЭ ГОСТ 10007-80) – промышленный полимер, способный сохранять упруго-эластические свойства, сравнительно низкие и стабильные значения коэффициента трения, необходимые для обеспечения работоспособности узлов трения при высоких нагрузках, скоростях скольжения и в широком интервале температур, и нанокompозиты на его основе. В качестве наполнителей использовали наноструктурные оксиды алюминия и магния (аломаг) с различными структурными характеристиками (размер частиц 10-50 нм).

Физико-механические свойства определяли на разрывной машине «Инстрон» при скорости движения подвижных захватов 50, 100 мм/мин. Скорость потери массы и коэффициент трения полимерных композитов определяли на машине трения СМЦ-1 (схема трения «вал – втулка» при контактом давлении 0,45, 1, 2 МПа, скорости скольжения 0,39 м/с, контртело – стальной вал из стали 45 с вердостью 45 – 50 HRC и шероховатостью Ra = 0,06 – 0,07 мкм). Скорость изнашивания оценивали по потере массы образцов в единицу времени.

Установлено (рис.1), что нанопорошки оксида алюминия в количестве 1-2 мас. %, являются эффективными модификаторами ПТФЭ. Прочность нанокompозитов на их основе увеличилась на 10-25 %, эластичность в 1,5 раза, при этом скорость изнашивания ПКМ уменьшается в 100-150 раз по сравнению с ненаполненным ПТФЭ, а в случае использования

нанопорошков смеси оксидов алюминия и магния скорость массового изнашивания уменьшается в 320 раз.

Увеличение деформационно-прочностных характеристик материалов можно объяснить эффектом межструктурного наполнения, когда наночастицы располагаются по границам раздела надмолекулярных образований в местах дефектов, влияя на гибкость макромолекул. Нанонаполнители, в силу условий получения и особенностей структуры, являются неравновесными, и, соответственно, характеризуются избыточной свободной энергией Гиббса, что связано с обилием поверхностей раздела (межзеренные и межфазные границы, тройные стыки), наличием неравновесных фаз и пограничных сегрегаций, остаточных напряжений и повышением содержания дефектов кристаллического строения.

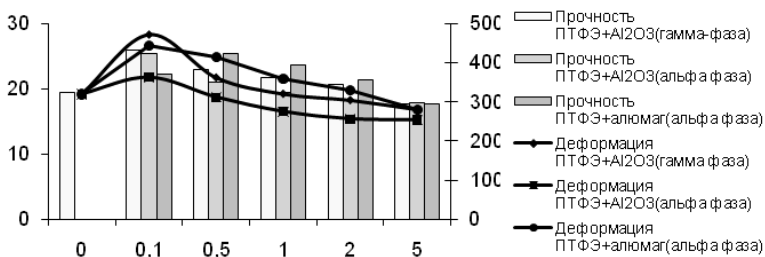


Рис.1. Зависимости деформационно-прочностных характеристик нанокompозитов на основе ПТФЭ от концентрации и природы наполнителя

Введение в полимер НН, характеризующихся естественным электрическим зарядом, предполагает существование поляризационных эффектов и в полимерном композиционном материале (ПКМ), что, по-видимому, оказывает влияние на процессы кристаллизации полимерного связующего и формирования композитов. Благодаря поляризующему влиянию НН, происходит структурообразование в более удаленных слоях полимера, упорядочивается надмолекулярная структура, меняется степень кристалличности композита, что сопровождается улучшением физико-механических свойств и триботехнических свойств материала.

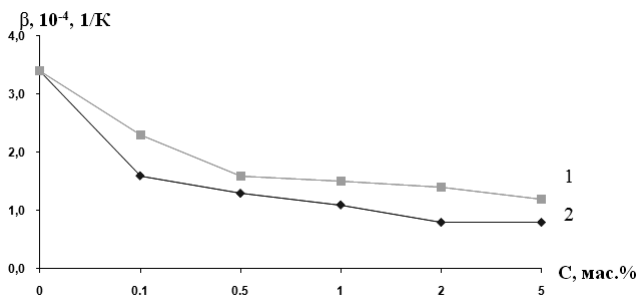


Рис.2. Зависимость коэффициента объемного термического расширения ПКМ от содержания нанонаполнителей: 1 - ПТФЭ + α -оксид алюминия; 2 - ПТФЭ + γ -оксид алюминия

Снижение и стабилизация триботехнических характеристик ПКМ с увеличением концентрации оксида алюминия могут быть объяснены повышением прочности адгезионной связи на границе раздела фаз полимер-наполнитель при отсутствии внутренних напряжений. Поскольку силу адгезионного взаимодействия прямыми методами исследовать невозможно, то судили о ней косвенно по значениям коэффициента объемного термического расширения. При

введении наномодификаторов наблюдается уменьшение КОТР в 2-4 раза по сравнению с ненаполненным ПТФЭ (рис.2).

Известно, что чем большее число молекул полимера участвует во взаимодействии с поверхностью наполнителя, тем в большей степени ограничивается подвижность полимерных цепей, приводящая к уплотнению связующего вокруг частиц наполнителя. Это приводит к изменению релаксационных процессов и дополнительной структурной неоднородности материала. Этот процесс сопровождается снижением коэффициента термического расширения.

Таким образом, разработаны новые рецептуры получения нанокompозитов с высокими эксплуатационными характеристиками, существенно расширяющие диапазон их практического применения в герметизирующих системах и триботехнических узлах, как в режиме сухого трения, так и в режиме трения в среде жидких смазок.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БРОНЕВЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ БРОНЕБОЙНЫХ ПУЛЬ

Беспалов И.А.

Россия, ОАО «Научно-исследовательский институт стали», bespalovvv@mail.ru

CERAMIC ARMOR MATERIALS FRACTURING BEHAVIOUR CAUSED BY AP BULLETS Bespalov I.A.

Currently ceramics is widely used as an armor material. According to present understandings, bullet interaction with the ceramic layer has two stages. At the first stage the bullet fractures at the surface of ceramics without penetration for some time which is called penetration delay. At the second stage the bullet core residue penetrates into the fractured ceramics. At that time the bullet core continues its erosion and the backing plate forms a sag withholding the debris of the core and ceramics.

The present paper shows that, silicone carbide and boron carbide destroy bullet core significantly at the second stage, i.e. at the stage of penetration into fractured ceramics. Therefore, for these materials a resilient backing plate can be recommended which forms a sagging cavity filled with ceramics debris.

The obtained results will help to select an optimal backing plate for a particular ceramic material.

В настоящее время керамика широко применяется в качестве броневых материалов. Но механизм разрушения пули при взаимодействии с ней исследован недостаточно. Данная работа посвящена исследованию особенностей взаимодействия пуль с различными керамическими материалами.

Согласно современным представлениям взаимодействие пули с керамическим слоем происходит в две стадии. В течение первой стадии пуля разрушается на поверхности керамики без проникания в течение некоторого времени – времени задержки проникания. На второй стадии остаток сердечника пули проникает в разрушенную керамику. При этом он продолжает срабатывать, а подложка образует прогиб, удерживая осколки сердечника и керамики.

Чтобы попытаться оценить роли керамики и подложки в общей пулестойкости защитной структуры, был проведен ряд численных экспериментов по определению времени задержки проникания для разных керамических материалов на разных подложках. В результате было определено, что время задержки проникания практически линейно зависит от толщины самой керамики и от толщины подложки (в диапазонах 4-16 мм). Были построены эмпирические зависимости для определения времени задержки проникания для всех сочетаний трех керамических материалов (корунд, карбид кремния и карбид бора) и четырех материалов подложки (броневая сталь, титан, алюминий и высокомолекулярный полиэтилен).

Сравнение экспериментально уловленных сердечников пуль, пробивших свободно подвешенные керамические пластины, пробивших и не пробивших керамические пластины на подложках и расчетных длин сердечников пуль после окончания первой стадии взаимодействия позволяет сделать следующие выводы.

1. При взаимодействии с пластиной корунда сердечник пули разрушается практически только на первой стадии взаимодействия

2. При взаимодействии с пластиной карбида кремния сердечник пули укорачивается на первой стадии взаимодействия на 60% от общего укорочения, а 40% - на второй стадии

3. При взаимодействии с пластиной карбида бора сердечник пули укорачивается на первой стадии взаимодействия на 40% от общего укорочения, а 60% - на второй стадии

Таким образом, карбид кремния и карбид бора существенно разрушают сердечник пули на второй стадии, то есть стадии проникания в разрушенную керамику. То есть, для этих материалов можно рекомендовать эластичную подложку, которая образует при прогибе полость, наполненную осколками керамики.

Полученные результаты помогут подобрать оптимальную подложку для того или иного керамического материала.

МИКРОВОЛОКНА СОСТАВА ДИОКСИД ЦИРКОНИЯ – ДИОКСИД ЦЕРИЯ: СИНТЕЗ И ПРИМЕНЕНИЕ

Бугаева А.Ю., Лоухина И.В., Дудкин Б.Н.

Россия, ИХ Коми НЦ УрО РАН, bugaeva-ay@chemi.komisc.ru

MICROFIBERS OF ZIRCONIUM OXIDE - CERIC OXIDE: SYNTHESIS AND APPLICATION

Bugaeva A.Y., Loukhina I.V., Dudkin B.N.

Microfibers of zirconium oxide partially stabilized by ceric oxide are synthesized. Formation processes of zirconium oxide partially stabilized by ceric oxide at heat treatment of natural polymeric fiber, impregnated of the sols ($x\text{CeO}_2/(1-x)\text{ZrO}_2-x = 0 \div 0.22$) are studied.

В современной промышленности керамические оксидные волокна диоксида циркония, благодаря высокой температуре плавления, коррозионной стойкости и устойчивости к окислению, находят применение в качестве эффективных носителей катализаторов, фильтров для агрессивных жидкостей и газов, для теплоизоляции высокотемпературного оборудования. Волокна диоксида циркония используются не только в гражданских отраслях промышленности для футеровки высокотемпературных приборов, но также и в авиационной и военной отраслях промышленности. Важной областью использования керамических оксидных волокон является введение их в качестве армирующей фазы в состав композитов, как с металлической, так и с керамической матрицей, что позволяет получать упрочненные композиционные материалы [1-3].

В литературе описаны следующие способы получения поликристаллических волокон диоксида циркония: прядением полимерных растворов [4], сухим прядением вязких зольей, синтезированных с использованием органических солей циркония в растворе полимера [5], оксихлорида циркония с уксусной кислотой и сахарами или пероксидом водорода [6]. Основными недостатками перечисленных методов являются высокая стоимость органических солей циркония и большая вероятность гелирования зольей, которая затрудняет или делает практически невозможным прядение волокна.

Наиболее экономически выгодным и надежным является способ импрегнирования (пропитки) полимеров растворами неорганических солей, так как для его осуществления используются недорогие виды возобновляемого растительного сырья и отходы текстильной промышленности [1].

Импрегнирование растительных и синтетических волокон возможно с использованием золь-гель процессов. Обжиг полимерных волокон, пропитанных золями оксидов металлов, по сравнению с пропитанными солями металлов, обеспечивает минимизацию образующихся токсичных газов (хлороводорода, оксидов азота, диоксида серы, в зависимости от используемого прекурсора), и снижает техногенную нагрузку на окружающую среду.

В данной работе изучали формирование волокон диоксида циркония частично стабилизированных диоксидом церия, полученных при термообработке импрегнированного природного полимерного волокна золями составов ($x\text{CeO}_2/(1-x)\text{ZrO}_2-x = 0 \div 0.22$).

В качестве исходных веществ использовали растворы оксихлорида циркония и хлорида церия. Размеры частиц дисперсной фазы (d_{cp}) зольей в среднем составляли 18 – 20 нм.

Хлопковое волокно, пропитанное золями, высушивали и обжигали на воздухе.

Полученные микроволокна изучены методами дифференциальной сканирующей калориметрии, рентгенофазового анализа, оптической и сканирующей электронной микроскопии.

По результатам дифференциальной сканирующей калориметрии и термогравиметрического анализа изучено влияние диоксида церия, как стабилизирующего агента, на термические превращения диоксида циркония в процессе высокотемпературного обжига.

Установлено, что увеличение мольной доли диоксида церия приводит к снижению температуры формирования полиморфных модификаций диоксида циркония.

Результаты рентгенофазового анализа подтверждают присутствие тетрагональной и моноклинной модификаций диоксида циркония в синтезированных микроволокнах. Увеличение количества диоксида церия в исходном волокне диоксида циркония приводит к возрастанию в конечном продукте тетрагональной фазы модификации диоксида циркония.

Изучение микроволокон методами оптической и сканирующей электронной микроскопии позволило установить, что длина микроволокон более 200 мкм, размер в поперечном сечении микроволокон состава $0,95\text{ZrO}_2/0,05\text{CeO}_2$ составляет до 3 мкм, состава $0,78\text{ZrO}_2/0,22\text{CeO}_2$, до 7 мкм. В синтезированных образцах на ряду с волокнистыми наблюдаются и трубчатые образования (рисунок).

Синтезированы микроволокна частично стабилизированного диоксидом церия диоксида циркония, полученные с использованием золь-гель состояния, и изучены процессы формирования микроволокон, которые могут использоваться как самостоятельно, так и в качестве армирующих компонентов для керамических материалов, металлов и полимерных матриц различного состава.

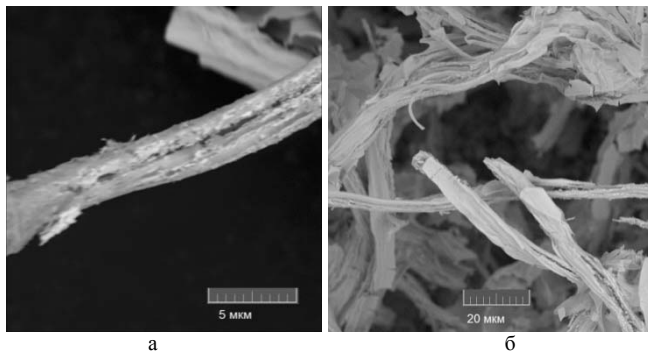


Рисунок. Микрофотографии микроволокон частично стабилизированного диоксида циркония оксидом церия различного состава, обожженных при температуре 1250°C : а – $0,95\text{ZrO}_2/0,05\text{CeO}_2$, б – $0,78\text{ZrO}_2/0,22\text{CeO}_2$.

Литература

1. Ермоленко И.Н., Ульянова Т.М., Витязь П.А., Федорова И.Л. Волокнистые высокотемпературные керамические материалы. Минск: Наука и техника, 1991. 255 с.
2. Мэтьюз Ф., Ролингс Р. Композитные материалы. Механика и технология. М.: Техносфера, 2004. 408 с.
3. Пахомов Н.А. Научные основы приготовления катализаторов: введение в теорию и практику. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2011. 262 с.
4. Yogo T. Synthesis of polycrystalline zirconia fibre with organozirconium precursor // Journal of Materials Science, 1990. V. 25, № 5. P. 2394–2398.
5. Singh S., Singh V., Vijayakumar M., Bhanu Prasad V. V. ZrO_2 fibers obtained from the halide free synthesis of non-beaded PVA/Zr n-propoxide electrospun fibrous composites // Ceramics International, 2013. V. 39, № 2. P. 1153–1161.
6. Xu P., Xinfu W., Fu S., Xu J. Preparation of zirconia-yttrium fibres from steady precursor by sol-gel technique // Advanced Materials Research, 2012. V. 535–537. P. 2087–2091.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БАЗАЛЬТОВОГО ВОЛОКНА НА СВОЙСТВА ПТФЭ

Васильев С.В., Охлопкова А.А.

ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН, Якутск *spira_ira_vas@mail.ru*

RESEARCH OF INFLUENCE OF BASALT FIBER ON PTFE PROPERTIES

Vasilev S.V., Okhlopkova A.A.

In given paper investigation results on development of wear resistant polymeric composite materials based on polytetrafluoroethylene and activated basalt fibers are presented. Effectiveness of activated basalt fiber using to create materials with improved wear resistance without strength reducing is shown.

В настоящее время увеличивается использование полимерных композиционных материалов в узлах трения технологического, горнодобывающего оборудования и огромного парка карьерной техники. Исследования, проведенные ранее, были направлены на разработку герметизирующих полимерных материалов [1]. В то время как наиболее уязвимым звеном при эксплуатации техники, остаются подшипники скольжения. Отечественной промышленностью выпускается совершенно малый ассортимент полимерных подшипниковых материалов. Одним из перспективных способов создания триботехнических материалов является введение волокнистых наполнителей [2]. Волокнистые наполнители придают полимерам высокую несущую способность, прочность, жесткость, химическую стойкость [3]. Изучение закономерностей влияния базальтовых волокон на процессы формирования композитов, их свойства позволит управлять их служебными характеристиками.

В связи с этим, в данной работе приводятся результаты исследований структуры полимерных композиционных материалов триботехнического назначения на основе ПТФЭ и базальтового волокна.

Методики и объекты исследования. Объектами исследования являются политетрафторэтилен (ГОСТ 10007-80), и композиты на его основе, армированные базальтовым волокном.

Композиты получали сухим смешением навесок компонентов в высокоскоростном лопастном смесителе. Образцы композитов для структурных исследований получали по технологии холодного прессования с последующим спеканием.

ИК-спектры образцов ПКМ регистрировали методом неполного внутреннего отражения при помощи ИК-Фурье спектрометра Varian FTIR 7000 (США) в области частот 400-4000 см⁻¹. Для определения термодинамических параметров: энтальпии, энтропии и температуры плавления и кристаллизации ПКМ использовали дифференциально-сканирующий калориметр Shimadzu (Япония) (погрешность не более 0,1 %).

Обсуждение результатов исследований. С целью изучения адгезионного взаимодействия в базальтофторопластах исследованы термодинамические параметры ПКМ методом дифференциальной калориметрии (ДСК). Результаты исследования композитов представлены табл.2.

Таблица 1

Материал	Концентрация наполнителя, мас. %	T пл, °С	ΔHпл, Дж/г	Степень кристалличности, α, %
ПТФЭ + БВакт	0	325,2	34,1	41
	0,1	323,8	34,8	42
	0,5	323,6	33,2	41
	1,0	324,6	39,4	48
	2,0	324,8	39,9	49
	5,0	323,2	31,6	39

Зарегистрировано увеличение степени кристалличности ПКМ по сравнению с ненаполненным ПТФЭ. Показано что значения степени кристалличности ПКМ уменьшаются с ростом содержания наполнителя. Это, вероятно, обусловлено тем, что энтальпия плавления

полимера определяется ограничением подвижности макромолекул в слоях полимера, непосредственно прилегающих к поверхности наполнителя.

Энтальпия плавления проходит через максимум при малых степенях наполнения, а затем с повышением содержания наполнителя она падает и становится ниже энтальпии плавления ненаполненного полимера, и поэтому при более высоком содержании наполнителя размеры кристаллитов и степень кристалличности ПКМ уменьшаются.

Существенную информацию о трибологических процессах на поверхности ПКМ дают ИК-Фурье спектрометрические исследования. На основании анализа групповых частот и фактор-группы проведена интерпретация полос поглощения ИК-спектров исследуемых композиций. На слайде приведено сопоставление ИК-спектров композиций до и после трения (рис. 1).

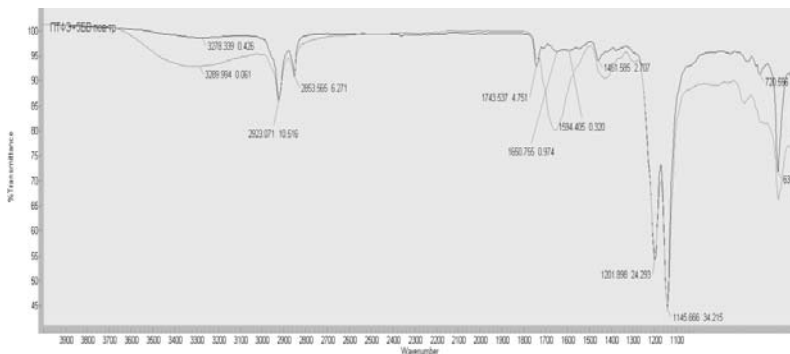


Рис.1. ИК-спектры поверхностей базальтофторопласта: а) до трения; б) после трения

ИК-спектры ПКМ с БВ отличаются от ИК-спектров исходного полимера. Наиболее интенсивными являются полосы, относящиеся к валентным колебаниям CF_2 групп (1202 и 1146 см^{-1}). Кроме этого, на ИК-спектрах ПКМ до и после трения зарегистрированы пики в области 2926 см^{-1} , 2850 см^{-1} и 1460 см^{-1} , относящиеся к валентным и деформационным колебаниям CH_2 -группы, а также пики средней интенсивности при 1650 см^{-1} , относящиеся к скелетным колебаниям $\text{C}=\text{C}$ связи. Это объясняется тем, что при производстве БВ используется замазливатель, одним из компонентов которого является терпеновое масло, который является ПТ-продукт полимеризации терпеновых углеводородов. Появление на ИК-спектрах широкой полосы в области 3200-3600 см^{-1} объясняется наличием ОН- групп, присутствующей в БВ.

Кроме того, резко меняется соотношение полос в области 400-700 см^{-1} , характеризующих кристаллические, упорядоченные фазы ПТФЭ. Увеличение интенсивности полос кристалличности в композитах свидетельствует о повышении кристалличности в тончайших слоях полимеров при трении и изнашивании.

Заключение. Установлены закономерности изнашивания композиционных материалов на основе ПТФЭ, модифицированного базальтовыми наполнителями. Показано, что базальтовые волокна в процессе трения локализуются на поверхностях трения, предохраняя материал от изнашивания.

Список литературы

1. Охлопкова А.А., Виноградов А.В., Пинчук Л.С. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями. Гомель: ИММС НАНБ.-1999.- 164 с.
2. Стручкова (Ючюгяева) Т.С. Триботехнические материалы на основе ПТФЭ и углеродных наполнителей. // Тр. XIII межд. научной конф. студентов, аспирантов и мол. ученых "Ломоносов". - Москва. -2006. – С 482-483
3. Охлопкова А.А., Стручкова Т.С. Триботехнические материалы на политетрафторэтилена, модифицированного углеродными волокнами и шпинелями магния // Поликомтриб-2009: Тезисы докладов междунар. научно-технической конференции – Гомель, 2009. - 220 с.

СПЕКАНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МИКРОПОРОШКОВ АЛМАЗА И КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА

Витязь П.А., Сеньют В.Т., Ковалева С.А., Парницкий А.М.

Беларусь, Президиум НАН Беларуси, e-mail: vitiaz@presidium.bas-net.by

Беларусь, ОИМ НАН Беларуси, e-mail: vsenyut@tut.by

SINTERING OF COMPOSITES ON THE BASIS OF MICROPOWDERS OF DIAMOND AND CUBIC BORON NITRIDE

Vityaz P.A., Senyut V.T., Kovaleva S.A., Parnizkiy A.M.

The purpose of the work consists in studying of sintering of micropowders of diamond and cBN in the conditions of high pressures and temperatures and research of features of structure of the received material. As an initial materials micropowders of diamonds of 5-7 microns in size and submicropowders of cBN of 0,5- 2 microns in size were used. The optimal technological parameters of the manufacturing of polycrystalline superhard materials were determined on the base of practical researches, and the features of structural and structure transformations in diamond and cBN during sintering was investigated. It was established that the increase in duration of isothermal endurance at sintering of the samples over the optimum leads to the graphitization of diamond.

Наиболее значимые тенденции в современной технологии обработки резанием, такие как высокоскоростная и высокопроизводительная обработка, замена шлифования лезвийной обработкой для деталей высокой твердости, микрообработка поставили задачу увеличения эксплуатационных характеристик поликристаллических сверхтвердых материалов (ПСТМ), прежде всего твердости, трещиностойкости и термостойкости. В таких условиях резко возрастает потребность в новых, более эффективных материалах на основе алмаза и КНБ для изготовления формообразующего и лезвийного инструмента [1]. Существующие в настоящее время поликристаллические сверхтвердые материалы (ПСТМ) получают либо путем спекания порошков алмаза или КНБ без связующих в условиях сверхвысоких давлений, что значительно удорожает их производство, либо спекают при более низких давлениях и температурах со связующими, уступающими по своим прочностным свойствам алмазу и КНБ. Такие материалы не обладают необходимыми физико-механическими характеристиками, что ограничивает их область применения. Поэтому важной проблемой в современном инструментальном производстве является создание композиционных ПСТМ, в которых алмазные зерна находились бы в износостойкой матрице, обеспечивающей высокую прочность связи с частицами алмаза. Ввиду того, что КНБ является кристаллографическим аналогом алмаза с близким параметром решетки, но с более низким барьером начала пластического течения в условиях высоких давлений и температур, представляется перспективным использование в качестве тугоплавкого связующего субмикро- и микрочастиц КНБ. Известно также [2,3], что КНБ сравним по твердости с алмазом, а по термостойкости и химической инертности существенно его превосходит, что также будет способствовать расширению области практического применения разрабатываемого материала.

Цель работы заключается в изучении спекаемости в условиях высоких давлений и температур микропорошков алмаза и КНБ и исследовании особенностей структуры и фазового состава полученного материала. В качестве исходных материалов использовали микропорошки алмазов статического синтеза АСН 7/5 производства ЗАИ ПО "Кристалл" (г. Гомель), а также микропорошки КНБ с размерами частиц 0,5- 2 мкм, полученные в ОИМ НАН Беларуси (г. Минск).

Термобарическую обработку шихты на основе микропорошков СТМ выполняли в аппарате высокого давления (АВД) «наковальня с лункой» при давлениях 5,0– 6,0 ГПа в диапазоне температур 1600– 2000°C [4]. Для оценки давления в камере синтеза использовали метод калибровки при комнатной температуре, основанный на сопоставлении усилия пресса и давления полиморфного превращения в реперном веществе, в качестве которых применяли Bi . Контроль температуры проводили с помощью хромель-алюмелевой и платина-платинородиевой термопар. Рентгеновские исследования порошков выполнены на дифрактометре фирмы "Bruker" D8 ADVANCE в $\text{Cu-K}\alpha$ излучении в автоматическом режиме съемки. Структурные исследования исходных порошков и продуктов спекания осуществляли на атомно-силовом микроскопе (АСМ)

NT-206 (ОДО «МикроТестМашины», Беларусь) в контактном режиме исследовали морфологию поверхности и излома полученных образцов.

На первом этапе была приготовлена рабочая шихта на основе микропорошков алмаза и КНБ. Шихту перемешивали в баночном смесителе в течение 3 часов, после чего в нее добавляли связующее на основе водного раствора ПВС. Далее из шихты прессовали образцы высотой 4 и диаметром 3,5 мм, которые отжигали при температуре 120 °С в течение 1 часа. На рис. 1,а представлена структура компакта на основе исходной шихты после отжига.

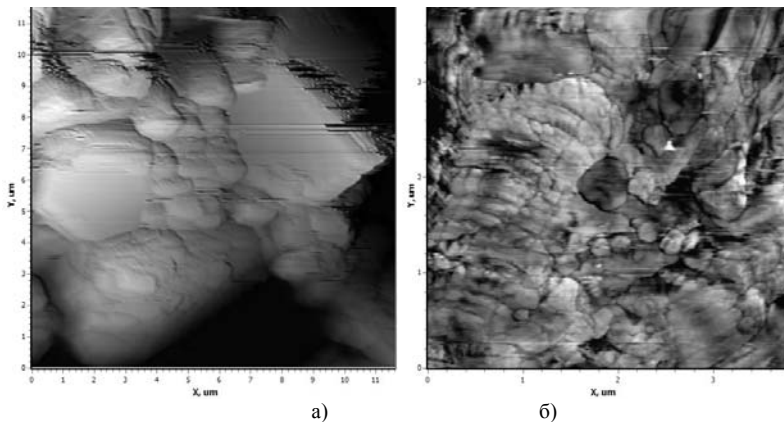


Рис.1. АСМ-изображения структуры материала на основе микропорошков алмаза и КНБ: а – исходная прессовка; б – материал после спекания при давлении 5,5 ГПа

Из проведенного структурного анализа было установлено, что компоненты шихты перемешаны между собой равномерно, более крупные алмазные зерна окружены более мелкими частицами КНБ. Рентгеноструктурный анализ показал отсутствие в шихте после перемешивания примесей иных фаз, кроме алмаза и КНБ.

Затем проводили термобарическую обработку полученных прессовок. Были получены цилиндрические образцы высотой 3,5 и диаметром 3 мм. АСМ исследования структуры излома образца, спекенного при температуре 2000 °С (рис. 1,б) показали, что размеры частиц алмаза остались прежнем уровне, при этом на поверхности алмазных зерен наблюдаются полосы сдвига, а размеры субзерен составляют около 100 нм. Заметного роста зерен КНБ в материале также не обнаружено. По границам зерен алмаза и КНБ видны включения размерами 30-50 нм. Рентгеноструктурный анализ спекенных образцов показал, что при указанных режимах термобарической обработки в течение 15 с графита и гексагонального нитрида бора в материале не обнаружено. При увеличении времени термобарического спекания образцов свыше оптимального происходит частичная графитизация алмаза, что фиксируется по появлению линий графита на рентгенограммах.

Таким образом, определены условия термобарической обработки образцов на основе микропорошков алмаза и КНБ, при которых не наблюдается рекристаллизации зерен СТМ. Увеличение длительности изотермической выдержки при спекании образцов свыше оптимального приводит к графитизации алмаза.

Литература

1. Инструменты из сверхтвердых материалов /Под ред. Н.В.Новикова.-Киев: ИСМ НАНУ,2001.-528 с.
2. Шульженко А.А., Клименко С.А. Поликристаллические сверхтвердые материалы в режущем инструменте. Часть 1. Инструментальный свет.- № 4-5.-1999.- С. 14--16.
3. Голубев А.С., Курдюмов А.В., Пилянкевич А.Н. Нитрид бора. Структура, свойства, получение. – Киев: Наук. думка, 1987.- 200 с.

4. Курдюмов А. В., Пилянкевич А. Н. Фазовые превращения в углероде и нитриде бора. – Киев: Наук. думка, 1979. - 188 с.

5. Витязь П.А., Грицук В.Д., Сеньюк В.Т. Синтез и применение сверхтвердых материалов. - Минск, Белорусская наука. - 2005. – 359 с.

ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА

Волосова Ю.В., Горелов Ю.П., Ефимов А.Л., Переварюха М.А., Ширшин К.В.

Россия, ФГУП «Нучно-исследовательский институт химии и технологии полимеров имени академика В.А. Каргина с опытным заводом», gorelov@ntcr.ru

DEFORMATION AND STRENGTH PROPERTIES OF ORGANIC GLASSES ON THE BASIS OF POLYMETHYL METHACRYLATE

Volosova Y.V., Gorelov Y.P., Efimov A.L., Perevaryuha M.A., Shirshin K.V.

Deformation and strength properties of organic glasses on the basis of the linear and cross-linked polymethyl methacrylate with various molecular masses are investigated. It is shown that formation of rare network structure provides necessary level of strength properties at lower values of molecular mass of macromolecules of polymethyl methacrylate.

Органические стекла на основе полиметилметакрилата (ПММА), получаемые методом блочной полимеризации, являются основным конструкционным материалом, применяемым для получения изделий авиационного остекления. Это обусловлено их высокими оптическими характеристиками, деформационно-прочностными свойствами, стабильностью при воздействии различных атмосферных и эксплуатационных факторов.

Органические стекла на основе ПММА для авиационного остекления выпускают 3-х типов: блочные не сшитые, блочные сшитые и ориентированные методом двуслойной вытяжки на основе первых двух типов.

В последние годы разработано сшитое органическое стекло СО-120СМ, основным отличием которого от серийно выпускаемых стекол является сокращение продолжительности основной стадии получения в результате повышения температуры полимеризации и применения регуляторов гель-эффекта. Оба фактора приводят к определенному снижению молекулярных масс ПММА со значений средневязкостной молекулярной массы (M_v) от $(5-6) \times 10^6$ до $(1,5-2) \times 10^6$.

В связи с этим представлялось актуальным исследование комплекса деформационно-прочностных свойств как линейного ПММА с различными молекулярными массами, так и ПММА с определенной плотностью сшивки, обеспечивающей требуемый комплекс свойств стекла, в том числе способность к переработке методами ориентации и (или) формования.

В работе использовались стандартные методы определения прочностных характеристик (прочность и относительное удлинение при разрыве, ударная вязкость), методы термомеханического (ТМА) и динамического механического анализа (ДМА).

Варьирование молекулярной массы линейного ПММА осуществлялось изменением температуры полимеризации, концентрациями инициатора и регулятора гель-эффекта, в качестве которого использовался γ -терпинен.

Изменение M_v в диапазоне $(0,5-5) \times 10^6$ не приводит к изменениям прочности и относительного удлинения при разрыве при температуре 20°C. Вместе с тем, по данным ТМА наблюдается заметное сужение области высокоэластичного состояния, что сказывается на значениях прочности при температуре 150 °C: при снижении значения M_v до $0,5 \times 10^6$ она снижается в 2-3 раза по сравнению с прочностью более высокомолекулярного ПММА. Введение в полимеризуемую композицию незначительных количеств (не более 1 моль %) полифункциональных мономеров – сшивающих агентов приводит к значительному расширению области высокоэластичного состояния и повышению прочностных свойств стекла в данной температурной области, сохраняя при этом способность стекла к значительным деформациям при его ориентации и (или) формовании. Исследования методом ДМА показали практически одинаковую зависимость модуля упругости (E') от температуры для стекол линейного строения и редкосшитых с более низкой ММ основных цепей. При этом для редкосшитых стекол наблюдаются несколько более высокие значения E' в области перехода из стеклообразного в

высокоэластичное состояние (110-130 °С) и некоторые смещение максимального значения тангенса угла механических потерь в более высокотемпературную область, что согласуется со значениями температур стеклования линейного и сшитого ПММА, определяемых другими методами.

Проведен статистический анализ значений деформационно-прочностных свойств линейных (СО-120А, 42 партии) и редкосшитых органических стекол (СО-120СМ, 25 партий). Стекла имеют практически одинаковые средние значения прочности при растяжении и относительного удлинения при разрыве: 82,9 и 84,3 МПа, 6,6 и 6,8 % соответственно. При этом значение ударной вязкости для редкосшитых стекол несколько выше: 19,8 и 22,5 кДж/м² соответственно.

Проведена ориентация опытных партий оргстекол СО-120СМ методом двухосной плоскостной вытяжки. При степени ориентации около 60 % ударная вязкость повышается до 48 кДж/м². Ориентированные стекла соответствуют нормам международных стандартов по устойчивости к появлению микротрещин («серебростойкость») под нагрузкой и по устойчивости к распространению трещин при ударном нагружении.

БЕЗВОДНЫЙ СИНТЕЗ МАГНЕТИТА

Галахов А.В., Зеленский В.А., Волченкова В.А., Коваленко Л.В., Фолманис Г.Э.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, folm@imet.ac.ru

WATERLESS SYNTHESIS OF MAGNETITE

Galakhov A.V. Zelensky V.A. Volchenkova V.A. Kovalenko L.V. Folmanis G. E.

The way of direct synthesis of oxidic connections for carrying out fast exothermic reaction in a mix of the nitrate salts containing a cation of metal and nitrogen-containing reducers is known. They treat, for example, urea ((NH₂)₂CO - hydrazine of coal acid) or glycine (NH₂CH₂COOH – the elementary acid). We used this way for synthesis of high-disperse magnetite.

Среди оксидов железа магнетит (Fe₃O₄) занимает особое место. Этот материал пригоден для модификации ядерных топливных композиций керамического типа, полученных нетрадиционным способом на основе оксидов урана и плутония для реакторов на быстрых и тепловых нейтронах. Легирование топливной композиции высокодисперсными фракциями оксидов железа – эффективный способ предотвращения увеличения их объема при воздействии излучения и повышении температуры. Природный магнетит традиционно извлекают из железной руды путем магнитной сепарации измельченного концентрата. Чистота сепарированного продукта обычно невысока. Другой, часто используемый способ получения высокочистого магнетита, заключается в осаждении гидроксида железа из водного раствора, содержащего катионы железа, с дальнейшим прокаливанием аморфного осадка на воздухе. В таком продукте непременно присутствуют оксиды железа другой валентности, в частности, не обладающий магнитными свойствами гематит (F₂O₃). На характер кристаллизации гидроксидов, полученных осаждением из водного раствора минеральных солей, значительное влияние оказывает присутствующий в структуре аниона ОН⁻.

Известен способ прямого синтеза оксидных соединений проведением быстрой экзотермической реакции в смеси азотнокислых солей, содержащих катион металла и азотсодержащие восстановители. К ним относятся, например, мочевина ((NH₂)₂CO - диамид угольной кислоты) или глицин (NH₂CH₂COOH – простейшая аминокислота) [1,2]. Нами использован этот способ для синтеза высокодисперсного магнетита.

Исходными компонентами являлись азотнокислая соль трехвалентного железа Fe(NO₃)₃·9H₂O квалификации ОСЧ и глицин. Компоненты растворяли в дистиллированной воде в соотношении, обеспечивающем требуемую стехиометрию оксида Fe₃O₄. Затем, используя ротационный испаритель, из раствора удаляли воду, как служащую растворителем, так и связанную в кристаллогидрате железа. Полученный продукт представлял собой прозрачный высоковязкий гель. Для создания дефицита кислорода сжигание геля проводили в смеси азота и водорода, полученной разложением газообразного аммиака. Температура инициализации

экзотермической реакции в этой атмосфере составила 750°C. Рентгенограмма полученного продукта показана на рис.1.

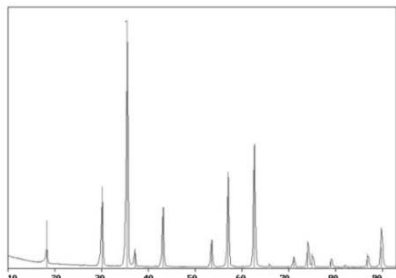


Рис. 1. Рентгенограмма продукта, полученного сжиганием безводного геля в атмосфере аммиака. Наложена штрих рентгенограмма Fe₃O₄.

Полученный продукт идентифицируется как магнетит. В рентгенограмме отсутствуют рефлексы других соединений. Удельная поверхность полученного порошкового материала составила $3,70 \pm 0,01$ м²/г.

Литература.

1. J.J.Kingsley, R.C.Patil. A Novel Combustion Process for the Synthesis of Fine Particle α -Alumina and Related Oxide Materials. // Mater. Letters . 1988, v.6. № 11-12, P.427-432.
2. Shinichi Kikkawa, Naoya Hatta, and Takashi Takeda. Preparation of Aluminum Oxynitride by Nitridation of a Precursor Derived from Aluminum-Glycine Gel and the Effects of the Presence of Europium.// J. Am. Ceram. Soc., 2008, v.91, №3, P.924–928.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 11-03-12185-офи-м-2011.

ВЛИЯНИЕ УФ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА СЛОИСТЫЙ ОРГАНО-НЕОРГАНИЧЕСКИЙ НАНОКОМПОЗИТ МЕДИ

Гололобова О.А., Стриканов Д.А.

Россия, Объединённый институт высоких температур РАН, lesik.ya@gmail.com

INFLUENCE TO UV LASER RADIATION ON LAYERED ORGANIC-INORGANIC NANOCOMPOSITES OF COPPER

Gololobova O.A., Strikanov D.A.

The results of experimental studies of compositional and structural stability of layered organic-inorganic nanocomposites of copper (Cu₂(OH)₃ + DS) treated by laser UV radiation are presented. Nanocomposites was synthesized by laser ablation in aqueous solution of surfactant – sodium dodecyl sulfate (SDS). It is shown that the composition and morphology of the composites significantly changed by the action of UV laser radiation.

Представлены результаты экспериментальных исследований композиционной и структурной стабильности слоистого органо-неорганического нанокompозита меди [Cu₂(OH)₃ + DS] под воздействием лазерного УФ излучения. Нанокompозит синтезирован методом лазерной абляции мишени из меди в водных растворах поверхностно-активного вещества (ПАВ) – додецил сульфата натрия (SDS). Показано, что состав и морфология композитов существенно изменяется под воздействием лазерного УФ излучения.

Слоистые органо-неорганические гибридные нанокompозиты представляют значительный интерес для исследователей с точки зрения их применения в науке и технологии. К ним относится широкий класс таких химических соединений как двойные металл-гидроксиды, гидроксиды двойных солей металлов и гидроксиды отдельных металлов, в которых в пространство между слоями интеркалированы различные органические анионы.

Структурная изменчивость этих материалов ведет к появлению новых химических и физических свойств, таких как переменный магнетизм, эффективный катализ, высокая ионно-обменная способность. Использование таких нанокompозитов обещает улучшение механической и термической стабильности полимеров, в которые внедрены композиты, а также открывает возможности создания новых оптоэлектронных устройств (стохастических лазеров, светодиодов, сенсоров). В этой связи, практически важным является, вопрос о стабильности композитов в коллоидном состоянии, сохранности их свойств под воздействием, в частности, лазерного излучения оптического диапазона.

В настоящем докладе авторы излагают результаты изучения структурных и морфологических изменений, возникающих при воздействии лазерного излучения УФ диапазона, в органо-неорганических нанокompозитах меди, синтезированных методом лазерной абляции в жидкости.

Техника лазерной абляции в жидкости детально описана в ряде оригинальных статей и обзоров [1]. В предлагаемой работе излучение видимого диапазона ($\lambda = 510.6$ и 578.2 нм) генерировалось лазером на парах меди (ЛПМ), а УФ излучение ($\lambda = 255, 271$ и 278 нм) было получено методом нелинейного преобразования 510 и 578 линий ЛПМ на кристалле ВВО. Средняя мощность генерации ЛПМ $\sim 10\text{--}12$ Вт, мощность УФ излучения ~ 0.6 Вт. Используемый в эксперименте ПАВ – SDS ($C_{12}H_{25}SO_4Na$), относится к группе анионных ПАВ.

Оптические характеристики полученных коллоидных растворов анализировались на спектрофотометре СФ-46. Структура и состав твердой фазы – на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 (линия K_α меди). Определение формы и размеров наноструктур проводилось с помощью атомно-силового микроскопа (АСМ) Solver P47-PRO (полуконтактным методом в режиме Semicontact topography).

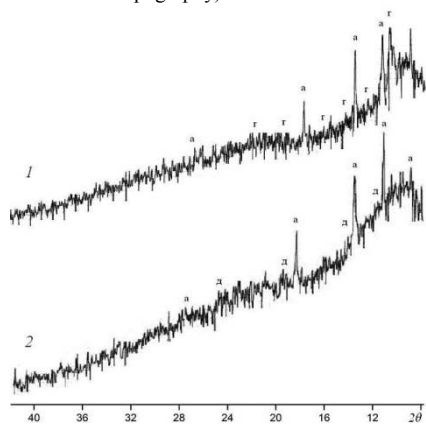


Рисунок 1. Рентгеновские дифрактограммы осадка из коллоидного раствора меди; 1 – после лазерного облучения УФ диапазона, 2 – исходный коллоид. Фазы: а – SDS, г – слоистые структуры с межслоевыми расстояниями $d = 4.87$ нм, д – слоистые структуры с межслоевыми расстояниями $d = 3.658$ нм.

облучения УФ ($\lambda = 255$ нм) (рис.1 кривая 2) и после указывает на разрушение этих комплексов и возможное появление других слоистых структур с межслоевыми расстояниями $d = 4.87$ нм и 3.658 нм. На рис.2 представлены АСМ-снимки дисперсной фазы композитов, полученные до (рис. 2а) и после (рис.2б) УФ обработки ($\lambda_n = 255, 271$ нм).

Исходные композиты представлены в виде колоний плотноуложенных друг на друга пластинок (ламелей) с линейными размерами от сотен нанометров до десятка и более микрон, а их толщина в поперечном направлении в четыре – десять раз меньше.

Картина существенно изменяется после УФ обработки. Очевиден факт фрагментации структур композитов. Длина ламелей цинковых препаратов теперь редко превышает ~ 1 мкм ($150 - 800$ нм), а толщина около $20 - 50$ нм.

Таким образом, экспериментальные данные указывают на нестабильность фрактальных структур нанокompозитов под воздействием достаточно интенсивного ($\sim 10^7$ Вт \cdot см $^{-2}$) импульсного лазерного УФ излучения (фрагментация, изменение состава).

В экспериментах авторов применялся мощный лазер с высокой частотой следования импульсов ($\nu_n = 10^4$ Гц). Это обеспечивало более интенсивную наработку наночастиц в единицу времени, т.е. к образованию плотного коллоида. Самоорганизация большого числа наночастиц в плотном коллоиде приводит к образованию фрактальных агрегатов (ФА) и крупных фрактальных структур. Анализ спектров поглощения $A(\lambda)$ коллоида композита меди, полученный при облучении мишеней при различных временах экспозиции τ , в водном растворе SDS подтверждает наличие развитой фрактальной структуры коллоидов. Увеличение длительности экспозиции приводит к заметному росту поглощения коллоида. Воздействие на исходные коллоиды УФ излучением практически не изменяет их спектр поглощения. Более детально видна картина происходящих в коллоидах процессов из анализа рентгеновских дифрактограмм. Сравнение дифрактограмм твёрдых фаз коллоидов $[Cu_2(OH)_2 + DS]$, полученных до

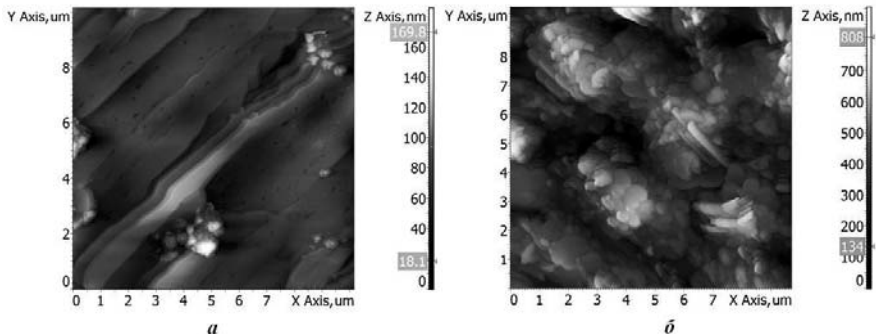


Рисунок 1. АСМ-снимки участка поверхности препарата, полученного после лазерной абляции мишени из цинка в 0.01 М растворе SDS. Исходный коллоид (а) и коллоид после лазерного облучения УФ диапазона (б).

Авторы выражают благодарность руководителям проекта Карпухину В.Т. и Маликову М.М., Бородиной Т. И. и Вальяно Г.Е. за помощь в экспериментах и полезные обсуждения.

Литература

1. Karpuhin V. T., Malikov M. M., Vallyano G. E., Borodina T. I., Gololobova O. A. Investigation of the characteristics of a colloidal solution and its solid phase obtained through ablation of zinc in water by high power radiation from a copper vapor laser// High Temperature. – 2011.–Vol. 49, 5. –P. 681684.

УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИВОЛИНЕЙНО АНИЗОТРОПНЫХ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ И РОМБООДРИЧЕСКИХ НАНОТРУБОК

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С.

Россия, Учреждение Российской академии наук

Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, lisovenk@ipmnet.ru

THE ELASTIC CHARACTERISTIC OF CURVILINEAR ANISOTROPIC HEXAGONAL AND RHOMBOHEDRAL NANOTUBES

Goldstein R.V., Gorodtsov V.A., Lisovenko D.S.

We analyze uniaxial deformation of cubic crystals. Expressions are given for the maximum and minimum values of Young's modulus. We identified more hundred cubic crystals with negative Poisson's ratio. Behavior of one-parametrical change of a kind of surfaces in space of angles of orientation of the crystals separating areas with negative and positive values of Poisson's ratios, has been investigated.

Исследование материалов с нестандартными механическими свойствами привлекает большое внимание в виду новых возможностей их применения. Одним из таких свойств является отрицательный коэффициент Пуассона, который часто встречается у кристаллических материалов (материалов с прямолинейной анизотропией). До сих пор однако не изучен вопрос о возможностях отрицательных коэффициентов Пуассона у кристаллов трубчатого строения (материалов с криволинейной анизотропией), например, у популярных сегодня нанотрубок.

Первоначально были получены многослойные и однослойные углеродные нанотрубки. В дальнейшем фронт исследований быстро расширился, охватывая нанотрубки различных материалов. Причем, некоторые методы синтеза основывались на сворачивании тонких пластин в цилиндрические нанотрубки.

В работе был проведен теоретический анализ механических свойств растягиваемых трубок, которые могут быть получены сворачиванием тонких кристаллических пластин

гексагональной и ромбоэдрической систем. При этом основное внимание было уделено материалам с отрицательным коэффициентом Пуассона (ауксетикам).

При анализе упругих свойств достаточно толстостенных нано- (нескольких единиц, десятков и сотен нанометров) и микротрубок применялась модель цилиндрического полого стержня с криволинейно анизотропной упругостью. При этом рассматривал случай соответствия криволинейно анизотропной трубки свертываемой прямолинейно анизотропной пластине (с правилом соответствия ортогональных координатных базисов $x_1 \rightarrow Z$, $x_2 \rightarrow -\varphi$, $x_3 \rightarrow r$).

В рамках подхода Сен-Венана выполнен анализ задачи растяжения таких гексагональных и ромбоэдрических нано/микротрубок. Можно показать, что однородное растяжение здесь невозможно из-за неоднозначной зависимости углового смещения от угла. Если же искать осесимметричное неоднородное решение при предполагаемом напряженном состоянии вида $\sigma_{rr}(r)$, $\sigma_{\varphi\varphi}(r)$, $\sigma_{zz}(r)$, $\sigma_{r\varphi} = \sigma_{rz} = \sigma_{\varphi z} = 0$, то удастся получить аналитические выражение для модуля Юнга

$$E = \frac{1}{s_{11}} + \frac{S}{s_{11}} \left\{ 2 \frac{(\rho^{k+1} - 1)^2}{(\rho^{2k} - 1)(\rho^2 - 1)} \left[\frac{s_{13} + ks_{12}}{1+k} - \frac{s_{13} - ks_{12}}{1-k} \left(\rho \frac{\rho^{k-1} - 1}{\rho^{k+1} - 1} \right)^2 \right] - s_{12} - s_{13} \right\},$$

$$\text{где } S \equiv \frac{s_{13} - s_{12}}{s_{11}^2 + s_{13}^2 - s_{12}^2 - s_{11}s_{33}}, \quad k \equiv \sqrt{\frac{s_{11}s_{33} - s_{13}^2}{s_{11}^2 - s_{12}^2}}, \quad S_{ij} - \text{модули податливости, } \rho -$$

отношение внешнего радиуса ко внутреннему.

Анализ этого выражения показывает, что модуль Юнга оказывается минимальным для тонкостенных (но многослойных) нано/микротрубок и монотонно растет с увеличением толщины трубки. В случае тонкостенной трубки ($\rho - 1 \ll 1$) формула для модуля Юнга с точностью до членов первого порядка малости принимает упрощенный вид

$$E = \frac{1}{s_{11}} + \frac{s_{13} - ks_{12}}{s_{11}} S \frac{k-1}{2k} (\rho - 1), \quad \rho - 1 \ll 1.$$

Модуль Юнга многих нано/микротрубок очень мало отклоняется от значения $1/s_{11}$ при всех значениях параметра толщины трубок ρ . В частности, в случае углеродных нано/микро- трубок отклонение от $E = 1/s_{11} = 1020$ ГПа особенно мало (не более 0.1%). Аномально большое различие между максимальным и минимальным значениями модуля Юнга найдено для трубок из мышьяка (отклонение более 200%).

Важными характеристиками растягиваемых цилиндрических криволинейно анизотропных трубок являются два коэффициента Пуассона

$$v_{rz} = -\frac{u_{rr}(r)}{u_{zz}(r)}, \quad v_{\varphi z} = -\frac{u_{\varphi\varphi}(r)}{u_{zz}(r)},$$

которые из-за обсуждаемой неоднородности полей напряжений и деформаций оказываются изменяющимися с изменением радиальной координаты, радиуса нано/микротрубки и ее толщины

$$v_{rz} = \frac{S}{s_{11}} \left[-s_{11} \left(s_{13} + s_{33} + s_{13} \frac{s_{11} - s_{33}}{s_{13} - s_{12}} \right) + \left(s_{13}^2 + ks_{12}s_{13} - ks_{11}s_{13} - s_{11}s_{33} \right) \frac{1 - \rho^{k+1}}{\rho^{2k} - 1} \left(\frac{r}{r_0} \right)^{k-1} + \left(s_{13}^2 - ks_{12}s_{13} + ks_{11}s_{13} - s_{11}s_{33} \right) \frac{1 - \rho^{k-1}}{\rho^{2k} - 1} \left(\frac{r}{\rho r_0} \right)^{-k-1} \right],$$

$$v_{\varphi z} = \frac{S}{s_{11}} \left[-s_{11} \left(s_{11} + s_{13} + s_{12} \frac{s_{11} - s_{33}}{s_{13} - s_{12}} \right) + \left(s_{12}s_{13} + ks_{12}^2 - s_{11}s_{13} - ks_{11}^2 \right) \frac{1 - \rho^{k+1}}{\rho^{2k} - 1} \left(\frac{r}{r_0} \right)^{k-1} + \right.$$

$$+ \left(s_{12}s_{13} - ks_{12}^2 - s_{11}s_{13} + ks_{11}^2 \right) \frac{1 - \rho^{k+1} \left(\frac{r}{\rho r_0} \right)^{-k-1}}{\rho^{2k} - 1} \Bigg].$$

Численные оценки коэффициентов Пуассона по этим формулам для цилиндрически анизотропных трубок приводят к сильно различающимся результатам. Какой-либо простой связи свойств ауксетичности (отрицательности коэффициента Пуассона) у прямолинейной анизотропной кристаллической пластины и соответствующей криволинейной анизотропной трубки не может быть уже в силу однородности напряженно-деформированного состояния первой, неоднородности соответствующего состояния второй и разного числа коэффициентов Пуассона у них. Действительно было найдено, что шести прямолинейно анизотропным гексагональным ауксетикам MoS_2 , C_7H_{12} , Zn , Be , BeCu , TiB_2 соответствуют лишь три ауксетические трубки из MoS_2 , Zn и C_7H_{12} , а трубки из остальных трех ауксетических материалов ауксетиками не являются. При этом цилиндрическая трубка из дисульфида молибдена уникальна в том отношении, что коэффициент Пуассона $\nu_{\varphi z}$ отрицателен при любой толщине трубки, и среднее по площади поперечного сечения трубки $\langle \nu_{\varphi z} \rangle$ также отрицательно ($\langle \nu_{\varphi z} \rangle \leq -0.2$). Средний коэффициент Пуассона $\langle \nu_{\varphi z} \rangle$ для трубки из цинка отрицателен только при $\rho < 2$. Для гексагональных кристаллов чаще бывает справедливо обратное. А именно, прямолинейно анизотропным неауксетикам соответствуют криволинейно анизотропные нано/микро-трубки с отрицательным коэффициентом Пуассона ν_{rz} или $\nu_{\varphi z}$ при той или иной толщине трубок.

Анализ нано/микротрубок из различных материалов показывает, что при определенной толщине часть ауксетических нано/микротрубок может менять знак коэффициента Пуассона ν_{rz} , а другая меняет знак коэффициента Пуассона $\nu_{\varphi z}$. Трубки из графита, BN, GaSe, GaS имеют неотрицательный коэффициент Пуассона в обоих состояниях.

Полученные результаты указывают на многочисленность нано/микротрубок с отрицательными коэффициентами Пуассона ν_{rz} и $\nu_{\varphi z}$, образующихся из гексагональных и ромбоэдрических кристаллов. Было продемонстрировано, что между знаками коэффициентов Пуассона для прямолинейно анизотропных кристаллов и нано/микротрубок из гексагональных и ромбоэдрических материалов нет однозначного соответствия. Нано/микротрубки-ауксетики (т.е. трубки с отрицательными коэффициентами Пуассона) могут образовываться из прямолинейно анизотропных кристаллов как с отрицательным, так и положительным коэффициентом Пуассона. При этом, если среди прямолинейно анизотропных гексагональных кристаллов было выявлено только шесть ауксетиков, то нано/микротрубок-ауксетиков оказывается более двух десятков. Аналогичное имеет место для нано/микротрубок-ауксетиков из ромбоэдрических кристаллов.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Президиума РАН №25 и гранта МК-565.2012.1 (Д.С.Л.).

САМОСПЕКАЮЩИЙСЯ УГЛЕРОДНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА, ОТВЕРЖДЕННОГО НА ЛИСТОЧКАХ ТРГ

Дмитриев А.В.

Россия, ЧелГУ, e-mail admirtiev@csu.ru

The fracture surface of the self-bonding baked and graphitized material with the exfoliated graphite and oxidized coal tar is investigated by SEM. Coke of oxidized coal tar pitch increased thickness of the leaves of graphite. Also the sinterizing of compressed thin films occurs during destruction of films of pitch. At mechanical failure occurs bundle of packages. We observed at a graphitized material delamination leaves of exfoliated graphite of thicker layers of pitch coke.

Каменноугольный (к/у) пек в тонких пленках на поверхности листочков терморасщепленного графита (ТРГ) окислили кислородом воздуха для предотвращения

образования газовых пузырьков при деструкции. Червеобразные частицы ТРГ имеют пузырьковую структуру с формой пузырьков как многогранников размером от 1 до 10 мкм. Соотношение к/у пека и ТРГ в смеси при подготовке шихты составляло 11,5 : 1. Температура окислительного отверждения шихты составила ~275^oC. Подготовленную шихту размалывали в прессовочный порошок менее 0,5 мм, прессовали лабораторные заготовки диаметром 40 мм. Плотность отформованных заготовок составляла 1,2 г/см³. Обжиг и высокотемпературную обработку (графитацию) произвели в промышленных условиях электродного производства. Кристаллические и прочностные свойства обожженного и графитированного самоспекающихся материалов приведены в таблице.

Температурная обработка	$\sigma_{\text{сжатие}}$, МПа	d_k , г/см ³	d_i , г/см ³
Обжиг	130	1,5	1,817
Графитация	75	1,6	1,876

После обжига материал заготовок увеличивает плотность за счет усадки при потере веса порядка 10%. Графитация приводит к дополнительным усадкам и увеличению плотности. Пикнометрическая плотность превышает кажущуюся плотность, но значительно меньше 2,1 г/см³ у графитированного пекового кокса. Рентгенографические исследования показали, что в структуре обожженного материала имеется коксоподобная фаза и графит ТРГ. После графитации материал имеет межплоскостное расстояние 0,339 нм, рефлексы трехмерного упорядочения ослаблены.

Микроструктуру обожженного и графитированного материалов исследовали методом СЭМ. При сжатии в процессе размола и прессования заготовок пузырьки схлапываются, образуется слоистая структура с слоями пека внутри схлопнутых пузырьков ТРГ. Структура обожженного материала характеризуется плотной упаковкой тонких листочков. Поверхность разрушения проходит по участкам расщепления пакетов. При разрушении пакетов поперек слоев наблюдается отделение и изгиб пластинчатых фрагментов на поверхности разрушения (см. рис. 1). После графитации материал разрушается с расслоением пакетов и отслоением листочков ТРГ (см. рис. 2).

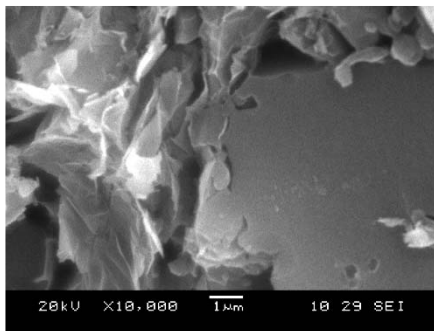


Рис. 1. Микроструктура обожженного самоспекающегося материала, $\times 10000$

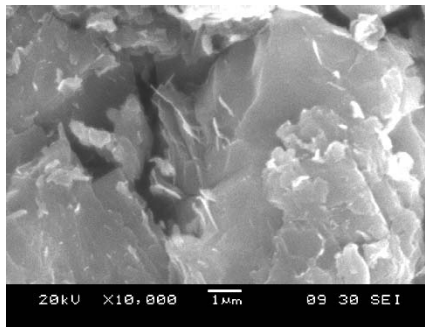


Рис. 2. Микроструктура графитированного самоспекающегося материала, $\times 10000$

Структура материала образована чередованием слоев кокса, разделенных листочками ТРГ толщиной на порядок меньшей, чем толщина слоев кокса. Отдельно определили толщину слоев в графитированном материале на участке разрушения пакета поперек слоев. После расчета с учетом плотности фаз кокса и ТРГ получили, что толщина слоев кокса составляет ~60 нм, листочков ТРГ ~5 нм. Спечение листочков ТРГ и слоев кокса к/у пека не полное, разрушение происходит по листочкам ТРГ с их отслоением, это выражено у графитированного материала. Переход от коксованного к графитированному аналогичен коксовому монолиту по порядку снижения прочности.

Спечение обусловлено спечением пакетов листочков ТРГ прослоенных слоями пека, а также агрегатов из пакетов, спрессованных в частицы прессовочного порошка. Разрушение самоспекающегося материала связано с разрушением спекшихся частиц прессовочного порошка, а также разрушением частиц. Структура повторяет структуру сжатых частиц ТРГ, газопроницаемость материала практически отсутствует. переокисление закрепляет структуру пленок. Спечение пленок пека с листочками ТРГ обусловлено их прилипанием на начальной стадии, окисление приводит к уплотнению пленок с частичным отделением листочков ТРГ у материала 2. При разрушении листочков ТРГ отделяются от пленок пекового кокса. У материала 3 не спекаются сжатые листочки ТРГ.

Литература

1. *Дмитриев А.В.* Состав и способ изготовления шихты для изготовления углеродного материала. Пат 2134656 РФ, 20.08.1999
2. *Дмитриев А.В.* Научные основы разработки способов снижения удельного электрического сопротивления графитированных электродов. Челябинск, ЧелГПУ, 2005, 198 с.

ИДЕНТИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА

Думанский А.М., Алимов М.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, alduman@rambler.ru

IDENTIFICATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF UNIDIRECTIONAL CARBON FIBER REINFORCED PLASTICS

Dumansky A.M., Alimov M.A.

The method of unidirectional layer elastic properties identification of specimens under tensile at different angles is proposed. The description of the method and example of elastic properties evaluation of unidirectional carbon fiber reinforced plastics are carried out.

Основными исходными данными при проектировании элементов тонкостенных конструкций из композитов являются механические свойства однонаправленного слоя. Определение механических свойств слоя проводится по результатам испытаний однонаправленных или слоистых образцов. В данной работе предлагаются матричные методы идентификации упругих свойств однонаправленного углепластика по результатам испытаний плоских образцов однонаправленного композитного материала, вырезанного под разными углами к направлению армирования. Для решения указанной задачи должны быть выполнены условия ее корректности, заключающиеся в разрешимости и единственности решения, а также в устойчивости относительно возмущения правой части [1]. В общем случае система линейных уравнений может быть записана в следующем виде

$$A\vec{x} = \vec{b} \quad (1)$$

Количество определяемых параметров зависит от измеряемых в процессе эксперимента величин. В частности, по результатам испытаний на одноосное нагружение в области упругого поведения плоских образцов под разными углами к направлению армирования определяющие соотношения связи напряжений и деформаций могут быть приведены к системе линейных уравнений. Как правило, имеет место переопределенная система уравнений, т.е. число уравнений превышает число искомых величин. Поэтому в общем случае производится поиск псевдорешения системы линейных уравнений, которое минимизирует невязку $\|A\vec{x} - \vec{b}\|$ на всем пространстве R^n . Матрица A имеет размерность $m \times n$, где m представляет собой число строк, определяющее количество наблюдений, n - число столбцов и, соответственно, количество определяемых величин. Задача может не иметь решений, поэтому вместо ее решения на основе метода наименьших квадратов минимизируется квадратичный функционал (невязка) $\|A\vec{x} - \vec{b}\|^2$, доставляющий минимум в стационарной точке, являющейся решением системы «нормальных уравнений»

$$A^T A \vec{x} = A^T \vec{b} \quad (2)$$

Верхний индекс T в матрице означает процедуру транспонирования.

Если определитель $\det(A^T A) \neq 0$, тогда система (2) имеет единственное решение, называемое псевдорешением системы уравнений (1).

Если столбцы матрицы A линейно независимы, то матрица $A^T A$ обратима и единственное решение определяется следующей формулой

$$\vec{x} = (A^T A)^{-1} A^T \vec{b} \quad (3)$$

Задача идентификации механических свойств монослоя в кволизите заключается в составлении системы линейных уравнений, связывающих результаты испытаний и параметры, подлежащие определению. Например, при одноосном нагружении однонаправленного слоя под некоторым углом к направлению армирования, соотношения связи между деформациями и напряжениями в системе координат $X'Y'Z'$ могут быть записаны в следующем виде [2,3]

$$\{\varepsilon\}_x = [\bar{S}_x] \{\sigma\}_x \quad (4)$$

где $[\bar{S}_x]$ - матрица податливости слоя. Поскольку вектор напряжений в (4) содержит только одну компоненту $\{\sigma\}_x$, систему (4) можно переписать следующим образом: $[\bar{S}_x] = \frac{\{\varepsilon\}_x}{\sigma_x}$.

Далее, для каждого угла, матрицу податливости представляем в виде произведения матрицы, зависящей от углов, при которых были проведены испытания, на вектор-столбец компонент податливости слоя, т.е. $[\bar{S}_x] = [M] \{\bar{s}_0\}$. В данной работе идентификация свойств однонаправленного углепластика проводилась по результатам испытаний однонаправленных образцов под разными углами к направлению армирования и данным по деформации в продольном и поперечном направлениях к оси. Таким образом, для определения вектор-столбца податливостей, получаем две системы линейных уравнений

$$[M_1] \{\bar{s}_1^0\} = \frac{\varepsilon_x}{\sigma_x} \quad [M_2] \{\bar{s}_2^0\} = \frac{\varepsilon_{y'}}{\sigma_x}, \quad (5)$$

где $[M_1] = (\cos^4 i \sin^4 i \sin^2 i \cos^2 i)$, $[M_2] = (\sin^2 i \cos^2 i \cos^4 i + \sin^4 i)$, i – количество углов, при которых были проведены испытания, $\{\bar{s}_1^0\} = (s_{11}^0 \ s_{22}^0 \ 2s_{12}^0 + s_{66}^0)^T$, $\{\bar{s}_2^0\} = (s_{11}^0 + s_{22}^0 - s_{66}^0 \ s_{12}^0)^T$. Для обеспечения линейной независимости столбцов при формировании матриц $[M_1]$ и $[M_2]$ проводилось объединение линейно независимых столбцов и соответствующих им значений констант податливости. Для случая упругого поведения имеем: $\frac{\varepsilon_x}{\sigma_x} = \frac{1}{E_x}$, $\frac{\varepsilon_{y'}}{\sigma_x} = -\frac{\nu_{xy}}{E_x}$.

Однонаправленный материал может также рассматриваться как трансверсально изотропное тело, характеризуемое пятью независимыми компонентами податливости. В этом случае несколько изменится система построения систем линейных уравнений.

Предложенный матричный подход полезен тем, что позволяет провести анализ погрешностей в определении углов, под которыми проводились эксперименты и величин измеряемых деформаций. Соответствующие выражения для матриц $[M]$ могут быть получены из соотношений, приводимых в [2]. Для проверки предложенного подхода были использованы экспериментальные данные на растяжении образцов двадцатислойного однонаправленного среднемодульного и высокопрочного углепластика Т800Н/3633 под углами 15, 30, 45, 60 и 90° [4]. Объемное содержание волокна в слое 57%. Размер образцов составлял 120×10×2,8 мм, скорость перемещения траверсы машины 2 мм/мин. В процессе эксперимента производили измерение в продольном и поперечном направлениях.

Поскольку ранги матриц соотношений, связывающих напряжения и деформации в продольном и поперечном направлениях, не совпадают, для определения упругих характеристик слоя отдельно производилось решение двух соответствующих систем линейных уравнений. Из первой системы определялись s_{11}^0 , s_{22}^0 и $2s_{12}^0 + s_{66}^0$, из второй $s_{11}^0 + s_{22}^0 - s_{66}^0$ и s_{12}^0 . Модули упругости в продольном и поперечном направлениях определялись из следующих соотношений: $E_1 = \frac{1}{s_{11}^0}$, $E_2 = \frac{1}{s_{22}^0}$. Учитывая найденные значения модулей с помощью первого решения второй системы $x_1^{(2)} = s_{11}^0 + s_{22}^0 - s_{66}^0$, определялся модуль сдвига в плоскости слоя: $G_{12} = \frac{1}{s_{66}^0} = \frac{1}{s_{11}^0 + s_{22}^0 - x_1^{(2)}}$. Коэффициент Пуассона определяется с помощью второго корня первой системы:

$x_2^{(1)} = s_{12}^0 = -\frac{\nu_{12}}{E_1}$, откуда $\nu_{12} = -E_1 x_2^{(2)} = -\frac{s_{12}^0}{s_{11}^0}$. Полученные значения упругих характеристик слоя оказались равными: $E_1 = 110,8$ ГПа, $E_2 = 9,34$ ГПа, $G_{12} = 5,1$ ГПа, $\nu_{12} = 0,308$. Упругие характеристики слоя, использованные в [4], следующие: $E_1 = 136$ ГПа, $E_2 = 9,36$ ГПа, $G_{12} = 5,3$

ГПа, $\nu_{12} = 0,20$. Наиболее заметными оказались различия в значениях коэффициента Пуассона и модуле упругости в направлении армирования.

Для определения нелинейных характеристик слоя по заданной схеме необходимы корректировки при формировании правых частей систем линейных уравнений связанные с соответствием деформаций в слоях в главных осях ортотропии.

Список литературы

1. Голуб Дж., Ван Лоун Ч. Матричные вычисления // М.: Мир. 1999. С. 205.
2. Композиционные материалы. Справочник. Под общей ред. В.В. Васильева и др. М.: Машиностроение. – 1990. – 512 с. (гл. 8.)
3. Думанский А.М., Алимов М.А. Идентификация механических свойств углепластика // Научные труды II международной научной конференции «Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении» Москва, 2012. С. 190-195.
4. Shunsuke Y., Yokozeki T., Ogasawara T., Ogihara S. Evaluation of nonlinear behavior of cfrp laminates in tension and compression // 16th International Conference on Composite Materials // Kyoto, Japan. 2007. – pp. 1-7.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА УПРОЧНЯЮЩИХ ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА И МУЛЛИТА

Евдокимов В.Ю., Тюткова Ю.Б., Егоров А.А., Овсъянников Н.А., Федотов А.Ю., Севостьянов М.А., Пруцков М.Е., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Баринов С.М.

*Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова
Российской академии наук, acd313@imet.ac.ru*

INFLUENCE OF STRENGTHENING DISPERSED PHASES NICKEL AND NICKEL ALUMINIDE AND TITANIUM ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON CORUNDUM AND MULLITE

Evdokimov V.Yu., Tyutkova Yu.B., Egorov A.A., Ovsyannikov N.A., Fedotov A.Yu., Sevostyanov M.A., Prutskov M.E., Aladev N.A., Lysenkov A.S., Barinov S.M.

Ceramic composite materials on the basis of the corundum, containing strengthening particles of nickel or nickel aluminide were synthesized by high-temperature sintering and hot pressing methods. Fracture toughness of the materials obtained by hot pressing appeared higher in comparing with this one prepared by high temperature sintering. Fracture toughness also increases when Ni content in a composite grows up. At high-temperature tests from 20 to 800 °C fracture toughness of the composite containing 6,5 about. % of Ni and 40 about. NiAl %, sharply increases to 7,36 MPa×m^{1/2} at a temperature of tests of 500 °C that is 1,8 times above fracture toughness of this ceramic matrix at the room temperature. Considerable strength increasing is observed for a composite material with the corundum matrix with TiAl/Ti₃Al particle from 380 MPa (at the room temperature) to 730 MPa (at 800°C) that is 1,5-2 times more than corundum ceramics value strength (at that temperature).

Высокотемпературным спеканием и горячим прессованием (ГП) получены керамические композиционные материалы (КМ) на основе корунда, содержащие упрочняющие дисперсные фазы никеля и алюминидов никеля или титана.

Из исходных материалов - сульфата никеля, алюмоаммиачных квасцов и порошка алюминидов никеля NiAl (2,15% Mo) - был получен порошок Al₂O₃-Ni. В полученный матричный порошок вводили порошок NiAl, измельченный в планетарной мельнице до 1-2,5 мкм. Полученные составы порошковых смесей для Al₂O₃-2,2 об.% Ni и Al₂O₃-6,5 об.% Ni содержали от 5 до 40 об.% NiAl. Дисперсные частицы вводили в состав керамических матриц механическим смешением порошковой шихты. Спеканием в вакууме получены материалы на основе корунда и муллита с дисперсными частицами TiAl и Ti₃Al – при температурах до 1350°C; с дисперсными частицами NiAl и Ni₃Al – при температурах до 1450°C, соответственно. Горячим прессованием получены образцы материалов на основе Al₂O₃ и муллита с дисперсными частицами TiAl и Ti₃Al – при температурах до 1450°C; с дисперсными частицами NiAl и Ni₃Al – при температурах до 1570°C соответственно.

Образцы прессовали при давлении 100 МПа (балочки 5×5×40 мм). Проведено спекание в вакууме (1500°C, 2 ч). При температурах 1500, 1550 и 1570°C проведено горячее прессование (30 МПа) в вакууме в графитовых пресс-формах. По результатам механических испытаний выбраны образцы для оценки трещиностойкости (SENB-тип, прямой боковой надрез). После высокотемпературного спекания КМ на основе Al₂O₃- NiAl имеют прочность при изгибе до 200 МПа при 20°C при содержании Ni₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃ - 20 об.% NiAl/Ni₃Al. Максимальная прочность при изгибе при 20°C образцов на основе Al₂O₃-TiAl составила 180 МПа при содержании Ti₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃-20 об.% TiAl/Ti₃Al.

Поскольку спекание материалов системы при 1500°C - спекание системы с нерастворимыми компонентами, то с увеличением содержания NiAl от 10 до 40 об.% трещиностойкость спеченных в вакууме образцов повышается от 2,5 до 2,73 МПа×м^{1/2}, при содержании Ni - 6,5 об.% и от 2,5 до 2,8 МПа×м^{1/2} при 2,2 об.% Ni. При увеличении содержания NiAl, одновременно с повышением трещиностойкости, наблюдался рост пористости образцов с 10 до 15%.

Для материалов, полученных горячим прессованием, характерны более высокие величины трещиностойкости и плотности. Наибольшая величина трещиностойкости достигнута для образцов материалов, содержащих 2,2 об.% Ni и 40 об.% NiAl. Для температуры горячего прессования 1500°C она составила 4,5 МПа×м^{1/2}, для 1550°C - 4,9 МПа×м^{1/2} и для 1570°C - 5,4 МПа×м^{1/2}. Повышение трещиностойкости обусловлено понижением величины пористости материалов. Пористость образцов при температурах горячего прессования 1500, 1550 и 1570°C составляла - 11; 7 и 0,7 % соответственно. Содержание Ni в композите влияет на трещиностойкость - при содержании Ni, равным 6,5 об.%, при температуре горячего прессования 1570°C трещиностойкость возрастала с увеличением содержания NiAl от 3,1 МПа×м^{1/2} (10 об.% NiAl) до 3,8 МПа×м^{1/2} (40 об.% NiAl). Более выраженная зависимость величины трещиностойкости материалов от содержания NiAl наблюдается для композитов, содержащих 2,2 об.% Ni - происходит резкое повышение трещиностойкости от 3,4 до 5,3-5,4 МПа×м^{1/2} при увеличении содержания интерметаллида от 5 до 40 об.% (рис.1).

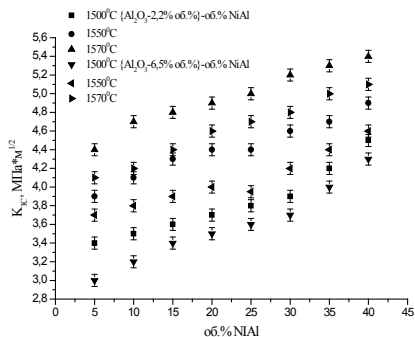


Рис.1. Зависимость трещиностойкости образцов композиционных материалов [Al₂O₃-(2,2 и 6,5) об.%Ni] - (5-40) об.% NiAl (2,15% Mo) при нормальных условиях от содержания NiAl (2,15%Mo) и температуры горячего прессования (1500, 1550, 1570°C).

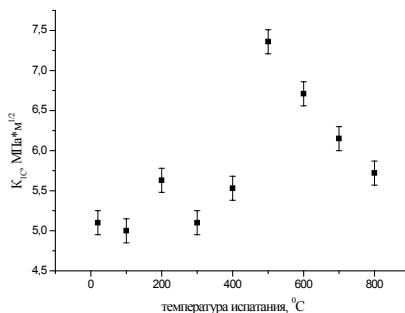


Рис.2. Зависимость трещиностойкости композита [Al₂O₃-6,5об.%Ni] - 40 об.% NiAl (2,15% Mo) от температуры испытаний.

КМ на основе Al₂O₃- NiAl, полученные ГП, имеют прочность при изгибе до 20 МПа - при содержании Ni₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃ - 20 об.% NiAl/Ni₃Al при комнатной температуре. Композиционный материал с корундовой матрицей, содержащий частицы TiAl/Ti₃Al, имеет прочность до 380 МПа при комнатной температуре и 730 МПа при 800°C, что превышает прочность корундовой керамики в 1,5-2 раза при данной температуре. Наибольшее упрочнение достигается при содержании Ti₃Al 40 об.% в композиции Al₂O₃-(20 об.%TiAl/Ti₃Al).

Величины пористости образцов данных КМ, полученных при 1360, 1400, 1450°C, составили 11, 7 и 1% соответственно.

Для образцов композитов с большим содержанием Ni (6,5 об.%) рост величины трещиностойкости, вероятно, связан с пластичностью Ni, повышающей величину критического коэффициента интенсивности напряжений при разрушении. Эффект повышения величины трещиностойкости наиболее выражен при высокотемпературных испытаниях от 20 до 800°C, когда трещиностойкость композита, содержащего 6,5 об.% Ni и 40 об.% NiAl, возрастает при режиме испытаний 500°C до 7,36 МПа·км^{1/2}, что почти в 1,8 раза превышает трещиностойкость данной керамической матрицы при комнатной температуре (рис.2).

ГИБРИДНЫЕ АККУМУЛЯТОРЫ НА ОСНОВЕ КЕРАМИЧЕСКИХ КОНДЕНСАТОРОВ

Кабылбекова У.М., Ногай А.С., Кусаннова К.Т.

Казахстан, КАТУ, e-mail: Otkir_45@inbox.ru

In work application as dielectric of semiconductor ceramic materials in supercondensers, for improvement of power characteristics (power supply and energy saving) hybrid accumulators of transport systems is investigated.

1. Проблема создания эффективных аккумуляторов является весьма актуальной. Одним из путей решения этой проблемы являются попытки создания гибридных аккумуляторов. «Гибридными» называют аккумуляторы, произведенные по гибридной технологии.

Гибридная технология позволяет создавать аккумуляторы, в которых решетки положительных и отрицательных электродов состоят из разных сплавов: положительные – из свинцово-сурьмянистого а отрицательные – из свинцово-кальциевого сплава. Таким образом «гибридные» аккумуляторы сочетают а себе положительные свойства двух технологий, а именно: высокие пусковые токи, низкий расход воды кальциевых батарей и «выносливость» малосурьмяных [1,2].

Наиболее часто в качестве аккумуляторных батареи применяют литий-ионные (Li-ion) аккумуляторы. Это связано с их преимуществами по сравнению с широко использовавшимися ранее никель-металлгидридными (Ni-MH) и никель-кадмиевыми (Ni-Cd) аккумуляторами. У Li-ion аккумуляторов значительно лучшие параметры, но из-за свойственной металлическому литию нестабильности, особенно в процессе заряда, исследования сдвинулись в область создания аккумуляторов без применения Li, но с использованием его ионов. Хотя литий-ионные аккумуляторы обеспечивают незначительно меньшую энергетическую плотность, чем литиевые аккумуляторы, тем не менее Li-ion аккумуляторы безопасны при обеспечении правильных режимов заряда и разряда [1,2].

Напомним, что литий-ионные аккумуляторы современных электромобилей и гибридов как уже говорилось, плохи именно тем, что из-за медленной отдачи энергии их нужно много: вес батарей одного электроавто обычно составляет сотни килограммов, что одновременно увеличивает расход энергии на движение машины. Кроме того, через шесть лет эксплуатации литиевые аккумуляторы деградируют. При этом стоимость их равна половине цены машины а значит, каждые 12 лет владения электромобилист тратит вторую цену своего железного коня только на аккумуляторы. Работы по улучшению свойств электрохимических конденсаторов привели к появлению в конце 20 века суперконденсаторов с емкостью до 10Вт*ч/кг и выше, что позволило использовать их для нужд гибридного и электротранспорта. С другой стороны, разработку новых типов конденсаторов подстегивала потребность промышленности в мощных, быстро заряжаемых источниках тока с большим ресурсом [1,2].

Один из подходов для решений выше приведенных проблем, это использование керамических материалов в качестве диэлектрика конденсаторов, которые отвечают требованиям оптимального энергонабжения и энергосбережения современных транспортных систем: плюс указанным преимуществам относятся то, они морозоустойчивые, малый вес и приемлемая стоимость.

Суперконденсаторы на основе керамических материалов.

Для изготовления конденсаторов применяют керамику с различной диэлектрической проницаемостью ($\epsilon > 8$) и температурного коэффициента, который может быть как

положительным так и отрицательным. Кроме того, ионные кристаллы у которых ϵ больше позволяют поднять энергетическую плотность, поскольку такие кристаллы обладают не только электронной, но и ионной поляризацией: диэлектрическая проницаемость составляет десятки и сотни, ($\epsilon = 10$, у корунда Al_2O_3 , $\epsilon = 110$ у рутила TiO_2 , *и.т.д.*). Изменяя процентный состав этих компонентов, можно получить керамические материалы с необходимыми характеристиками, способные обеспечивать оптимальными режимами заряда и разряда.

Конденсаторная керамика.

Своими уникальными свойствами конденсаторная керамика могут использоваться в качестве диэлектрика в суперконденсаторах на основе свинцовых электродов (положительный электрод-свинцово сурьмянистые, а отрицательные из свинцово –кальциевого сплава «АКТЕХ»). Применение конденсаторной керамики в качестве диэлектрика стабилизирует напряжение начала газовой выделений, тем самым устраняется кипение электролита [2,3].

Образование двойного электрического слоя, металл – раствор.

Известно, что сильно гидратированные ионы располагающиеся за внешней плоскостью Гельмгольца, представляет диффузную часть слоя, а слабо гидратированные либо склонные к сильной адсорбции на металле (рыхлые гидраты), представляют плотную часть двойного слоя. При очень низких концентрациях электролита диффузная часть слоя начинает играть все более важную роль для плотности и сохранения энергии [3,4]. Диффузная область двойного слоя существует не только в растворе. Такая же область появляется и в полупроводниковом электроде, для которого характерна умеренная диэлектрическая проницаемость и низкая концентрация носителей заряда в отличие от металла, где концентрация носителей заряда высока и на поверхности образуется плотный слой, с одной стороны, а другой стороны создающее условие образования коррозии.

Двойной электрический слой мы обнаруживаем и на границе раздела электролит-изолятор, (труднорастворимый эттрингиты, $CaO \cdot SiO_2 \cdot nH_2O$ и соединения состава $3CaO(Al_2O_3, FeO_3) \times SiO_2 \times (6 - 2x)H_2O$, упрочняющие контактный слой). На изоляторе есть фиксированный заряд, который может создаться за счет адсорбции ионов, ионного обмена между материалом и раствором и так далее. В сущности, он существует везде, где есть поверхность, образованная химическими разнородными материалами, и возможен переход зарядов через границу раздела, и оказывает сильное влияние на все - на подвижность заряженных коллоидных частиц, на течение жидкости в пористом материале, на свойства пористых и других мембранных систем. Следует заметить, что степень образования электролит – изолятор снижает процесс образование коррозии. Тем самым стабилизирует напряжение при газовой выделений. Обычно подобные процессы происходят в материалах с гетерогенной структурой (химических разнородные материалы), например полупроводниковая керамика, свойства границы раздела фаз которой приближаются к свойствам двойного слоя Гельмгольца. Среди них особое место занимает полупроводниковая керамика, на основе титаната бария, который имеет широкое применение как экологически чистый, надежный и дешевый материал для различных нагревателей с рабочим диапазоном от 100 до 200°C. Кроме того материалы обладают достаточной механической прочностью, высокой нагревостойкостью и хорошими электрическими характеристиками. У них диэлектрическая проницаемость в пределах ($\epsilon = 10 \dots 230$), обладают малым углом диэлектрических потерь ($\tan \delta = 0,0001 \dots 0,0006$). На его основе разработана несколько типов сегнетоэлектрической керамики, используемых для создания конденсаторов, пьезоэлектрических датчиков, позисторов [3,4,5]. Керамические конденсаторы на основе титаната бария. Эти конденсаторы нетрудоёмкие в изготовлении и дешевы. Кроме того, полупроводниковая керамика способна реагировать с ионами, образуя электрически активные поверхностные состояния. Поверхностные состояния можно характеризовать временем перехода электронов из энергетических зон объемной части полупроводника на поверхностные уровни и обратно. Известно, что если поверхность полупроводника покрыта пленкой окисла, то на внешней границе этой пленки также могут возникнуть локальные энергетические уровни, (всасывающие частиц вызывающие коррозию), обусловленные адсорбцией чужеродных молекул и атомов. Электроны с таких уровней способны проникать сквозь пленку в полупроводник, однако, время установления равновесия между потоком этих электронов и электронов, движущихся

из полупроводника к поверхности окисла, оказывается существенно большим (от 10^{-2} с до нескольких суток). Соответствующие состояния получили название медленных; эти состояния играют большую роль в кинетике процессов, протекающих в приповерхностной области реальных полупроводников, практически всегда покрытых слоем окисла (окислы замедляют коррозионные процессы). Подобные явления (образование двойного электрического слоя), как справедливо сказано выше, могут происходить "везде, где есть поверхность, образованная химическими разнородными материалами, и возможен переход зарядов через границу раздела" не только в жидких или твердых полупроводящих средах, но и в газах. Особенно в ЭХК с кальциево-сурьмяной батареех [4, 6,7].

3. Энергетическая модель двойного электрического слоя. Закон сохранения энергии. При исследований нелинейных процессов, которые происходят в двойном электрическом слое: всасывание и отдача, в зависимости от концентрации электролитов, важное значение имеют средства анализа, позволяющие определить, характеризуется ли определенная система или подсистема тем, что на ее траекториях сохраняется энергия. Системы с этими свойствами часто называются «консервативными» или системами «без потерь» энергии, электрическая модель их обычно состоят из таких элементов, как катушки индуктивности и конденсаторы [5,6,7]. Для чего рассмотрим систему, которая однородна в направлении x – направлении ($-\infty < x < +\infty$) и вдоль траектории которой сохраняется некоторая величина Q . Другими словами, величина Q не создается и не разрушается в процесс е динамической эволюции исследуемой системы. Тогда удобно ввести следующие определения: $F(x, t)$ – поток сохраняющейся величины или скорость, с которой эта величина проходит через точку x в момент времени t . $D(x, t)$ – плотность сохраняющейся величины, или количество величины Q на единицу x . В контексте этих определений,

$$\Delta x \frac{d}{dt} D(x + \Delta x/2, t) = F(x, t) - F(x + \Delta x, t) + O(\Delta x^2). \quad (1)$$

Рассматривая это выражение в предельном случае $\Delta x \rightarrow 0$, мы получаем закон сохранения:

$$\frac{\partial D}{\partial t} + \frac{\partial F}{\partial x} = 0 \quad (2)$$

Очевидно, что полная величина

$$Q = \int_{-\infty}^{+\infty} D \, dx \quad (3)$$

сохраняется, т. к.

$$\frac{dQ}{dt} = \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{\partial D}{\partial t} \, dx = - \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{\partial D}{\partial x} \, dx = F(-\infty, t) - F(+\infty, t) \quad (4)$$

Таким образом,

$$Q = const,$$

если поток в системе в точке $x = -\infty$ равен потоку в системе в точке $x = +\infty$. Это условие выполнено, если динамические переменные стремятся к нулю при $x \rightarrow \pm\infty$. В данном случае сохраняющейся величиной является неосновные носители заряда в полупроводниках [6,7,9].

Литература:

1. Популярная механика. Ж-л. Июль 2010. № 7, www.popmech.ru
2. Химические источники тока. Справочник. Под редакцией Н. В. Коровина и А. М. Скундина. М.: Издательство МЭИ. 2003.
3. A. Burke. Ultracapacitor Technology: Present and Future. ACWS 2003.
4. Петров К.С. Радиоматериалы, Радиокomпоненты и Электроника.- Москва – Санкт-Петербург. 2004, 500с.
5. А.В.Ланкин, В.В. Стегайлов, «Атомистическое моделирование взаимодействия электролитов с графитовыми наноструктурами в перспективных суперконденсаторах» II Международный форум по нанотехнологиям, Москва, Экспоцентр, 6-8 октября 2009г.
6. С. Segal & Kiyoto Otsuka. Activated Carbons: Performance in Electric Double Layer Capacitors. ACWS 2003.
7. Скотт Э. Нелинейная наука рождение и развитие когерентных структур. Москва.; Физматлит 2007.400с.
8. В. Е. Conway. Electrochemical Supercapacitors: Scientific Fundamentals and Technological Applications. Kuwer-Plenum Publ. Co. N-Y.: 1999.

9. Свидетельство № 103073 на товарный знак «Ионистор®» от 05.03.91.

10. Кузнецов В. П., Компан М. Е. Емкостные характеристики нанопористых углеродных материалов ионисторах на основе твердого электролита $RbAg_4I_5$ // Электрохимия. 2009. Т. 245. №5. 2009. С. 574

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА ПРОЧНОСТНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПОЛИ(МЕТ)АКРИЛИМИДНЫХ ВСПЕНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Корниенко П.В., Горелов Ю.П., Ширшин К.В., Горшенков Ю.М.

Россия, ФГУП «Нучно-исследовательский институт химии и технологии полимеров имени академика В.А. Каргина с опытным заводом», pash911ko@bk.ru

STUDY OF INFLUENCE OF MODIFYING ADDITIVES ON THE STRENGTH PARAMETERS OF POLYMETHACRYLIMIDE FOAMS

Kornienko P.V., Gorelov Y.P., Shirshin K.V., Gorshenkov Y.M.

The influence of the nature and concentration of foaming agents and cross-linking monomers on the strength properties of the foam is investigated. It was shown that the use of a mixture of methylformamide and tert-butyl alcohol can finely control the strength properties of the foams. The use of various cross-linking monomers at the stage of synthesis of copolymers increases the strength and density of foamed products significantly.

В конструкциях современных летательных аппаратов, а также в различных видах наземного и водного транспорта все более широкое применение получают многослойные детали и элементы, состоящие из тонких наружных слоев жесткого пластика и легкого внутреннего заполнителя. При изготовлении многослойных деталей, как правило, используются высокотемпературные режимы склейки и формования, что предъявляет повышенные требования по термостойкости к материалам заполнителя.

В последние годы в качестве термостойких заполнителей стали применять поли(мет)акрилимидные пенопласты, которые получают термообработкой сополимеров на основе акрилонитрила и метакриловой кислоты.

Известно, что значительное влияние на прочностные характеристики пенопластов могут оказывать различные модифицирующие добавки, поэтому целью данной работы являлось изучение влияния природы и концентрации вспенивающих добавок, а также сшивающих мономеров на прочностные свойства пенопластов.

В качестве модифицирующих добавок для сополимеров на основе акрилонитрила и метакриловой кислоты был использован метилформамид и трет-бутиловый спирт (вспениватели), а также диметакрилат этиленгликоля (ДМЭГ), аллилметакрилат (АлМА), гексагидротриакилоилтриазин (ГТТ) и триаллилизотиоцианурат (ТАИЦ) (сшивающие мономеры). Оценка изменения прочностных параметров осуществлялась стандартными для пенопластов методами.

Исследование влияния вспенивающих агентов на прочностные параметры конечных продуктов показало, что природа и концентрация пенообразователей заметно влияет на структуру и размер ячеек пенопластов и, как следствие, на их физико-механические характеристики.

Показано, что применение смеси вспенивающих агентов (метилформамид – трет-бутанол) позволяет тонко управлять процессом получения пеноматериалов. Так, варьирование суммарной концентрации амида и спирта от 10 до 20 мас% позволяет получать изотропные мелкоячеистые пенопласты в диапазоне плотности от 30 до 120 кг/м³. Найдено, что значения прочности при сжатии полученных вспененных материалов имеют линейную зависимость от плотности и изменяются в интервале от 0.4 до 3.5 МПа, что является хорошим показателем для пенопластов указанных плотностей.

Установлено, что существенное влияние на структуру и свойства вспененных материалов на основе акрилонитрила и метакриловой кислоты оказывает сшивка исходных сополимеров. Так, введение на стадии синтеза сополимеров в достаточно малых количествах (до 0.1 мас%) АлМА, ДМЭГ, ТАИЦ или ГТТ приводит к увеличению значений плотности

пенопластов, а также их прочностных характеристик в 1.5 – 2.5 раза. Так, использование ДМЭГ и АлМА позволяет получать мелкоячеистые пенопласты со значениями плотности до 220-230 кг/м³. При этом все полученные продукты обладают высокими значениями прочностных характеристик (прочность при растяжении 3.0 – 7.5 МПа, напряжение сжатия при 10 % деформации 1.5 – 5.0 МПа).

Различными методами термического анализа (ТГА и ДСК) установлено, что полученные вспененные материалы обладают высокими значениями термостойкости и сохраняют стабильность физико-механических свойств при прогреве до температуры 200 – 220 °С, что позволяет использовать их в различных технологических процессах высокотемпературной склейки многослойных деталей и элементов, например, в производстве вертолетных лопастей и обтекателей авиационных двигателей.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Мантусова О.Ю., Постнов В.И., Постнова М.В.

РФ, Ульяновский научно-технологический центр

Всероссийского института авиационных материалов, utsviam@viam.ru

PECULIARITIES OF OF DEFORMATION AND FRACTURE STRUCTURAL MEMBER METAL LAYER COMPOSITES

Mantusova O.J., Postnov V.I., Postnova M.V.

In the current study examined the deformation of Alor D16/41 in the molding detail and destruction in terms of impact. Organoplastic layer, inhibiting the growth of damage while maintaining desired values of strength and stiffness, which allows the use of Alor D16/41 thinner than D16chAT with reduced structural weight of МПКМ.

Конструкции из слоистых металлополимерных композиционных материалов (МПКМ) находят широкое применение в авиационной промышленности за счет высоких значений удельной и усталостной прочности и жесткости. Требования к безопасности полетов и прогнозированию эксплуатационной надежности определили интерес к изучению и анализу деформационных и прочностных свойств МПКМ. Особенностью слоистых композиционных материалов при разрушении в отличие от металлических сплавов является неоднородность используемых материалов.

Объектом исследования являются конструкции из Алора, состоящего из чередующихся слоев металлических листов и органопластика. Алор может быть использован для изготовления вибронгруженных деталей авиационной техники, так как обладает низкой скоростью роста трещин усталости. На рис. 1 представлены элементы авиационных конструкций, исследуемые в данной работе.



Рис.1.Элементы конструкции из Алор D16/41
а) нервюра носка крыла; б) обшивка носка крыла

Данные конструкции были выбраны, так как они подвержены образованию усталостных трещин и повреждений в процессе эксплуатации. Деформирование Алора рассмотрено на примере формования отбортовки в нервюре носка крыла. Сравнительные испытания отбортовки выполнялись на листах, размерами 200×400 мм с отверстием под отбортовку, расположенным на

пересечении осей симметрии как из алор Д16/41, так и из Д16АТ-1,2. Испытания образцов проводились на гидравлическом пульсаторе ЗДМ-Ри-10. Долговечность образцов из алор Д16/41 (отбортовка тарельчатая, изготовлена штамповкой) превысила долговечность подобных образцов из сплава Д16АТ-1,2 в два раза и более. На уровне нагружения $\sigma_{\max}=80$ МПа все образцы из алора наработали базу $N=5 \cdot 10^6$ циклов без разрушения и без появления трещин усталости.

В образцах из алора зарождение трещины происходило по радиусугиба в зоне перехода плоской стенки в отбортовку. Первоначально трещина зарождалась в одном слое металла, далее происходило зарождение трещины во втором слое металла. Распространение трещины происходило, как правило, симметрично по обе стороны от отверстия отбортовки в сторону края образца.

Рост трещины происходил медленно, так как в процессе разрушения металлических слоев происходит перераспределение нагрузки между слоями металлополимера и нагрузку воспринимает органопластик. В процессе усталостной наработки расслоения слоев алора в зоне растущей трещины не наблюдалось, не было обнаружено расслоения и по контуру отверстия.

Микроанализ поверхностей зоны перехода стенки в отбортовку для всех рассмотренных типов отобразцов выявил наличие в полимерной матрице микротрещин органопластика как по растянутым, так и по сжатым волокнам. Причиной возникновения микротрещин является деформирование материала в зоне отборонок более 4%.

В процессе эксплуатации воздушного судна достаточно часто возникают явления локального удара по элементам конструкции от камней, птиц, частиц града и т.п. Так как применение Алор Д16/41 в обшивке крыла связано с такими явлениями были проведены исследования данного материала в условиях ударного воздействия идентора (стальной шар $\varnothing 6$ мм). Были проведены сравнительные исследования остаточной прочности после ударного воздействия шаром в диапазоне скоростей до 300 м/с панелей из Алор Д16/41 толщиной 2 мм и алюминиевого сплава Д16чАТ толщиной 1,3 мм. Установлено, что до скорости ударника 200 м/с МПКМ сохраняет свою исходную прочность, тогда как алюминиевый сплав - до 175 м/с. На рис. 2. отчетливо виден характер разрушения слоистого композита.

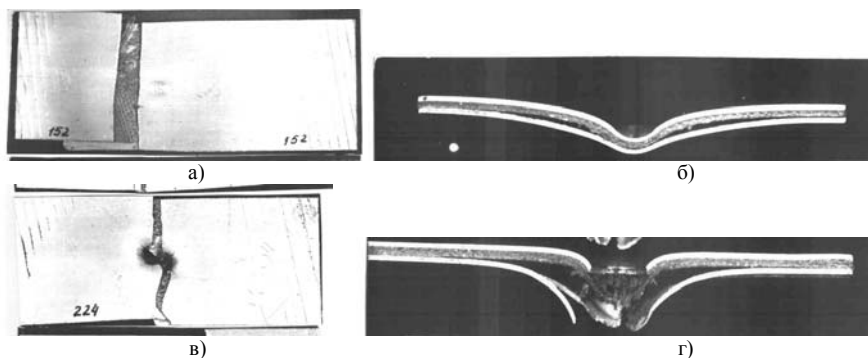


Рис.2. Разрушение образцов Алор Д16/41

а) зона разрушения со стороны удара при скорости удара 152 м/с; б) поперечный разрез зоны разрушения образца (152 м/с); в) зона разрушения со стороны удара при скорости удара 224 м/с;

г) поперечный разрез зоны разрушения образца (224 м/с)

Проведенные исследования показали, что деформация и разрушения слоистых композитов происходит при больших нагрузках, чем у алюминиевых сплавов, за счет слоя органопластика, сдерживающего рост повреждений при сохранении требуемых значений прочности и жесткости, что позволяет использовать Алор Д16/41 меньшей толщины чем Д16чАТ со снижением массы конструкции из МПКМ.

БАРИЧЕСКИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОВОДИМОСТИ МОНОСУЛЬФИДА ТАЛЛИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Мустафаева С.Н., Асадов М.М., Исмаилов А.А.

Институт физики Национальной Академии наук Азербайджана

e-mail: solmust@gmail.com

BARIC DEPENDENCES OF THALLIUM MONOSULPHIDE CONDUCTIVITY AT VARIOUS TEMPERATURES

Mustafaeva S.N., Asadov M.M., Ismailov A.A.

The effect of hydrostatic pressure (up to 0.75 GPa) on the electric conductivity of layer TlS single crystal has been investigated in the temperature range 294 – 345 K. It has been shown that pressure leads to increase of conductivity along the layers of TlS single crystals. The pressure coefficients of the TlS band gap were found at various temperatures.

Моносουλфид таллия, являющийся представителем полупроводниковых соединений типа $A^{III}B^{VI}$, кристаллизуется в различных структурах, в частности, в тетрагональную структуру типа TlSe и моноклинную структуру (структурный аналог TlGaSe₂). Целью настоящей работы явилось изучение проводимости слоистого монокристалла TlS в зависимости от температуры и гидростатического давления. Выращенный в моноклинной структуре слоистый монокристалл TlS имел следующие параметры элементарной решетки: $a = 10.90$; $b = 10.94$; $c = 15.18 \text{ \AA}$; $\beta = 100.2^\circ$. Геометрия образцов для электрических измерений была такова, что постоянное электрическое поле прикладывалось вдоль естественных слоев монокристалла TlS.

Ниже приведены результаты изучения проводимости (σ) монокристалла TlS в постоянном электрическом поле при различных температурах и гидростатических давлениях. Характерной особенностью барических зависимостей проводимости TlS является то, что с увеличением давления вплоть до 0.75 GPa σ экспоненциально увеличивается. Проводимость может быть записана в общем виде

$$\ln \sigma(P) = \ln \sigma(0) + \beta P, \quad (1)$$

где $\beta = d \ln \sigma(P) / dP$. Полагая, что проводимость изменяется с давлением согласно уравнению

$$\sigma(P) = \sigma(0) \exp(-\gamma P / 2kT), \quad (2)$$

где $\gamma = dE_g^i / dP$ – барический коэффициент непрямой зоны, последний можно найти из соотношения

$$\gamma = 2kT\beta \quad (3)$$

Т.к. $\beta > 0$, то из (3) следует, что для удовлетворения уравнения (2) γ должно быть отрицательным. Отсюда следует, что с увеличением давления ширина запрещенной зоны TlS уменьшается. Зависимость ширины запрещенной зоны TlS от давления может быть записана как

$$E_g^i(P) = E_g^i(0) - |\gamma|P. \quad (4)$$

Ниже в таблице приведены значения β и $|\gamma|$ для TlS при различных температурах.

T, K	β , ГПа ⁻¹	$ \gamma $, эВ/ГПа
294	1.22	0.062
333	1.16	0.066
345	1.08	0.064

ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Ti_3SiC_2 ИЗ ПРОДУКТОВ КАРБОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ЛЕЙКОКСЕНОVOГО КОНЦЕНТРАТА

Надуткин А.В., Истомин П.В., Грасс В.Э.

Институт химии Коми НЦ УрО РАН (г. Сыктывкар, Россия), nadutkin-av@chemi.komisc.ru

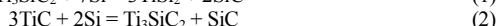
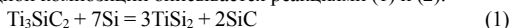
FABRICATION OF Ti_3SiC_2 -BASED CERAMIC COMPOSITES FROM PRODUCTS OF CARBOTHERMAL PROCESSING OF LEUCOXENE CONCENTRATE

Nadutkin A.V., Istomin P.V., Grass V.E.

Ti_3SiC_2 -based ceramic matrix composites from oxide mineral raw materials was fabricated via two step procedure: 1) carbothermal reduction of leucoxene concentrate under vacuum resulting in the formation of Ti_3SiC_2 -containing powder, and 2) uniaxial hot pressing of the product combined with addition of elemental silicon as a sintering aid. The microstructure and mechanical properties of the material obtained were studied.

Композиционные материалы на основе Ti_3SiC_2 сочетают в себе хорошую тепло- и электропроводность, устойчивость к коррозии, высокую прочность и, таким образом, перспективны для применения в условиях ударных механических и термических воздействий. Инновационным подходом к решению проблемы промышленного получения подобных материалов является использование недорогого оксидного сырья, в частности, лейкоксенового концентрата (ЛК). Ранее, в работах по изучению вакуумного карботермического восстановления ЛК нами была показана возможность его использования для получения материалов на основе Ti_3SiC_2 и TiC , с небольшим количеством Fe-, Al-, Zr-содержащих примесей [1]. Продукты карботермической переработки ЛК представляют собой слабо спеченные агрегаты, которые легко могут быть дезинтегрированы до порошкообразного состояния. Как известно, производство керамических материалов из тугоплавких карбидных соединений требует введение специальных спекающих добавок, либо применение методов горячего прессования.

В настоящей работе плотный керамический композит был получен путём одноосевого горячего прессования продуктов карботермической переработки ЛК с добавлением 5 масс.% кремния в качестве реакционной спекающей добавки. Операция горячего прессования проводилась в вакууме под нагрузкой 6.7 МПа с изотермической выдержкой 1 час при температуре 1640°C. Установлено, что уплотнение материала начинается при температуре 1100°C, и продолжается вплоть до достижения температуры изотермической выдержки. Взаимодействие кремния с основными компонентами исходной композиции описывается реакциями (1) и (2):



Основными компонентами полученного материала являются TiC и Ti_3SiC_2 , доля которых составляет около 60 и 30 об.%, соответственно (рис. 1). Кроме того, в материале обнаруживается присутствие SiC в количестве 10 об.%. Электронно-микроскопические снимки поверхности излома и шлифа образца, представленные на рисунках 2а и 2б, демонстрируют равномерное распределение основных фаз. Примеси железа в процессе горячего прессования концентрируются в расплаве $Ti-Si-Fe$, который заполняет пространство между частицами основных фаз, способствуя тем самым уплотнению материала. Примеси алюминия проявляются в материале в виде включений Al_2O_3 , локализованных в отдельных зёрнах SiC (рис. 2в). Остаточная пористость материала не превышает 0.2%, плотность равна 4.7 г/см³. Прочность материала на изгиб составляет 400–600 МПа, трещиностойкость (K_{IC}) достигает 5.6 ± 0.2 МПа·м^{1/2}. Таким образом, по прочностным характеристикам материал сопоставим с керамическими композитами на основе Ti_3SiC_2 , полученными с использованием химически чистых реагентов.

Результаты проведенного исследования доказывают возможность использования продуктов карботермической переработки лейкоксена для производства беспористых композиционных материалов с керамической матрицей на основе Ti_3SiC_2 . Несмотря на наличие нежелательных примесей, такие композиты имеют достаточно высокие прочностные характеристики, позволяющие рекомендовать их для применения в качестве материалов конструкционного назначения.

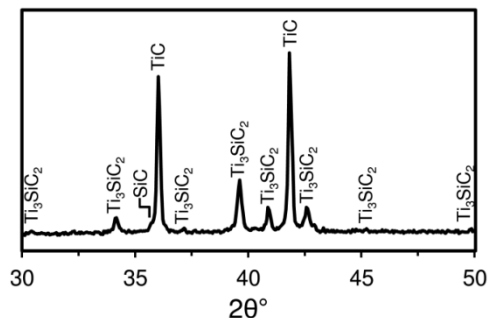


Рис. 1. Рентгенограмма материала, полученного путём горячего прессования продуктов карботермической переработки ЛК с добавлением 5 масс.% кремния.

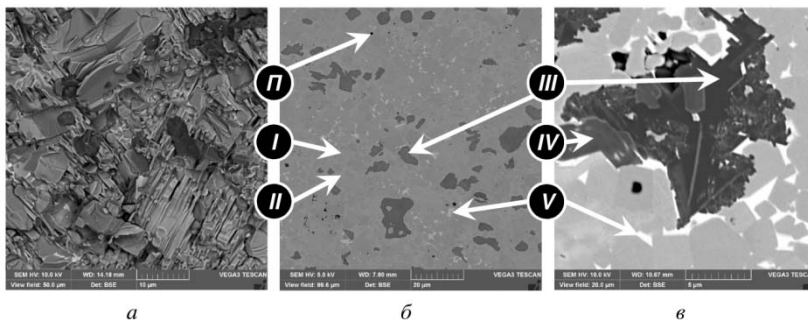


Рис. 2. Электронно-микроскопические снимки поверхности излома (*а*) и шлифа (*б, в*) образца. *I* – Ti_3SiC_2 , *II* – TiC, *III* – SiC, *IV* – Al_2O_3 , *V* – Ti-Si-Fe, П – поры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 11-03-00529-а).

Литература

1. Голдин Б.А., Рябков Ю.И., Истомин П.В., Грасс В.Э. Високотемпературная восстановительная переработка оксидного минерального сырья (маложелезистые бокситы и лейкоксен). Екатеринбург: УрО РАН, 2001. 216 с.

ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ С КЕРАМИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ Ti_3SiC_2/SiC МЕТОДОМ СВС-КОМПАКТИРОВАНИЯ НЕПОРОШКОВЫХ СЛОЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Надуткин А.В., Истомин П.В., Грасс В.Э.

Институт химии Коми НЦ УрО РАН (г. Сыктывкар, Россия), nadutkin-av@chemi.komisc.ru

FABRICATION OF CERAMIC MATRIX COMPOSITES Ti_3SiC_2/SiC VIA SHS-COMPACTION OF NON-POWDER LAYERED STRUCTURES

Nadutkin A.V., Istomin P.V., Grass V.E.

A powder-free technique for fabrication of Ti_3SiC_2 -based composite ceramics via self-propagating high-temperature synthesis (SHS) is developed. The essence of the method is the SHS-compaction of a multilayer stack comprised alternating layers of titanium foils and polymer films filled with either micro-sized silicon carbide particles or micro-sized silicon carbide particles mixed with

charcoal particles. It is shown that SHS-compaction of non-powder materials can be used to synthesize dense particulate-reinforced ceramic matrix composites of $Ti_3SiC_2-TiSi_2-SiC_p$. Effects of the initial reactant composition and the synthesis conditions on the microstructure of the prepared materials are discussed.

Инновационный потенциал керамических материалов на основе Ti_3SiC_2 обусловлен уникальным сочетанием их характеристик: высокой трещиностойкостью, нечувствительностью к термоудару, а также хорошей механической обрабатываемостью и химической стойкостью. Подобные свойства проявляются главным образом благодаря слоистости кристаллической структуры Ti_3SiC_2 , выражающейся в относительно слабой связи между карбидными слоями $[Ti_3C_2]_{\infty}$ и разделяющими их слоями атомов кремния $[Si]_{\infty}$. Такое наноламинатное строение позволяет зёрнам Ti_3SiC_2 при нагрузке сильно деформироваться, локализуя механические повреждения материала, тем самым препятствуя его макроскопическому разрушению.

Промышленное освоение материалов на основе Ti_3SiC_2 сдерживается высокой стоимостью и технической сложностью известных методов их получения: горячего изостатического прессования, искрового плазменного спекания, химического осаждения из газовой фазы и т.п. Поиск технологически и экономически эффективных способов производства – одна из наиболее актуальных задач современного этапа исследований. Перспективным подходом к её решению может стать использование слоевых реакционных композиций, представляющих собой пакет регулярно уложенных реагентов в виде плёнок и листов. При производстве крупногабаритных изделий такая технология имеет ощутимые преимущества перед порошковыми методами, значительно упрощая процедуру формования изделий.

В настоящей работе представлены результаты экспериментов по получению керамического композита $Ti_3SiC_2-TiSi_2-SiC$ методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) из слоевой реакционной композиции $Ti-SiC$. В качестве исходных материалов в работе использовались листы титана марки ВТ 1-0 толщиной 0.055–0.6 мм и полимерные плёнки толщиной 0.1–0.8 мм, наполненные изометричными частицами SiC размером 5–50 мкм с содержанием SiC 70–90 %. В отдельных экспериментах в состав плёнок вводилось дополнительно 5 масс.% активированного угля. Образцы, сформированные путём многослойной укладки реагентов, как показано на рис. 1, подвергались вакуумной термообработке под механической нагрузкой 0.2–3.5 МПа. Температурный режим включал два изотермических участка: 1) при 400 °С в течение 30 мин для удаления ПВС; 2) при 1340 °С в течение 15 мин для проведения синтеза.

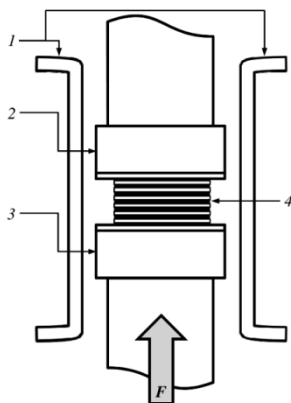


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для СВС-компактирования слоевых композиций. 1 – нагревательные элементы; 2 – неподвижный пуансон; 3 – подвижный пуансон; 4 – образец.

В процессе термообработки в интервале 1320–1340°С наблюдалось инициирование реакции СВС, которая сопровождалась саморазогревом образцов до 1900°С. По данным рентгенофазового анализа состав продуктов синтеза включал Ti_3SiC_2 , $TiSi_2$ и SiC , а также следы TiC и $Ti_5Si_3C_7$. Линейная усадка в направлении приложения нагрузки достигала 25–30 %, в то время как планарные размеры образца при термообработке увеличивались в значительно меньшей степени. Плотность полученного материала составляла 80–96 % от теоретической.

На рис. 2 показана микроструктура представительных образцов. В целом, микроструктура композитов характеризуется равномерным распределением частиц SiC в матрице $Ti_3SiC_2-TiSi_2$. В образцах, полученных при давлениях компактирования 0.2–1 МПа, имеются признаки изначально заложенной слоистости, проявляющиеся в виде щелевидных пор на месте исходного расположения титановых слоёв (рис. 2а), при более высоких давлениях компактирования – 2–3.5 МПа, пористость такого типа не обнаруживается (рис. 2б).

В процессе термообработки в интервале 1320–1340°C наблюдалось инициирование реакции СВС, которая сопровождалась саморазогревом образцов до 1900°C. По данным рентгенофазового анализа состав продуктов синтеза включал Ti_3SiC_2 , $TiSi_2$ и SiC , а также следы TiC и $Ti_5Si_3C_7$. Линейная усадка в направлении приложения нагрузки достигала 25–30 %, в то время как планарные размеры образца при термообработке увеличивались в значительно меньшей степени. Плотность полученного материала составляла 80–96 % от теоретической.

На рис. 2 показана микроструктура представительных образцов. В целом, микроструктура композитов характеризуется равномерным распределением частиц SiC в матрице Ti_3SiC_2 – $TiSi_2$. В образцах, полученных при давлениях компактирования 0.2–1 МПа, имеются признаки изначально заложенной слоистости, проявляющиеся в виде шелевидных пор на месте исходного расположения титановых слоёв (рис. 2а), при более высоких давлениях компактирования – 2–3.5 МПа, пористость такого типа не обнаруживается (рис. 2б).

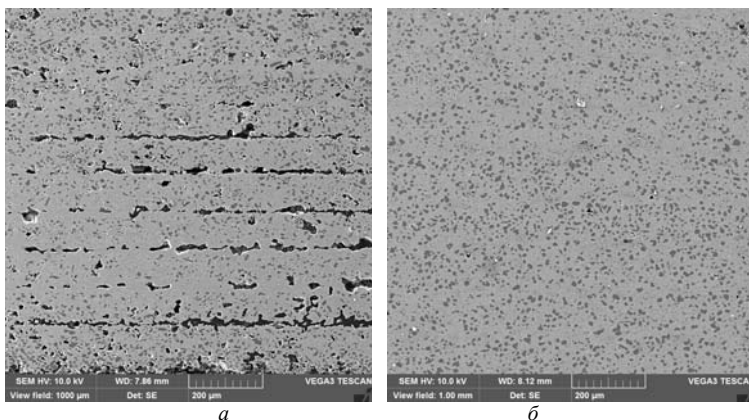


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения образцов, полученных при давлении компактирования 0.2 МПа (а) и 3.5 МПа (б).

Таким образом, экспериментально обоснована возможность получения керамических композитов с матрицей на основе Ti_3SiC_2 путём СВС-компактирования слоистых композиций Ti – SiC . Технично-экономические преимущества предложенного метода выражаются в его высокой технологичности при низком уровне энергетических и временных затрат.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 11-03-00529-а).

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ IN SITU НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ПРОВОДНИКОВ

Никulin С.А.¹, Рожнов А.Б.¹, Рогачев С.О.¹, Хаткевич В.М.¹,
Панцырный В.И.², Хлебова Н.Е.², Нечайкина Т.А.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г.Москва, Россия

²ООО «Научно-Производственное Предприятие «НАНОЭЛЕКТРО», г. Москва, Россия,
nikulin@misis.ru, csaar@mail.ru

Comparative low-cycle fatigue tests under the bending on Cu-Nb, Cu-Fe and Cu-V in situ nanocomposite wiring specimens with diameter of 0.44 ... 0.80 mm, and specimens of pure copper, using a dynamic mechanical analyzer (DMA) were carried out. The analysis of the fatigue fracture by scanning electron microscopy was carried out. The differences in the mechanisms of fatigue crack propagation in various composites are shown.

Бинарные наноконпозиционные проводники на основе металлической медной матрицы с добавками ОЦК-металлов, изготовленные с использованием процесса in situ, такие как Cu-Nb,

Cu-Fe, Cu-Cr, являются предметом интенсивных исследований последних десятилетий. Повышенная механическая прочность таких композитов при высокой электропроводности позволяет использовать их в качестве перспективных материалов для изготовления элементов электрических устройств и механизмов, работающих в напряженных условиях. Существует возможность использовать данные нанокompозиты в составе сверхпроводников для их упрочнения.

Упрочняющие фазы, сформированные за счет *in situ* процесса, обладают высокой термодинамической стабильностью и хорошей адгезией с матрицей. Ограниченная растворимость ОЦК-металлов в меди позволяет медной матрице сохранять высокую электропроводность, а армирующие волокна ОЦК-металлов обеспечивают высокие прочностные свойства.

Несмотря на то, что общие закономерности формирования структуры таких композитов, а также их механические свойства при статическом нагружении достаточно хорошо изучены, данных относительно циклического нагружения *in situ* композитов в литературе крайне мало.

Для оценки сопротивления усталости малогабаритных образцов и изделий, таких как *in situ* композиционные провода диаметром менее 1 мм, могут быть применимы нестандартные методики усталостных испытаний с использованием динамического механического анализатора (ДМА).

В данной работе проведены сравнительные испытания на малоцикловую усталость образцов *in situ* нанокompозиционных высокопрочных проводов систем Cu-Nb, Cu-Fe и Cu-V диаметром ~0,5 мм, а также образцов чистой меди, с использованием ДМА Q800.

Испытания проводили при 30 по мягкой схеме нагружения (при постоянном максимальном напряжении цикла) на симметричный поперечный изгиб при частоте нагружения 10 Гц на базе 4×10^6 циклов.

Установлено, что *in situ* нанокompозиционные проводники разного состава (Cu-V, Cu-Nb и Cu-Fe) характеризуются близкими характеристиками сопротивления усталостному разрушению, которые существенно превышают сопротивление усталости чистой меди; при этом механизмы распространения усталостной трещины композитов разного состава различны.

Работа частично выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки (Госконтракт № 11.519.11.6028).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Ожерелков Д.Ю., Степашкин А.А., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В.

Россия, НИТУ «МИСЦ», dmitriy.ozherelkov@gmail.com

Crack resistance research of friction carbon-carbon composite materials. Ozherelkov D.Yu., Stepashkin A.A., Komissarov A.A., Smirnova Yu.V. Influence of manufacturing technology on crack-resistance parameters of carbon-carbon composite materials with pitch matrix is studied. Characteristics of crack-resistance (K_{Ic} , J_{Ic} and R-curves) was detected during three-point bending with additional high-speed camera and acoustic emission recording for better describing of crack propagation. The research was made on the thermar ADF materials which is widely uses in disc brakes systems of Russian airplanes.

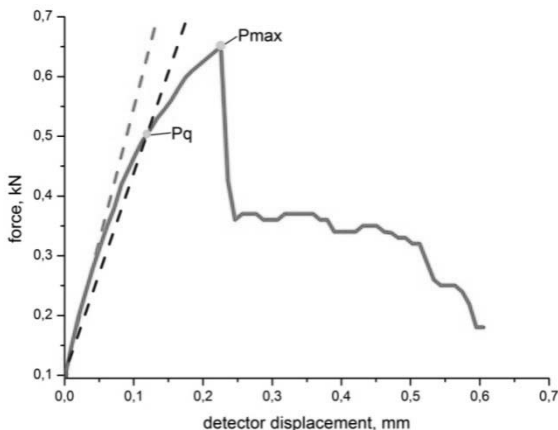
Одной из динамично развивающихся областей применения углерод-углеродных композиционных материалов (УУКМ) являются авиационные тормозные диски. К материалам, эксплуатирующимся в авиационных тормозных системах, предъявляются высокие требования по трещиностойкости, ударной вязкости и сопротивлению циклическим нагрузкам.

В рамках настоящего исследования изучено влияние технологии изготовления УУКМ с матрицами на базе каменноугольных и нефтяных пеков на характеристики трещиностойкости и сопротивления распространению трещины с использованием различных моделей напряженного состояния у вершины трещины (K_{Ic} , J_{Ic} и R-кривые). В процессе испытаний производилась запись сигналов акустической эмиссии, а так же высокоскоростную съемку, проводилась запись диаграмм нагрузка-раскрытие трещины с целью определения наилучшего критерия для описания процессов возникновения и распространения трещин в УУКМ.

Исследование проведено на материалах типа Термар АДФ серийно производимых в РФ и используемых в тормозных системах семейства ТУ.

Параметры трещиностойкости получены в ходе испытаний на трехточечный изгиб образцов с надрезом и использованием датчика раскрытия трещины консольного типа. Размер образцов 70x10x10, база испытаний 60 мм, скорость испытаний 0,5 мм/мин. В качестве концентратора напряжения выступали надрезы шириной 0,25 мм и соотношением глубина надреза (l_0) к толщине образца (b) 0,25-0,45.

На графике приведен типичный вид кривой в координатах нагрузка – перемещение, измеряемое датчиком раскрытия трещины. Значения трещиностойкости, полученные двумя методами (с использованием датчика раскрытия трещины и по прогибу образца) коррелируют между собой. При определении параметра K_{Ic} по существующим методикам для композиционных материалов, следует учитывать, что результаты оказываются недействительными, если значение $P_{max} > 1,1 \cdot P_q$, что наблюдалось на некоторых испытанных образцах, следовательно полученные результаты требуют уточнения при помощи использования методики определения J_{Ic} .



Значения K_{Ic} были получены для материалов с различной длиной волокна. Для материалов с длинным волокном получены значения порядка 5-6 Мпа·м^{1/2}, значения параметра K_{Ic} для материалов с коротким волокном находятся в пределах 2 Мпа·м^{1/2}.

ПРИМЕНЕНИЕ МОЩНОГО СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИКИ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Опарина И. Б., Раваев А. А., Лавров П. Б., Севостьянов М.А.

*Российская Федерация, Московский радиотехнический институт РАН,
Институт металлургии и материаловедения РАН им. А. А. Байкова, ibo@imet.ac.ru*

APPLICATION OF POWER MICROWAVE RADIATION FOR PRODUCTION OF METAL-CERAMICS WITH ADVANCED CHARACTERISTICS

Oparina I., Ravaev A., Lavrov P., Sevostyanov M.

Distinctive features of synthesis of metal-ceramic materials in strong microwave electromagnetic fields are studied. On example of sandwich-type materials change of phase composition, improvement of morphology and adhesive properties of metal-ceramic transition layer are demonstrated.

Условия энергетически эффективного и практически безынерционного инновационного метода СВЧ спекания композиционных металлокерамических материалов позволяют получать материалы с существенно улучшенными свойствами. При использовании мощного

электромагнитного излучения СВЧ диапазона длин волн проявляются обнаруженные ранее «полевые» эффекты синтеза металлокерамики [1, 2], и образуется более плотная керамика с мелкой кристаллической структурой. Это достигается за счет характерного для СВЧ-нагрева распределения температуры внутри образца. Материал керамики, находясь в сверхвысокочастотных полях, частично расплавляется, в результате взаимодействия нагретых частиц керамики и металлической подложки происходит формирование переходного слоя с перераспределением в нем элементов. Все эти явления определяют твердость, гомогенность и изотропность материала, его сплошность, пористость, склонность к трещинообразованию, механические и адгезионные характеристики.

В работе проведено исследование свойств керамического покрытия $K[Al_2Si_2O_6]$ SiO_2 , спеченного с подложкой из сплава NiCr в СВЧ-поле.

Показатели твердости

Исследования твердости произведено на универсальном твердомере фирмы WILSON WOLPERT методом Виккерса. На каждом образце делали 10 отпечатков индентором с усилием 30 кгс в течение 10 сек. Сравнивая показатели твердости керамики, получены следующие результаты.

Спеченная СВЧ-методом керамика имела в среднем на 10% более высокую твердость (HV428–297) по сравнению с керамикой, спеченной по традиционной технологии.

Анализ, проведенный на растровом электронном микроскопе, показал, что керамика, спеченная по традиционной технологии, оказалась более пористой, и сам размер контактного слоя был заметно меньше (по сравнению с образцами, синтезированными в поле СВЧ излучения).

Механические испытания

Другой важной характеристикой является адгезия, т.к. ее значение определяет уровень нагрузок, при которых покрытие сохраняет целостность с подложкой, на которую нанесено. Адгезия оценивалась механическим методом трехточечного изгиба.

Испытания были проведены на образцах в виде пластин размером (14x5x1,5) на универсальных испытательных машинах Instron 3382 и Instron Microtester 5848 методом трехточечного изгиба со скоростью нагружения 0,5 мм/мин.

Исследования были проведены по тем же группам образцов, что и твердость. Первая группа образцов, спеченных в СВЧ, продемонстрировала лучшие показатели адгезии (порядка 400 МПа). Образцы этой же группы, но спеченные по традиционной технологии, визуально хуже первых, слой керамики отвалился и с поверхности и боков. Адгезия составила не выше 320 МПа.

Зависимость адгезии от метода спекания объясняется в том числе и накопленными напряжениями в подложке (например, в процессе фрезеровки, пескоструйной обработки и т.п.), которые успевают сняться или остаются и вносят свой вклад [3]. По-видимому, важным фактором, снижающим адгезию, является предварительная обработка подложки.

Структурный анализ

Керамика и контактный слой металл-керамика были изучены на растровом электронном микроскопе с микроанализатором JED-2300. На шлифе со стороны керамики наблюдается дефектная структура. Проведенный микроанализ шлифов показал, что элементы достаточно равномерно распределены, отсутствуют провалы интенсивностей за исключением контактного слоя металл-керамика. Керамический слой СВЧ-образцов имеет более равномерное элементное распределение по сравнению с образцами, полученными традиционным методом.

На границе соединения металла с керамикой при рентгеноспектральном исследовании косых шлифов образцов, спеченных в СВЧ-поле, наблюдали четкую границу с повторением конфигурации поверхности таких элементов как Si, O, достаточно точную, но не совсем повторяющую кривую поверхности – Ni, Al, расплывчатую границу – Mo, отсутствие границы Zr (рис. 1). Четкость границы указывает на высокую степень качества контактного слоя.

Существенное отличие по сравнению с образцами, спеченными традиционным способом, являет собой смещение хрома в сторону керамического покрытия (рис. 2). Присутствие хрома можно объяснить его диффузией и массопереносом из подложки. Толщина диффузионного слоя Cr, составила 7-10 мкм.

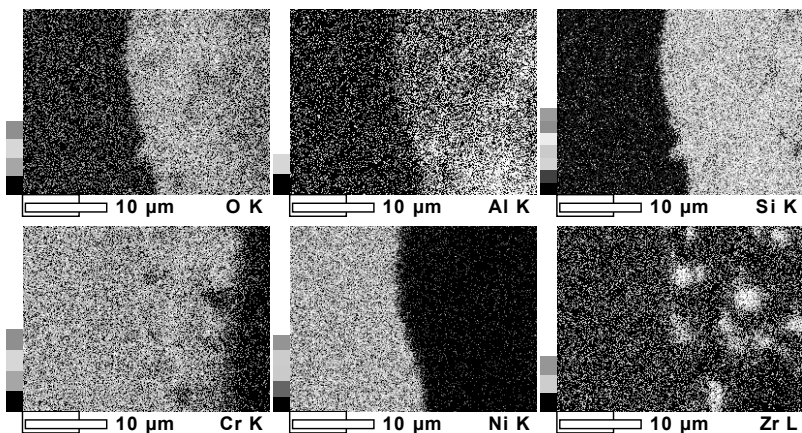


Рис. 1. Распределение элементов образца, полученного методом СВЧ-излучения

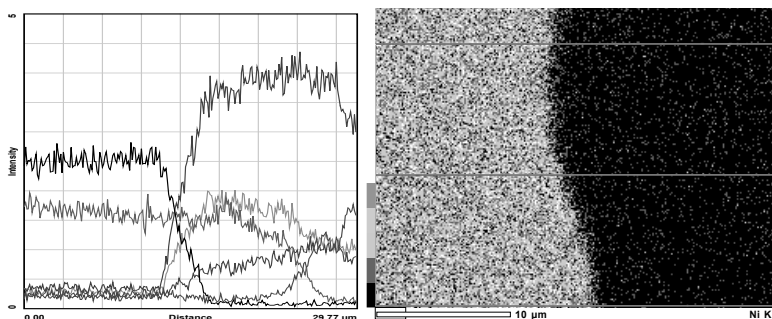


Рис. 2. Распределение элементов на границе Ме-Се образца, спеченного в СВЧ-поле. Элементы: красный – O, коричневый – Al, синий – Si, зеленый – Cr, черный – Ni.

Совсем иную картину дают распределения на границе образца, спеченного по традиционной технологии. Диффузия хрома практически не наблюдается, очень тонкий слой повышенного кислорода.

Таким образом, исследование показало, что не только твердость, но и адгезия керамики, спеченной СВЧ-методом, значительно выше по сравнению с материалом, спеченным традиционным способом. Можно предположить, что в сильных электромагнитных полях возможна активация твердофазных химических реакций, а также взаимная диффузия элементов металлокерамики.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 11-08-00263-а.

Список литературы

1. Pan E. G., Ravaev A. A. Microwave synthesis of advanced dental ceramic-alloy materials. *Materials Letters*, 2004, Vol.58, No 21, P. 2679-2683.
2. Раваев А. А., Алфеев Е. Б., Есаков И. И., Пан Е. Г. И др. О формировании переходного слоя на границе лейцитовой стеклокерамики и Ni-Cr, Co-Cr сплавов при спекании в сильных электромагнитных полях. *Прикладная физика*, 2008, № 6, С. 69-78.
3. Опарина И.Б., Раваев А.А., Колмаков А.Г. Спекание металлокерамики в электромагнитном поле. Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва. 10-12 сентября 2012 г./ Сборник материалов. -М: ИМЕТ РАН, 2012, стр. 179-181.

ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ МЕЖФАЗНОГО СЛОЯ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНО КОМПОЗИТОВ

Павлов С.П., Пальков Р.С.

Россия, Саратовский государственный технический университет

имени Ю.А. Гагарина,

Россия, Филиал ФГУП «НПЦ АП имени академика Н.А. Пилюгина» - «ПО «Корпус»

E-mail: romankzcs@list.ru

При прогнозировании и определении физико-механических свойств будущих нано композитов, в большинстве случаев, используют математическое моделирование методом конечных элементов (МКЭ) и методом граничных элементов (МГЭ). Однако механические свойства нано композитов часто плохо описываются микромеханическими моделями, которые включают только фазу включения и фазу матрицы. Между основным материалом (матрицей) и включением образуется межфазный слой с особыми свойствами, которые необходимо учитывать при моделировании. Предположение о наличии поверхностной области между включением и матрицей на границе раздела этих фаз дает возможность учесть этот эффект. Корректно и правильно предсказать механические характеристики будущих композитов практически невозможно без микромеханического рассмотрения межфазных свойств, поэтому учет межфазных слоев нано включений, является одним из ключевых факторов при моделировании.

Для полимерных нано композитов было указано, что межфазная область [1, 2] толщины h нано метрового масштаба возникает в результате сложных взаимодействий на границе включений и полимерной матрицы. Для наполнителя с радиусом порядка микрометров вклад такой тонкой межфазной области в упругие свойства композита является незначительным. Однако, для включений с радиусом порядка нанометров, этот потенциальный вклад повышается из-за увеличения площади межфазной поверхности. Например, для h/r_0 , где r_0 - радиус включения, межфазная объемная доля превышает 200% от объемной доли включения, так, что упругие свойства межфазного слоя доминируют над свойствами включения. На рис. 1 приведена представительная ячейка композиционного материала.

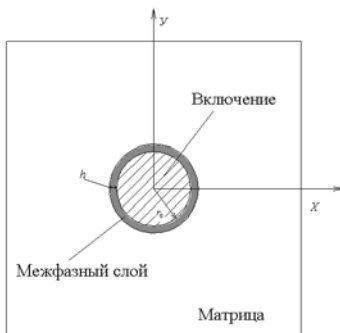


Рис. 1. Представительная периодическая ячейка с межфазным слоем.

Индексы m, f, i у величин E, G, k, ν означают модуль Юнга, модуль сдвига, объемный модуль упругости и коэффициент Пуассона матрицы, включения и межфазного слоя соответственно. Пусть известен закон изменения модуля Юнга $E_i(r)$ по толщине межфазного слоя $r \in [r_0, r_1]$, где r_0 - радиус включения, r_1 - радиус волокна вместе с межфазным слоем толщины $h=r_1-r_0$. Обозначим средние значения $E_i(r)$ через \bar{E}_i и вычислим их по соотношению:

$$\bar{E}_i = \frac{1}{h} \int_{r_0}^{r_1} E_i(r) dr$$

Значения коэффициента Пуассона слоя ν_i примем равными среднему арифметическому коэффициентов Пуассона матрицы ν_m и включения ν_f . Обозначим соответствующие эффективные модули композита как E_e, G_e, k_e, ν_e .

При моделировании было рассмотрено три возможных закона изменения модуля Юнга межфазного слоя по толщине слоя:

$$E_i(r) = E_f \cdot e^{-k(r-r_0)}, \quad (1)$$

где

$$k = -\frac{1}{h} \ln \frac{E_m}{E_f};$$

$$E_i(r) = E_m \left[1 + D \left(\frac{r_1 - r}{h} \right)^Q \right], \quad (2)$$

где $D = (E_f - E_m)/E_m$ и Q принимает значения от 0,2 до 5;

$$E_i(r) = E_m + (E_f - E_m) \left(\frac{r}{r_0} \right)^{\beta(r)}, \quad (3)$$

где

$$\beta(r) = \frac{1}{\ln(1+h/r)} \cdot \ln \left[\frac{\delta E_m}{E_f - E_m} \right]$$

и δ – достаточно малый параметр.

Математическое моделирование, проводилось для концентрации включения 5%, при следующих значениях свойств материала: $E_f = 10^{12}$ Па, $\nu_f = 0,27$, $E_m = 1,53 \cdot 10^9$ Па, $\nu_m = 0,45$, $\nu_i = 0,36$.

Здесь E_e/E_m – отношение эффективного модуля Юнга к модулю Юнга основного материала (матрицы), G_e/G_m – отношение эффективного модуля сдвига в поперечном направлении к модулю сдвига основного материала (матрицы), k_e/k_m – отношение эффективного объемного модуля к объемному модулю основного материала (матрицы) и ν_e – эффективный двумерный коэффициент Пуассона.

Таблица 1. Толщина межфазного слоя $h = 0,01r_0$

Закон изменения $E_i(r)$	E_e/E_m	G_e/G_m	k_e/k_m	ν_e	Радиус r_0 включения
(1)	1,089101	1,092105	1,059950	0,813	0,2523
(2)	1,089118	1,092121	1,059973	0,813	0,2523
(3)	1,089095	1,092098	1,059940	0,813	0,2523

Таблица 2. Толщина межфазного слоя $h = 0,1r_0$

Закон изменения $E_i(r)$	E_e/E_m	G_e/G_m	k_e/k_m	ν_e	Радиус r_0 включения
(1)	1,105456	1,108928	1,071902	0,812	0,2523
(2)	1,105653	1,109119	1,072156	0,813	0,2523
(3)	1,105355	1,108829	1,071772	0,812	0,2523

Таблица 3. Толщина межфазного слоя $h = 0,2r_0$

Закон изменения $E_i(r)$	E_e/E_m	G_e/G_m	k_e/k_m	ν_e	Радиус r_0 включения
(1)	1,125339	1,129345	1,086786	0,812	0,2523
(2)	1,125795	1,129790	1,087349	0,812	0,2523
(3)	1,125063	1,129076	1,086449	0,812	0,2523

Анализ полученных результатов показывает, что эффективные характеристики совпадают с точностью до трех знаков после запятой для всего диапазона толщин и всех рассмотренных законов изменения (таблицы 1-3).

Литература

1. Stickney P.B. and Falb R.D., Carbon black-rubber interactions and bound rubber, Rubber Technol.,37, 1299-1340, 1964
2. L. T. Drzal, "The Role of the Fiber/ Matrix Interphase on Composite Properties," Vacuum, 41, pp. 1615-1618 (1990).

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ ($\alpha - Al_2O_3$) – (Ce–TZP) ПРИ ФОРМИРОВАНИИ В МИКРОСТРУКТУРЕ АНИЗОТРОПНЫХ ФАЗ Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Пенькова О.И., Аладьев Н.А., Шворнева Л.И.

РФ, ИМЕТ РАН, podzorova@pochta.ru

CHANGE OF STRENGTH PROPERTIES OF COMPOSITES ($\alpha - Al_2O_3$) – (Ce–TZP) AT FORMATION IN A MICROSTRUCTURE OF ANISOTROPIC PHASES Podzorova L.I., Il'icheva A.A., Pen'kova O.I., Alad'ev N.A., Shvorneva L.I.

The work is demonstrating results of studing of grain structures of composites of the system $Al_2O_3 - ZrO_2 - CeO_2$. The effects of the structure on mechanical properties were discussed.

Distinctions in phase and grain structures of composites caused change of strength characteristics. Modifying of basic structure of MgO led to decrease in durability at a bend of rather basic structure that is caused by phase M – ZrO_2 . Education in situ of anisotropic Al_2O_3 – grains increased resistance to fragile destruction of rather basic structures in a microstructure of the composites modified by CaO,

Одним из вариантов повышения прочностных свойств композитных керамических материалов является направленное конструирование микроструктуры, в частности известно, что высоким упрочняющим эффектом обладают анизотропные фазы, формируемые in situ [1].

В настоящей работе представлены результаты исследования формирования новых анизотропных фаз в композитах системы $Al_2O_3 - [ZrO_2 - CeO_2]$ путём модифицирования составов 1 мол⁶ % MgO, CaO и Y_2O_3 . Исследовали базовые и модифицированные составы системы $nAl_2O_3 - (1-n)[88ZrO_2 - 12CeO_2]$, при $n = 35$ и 65%, полученные на основе нанопорошков, синтезированных золь-гель методом, соответственно обозначение композитов 35Al и 65Al.

Фазовый состав всех исходных нанопорошков, вне зависимости от химического состава, был представлен двумя основными кристаллическим фазами: твердым раствором на основе тетрагонального диоксида циркония ($T-ZrO_2$) и переходными метастабильными формами Al_2O_3 .

В композитах базовых и модифицированных составов(35Al и 65Al) в процессе спекания завершалось превращение метастабильных форм Al_2O_3 в стабильную форму – корунд ($\alpha - Al_2O_3$).

Преобразования цирконийсодержащей фазы в процессе спекания нанопорошков разных химических составов имели некоторые особенности.

⁶ Далее везде мол.%

В композитах базового состава и модифицированного 1% Y_2O_3 , содержащих 35% Al_2O_3 , в фазовом составе сохранялась фаза твердого раствора на основе $T-ZrO_2$. В композитах, модифицированных 1% MgO и CaO , происходил частичный распад твердого раствора на основе

$T-ZrO_2$ с образованием твердого раствора на основе моноклинной формы ZrO_2 ($M-ZrO_2$), причем в образцах с модификатором MgO фазы $M-ZrO_2$ идентифицировалось около 50%, а в образцах с CaO – около 5% [2].

В композитах базового состава, содержащего 65% Al_2O_3 , сохранялась фаза $T-ZrO_2$, а модифицирование 1% Y_2O_3 определило преобразование фазы твердого раствора на основе $T-ZrO_2$ в твердый раствор на основе кубического диоксида циркония ($F-ZrO_2$). В композитах, модифицированных 1% MgO и CaO , определялись твердые растворы на основе $T-ZrO_2$ и $M-ZrO_2$, причем соотношение этих фаз было аналогично составам 35 Al .

Различия в фазообразовании при термообработке определили формирование различного зернового состава микроструктуры композитов, что иллюстрируют рис.1 и 2.

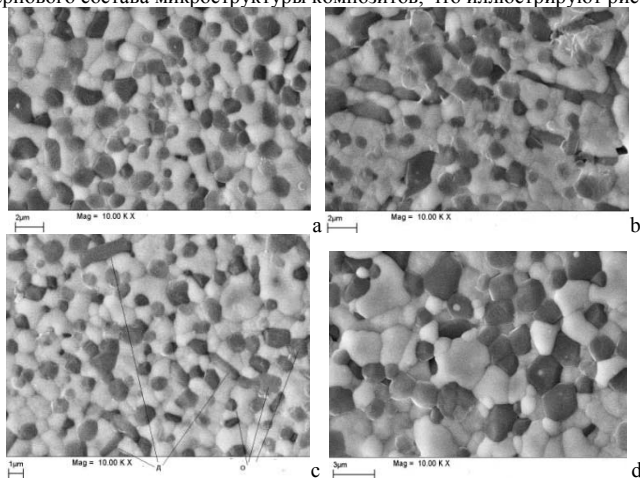


Рис. 1. Микроструктура композитов 35Al а) базового и модифицированных б) MgO , в) CaO и д) Y_2O_3 составов (О – орторомбические, Д – длиннопризматические зерна)

Микроструктуры композитов базовых составов и модифицированных 1% Y_2O_3 представлены зернами корунда близкими к орторомбическому габитусу и глобулярными зернами, соответствующими фазе $T-ZrO_2$, что иллюстрирует рис. 1а, 1д и 2а, 2д.

В микроструктуре композитов, модифицированных MgO , CaO наблюдались анизотропные зерна, габитус которых близок длиннопризматическому (рис. 1б, в, 2б, в).

Результаты исследования на энергодисперсионном спектрометре «INCA Energy 300» элементного анализа различных по форме зерен в микроструктуре композитов показывают перераспределение элементов Mg и Ca в удлиненные призматические зерна, что служит подтверждением образования сложных алюмооксидных соединений.

Особенности микроструктуры композитов в присутствии модификаторов хорошо иллюстрируют снимки, полученные на атомно-силовом микроскопе (рис. 32).

Различия в фазовом и зерновом составе композитов обусловили изменение прочностных характеристик. Модифицирование составов MgO привело к снижению прочности при изгибе относительно базового состава, что обусловлено большим количеством фазы $M-ZrO_2$.

Образование в микроструктуре композитов, модифицированных CaO , *in situ* анизотропных алюмосодержащих зерен повысило прочность и устойчивость к хрупкому разрушению относительно базовых составов, соответственно, трещиностойкость K_{Ic} (35Al) с 10 до 12 $MPa \cdot m^{1/2}$ и K_{Ic} (65Al) с 7 до 10 $MPa \cdot m^{1/2}$.

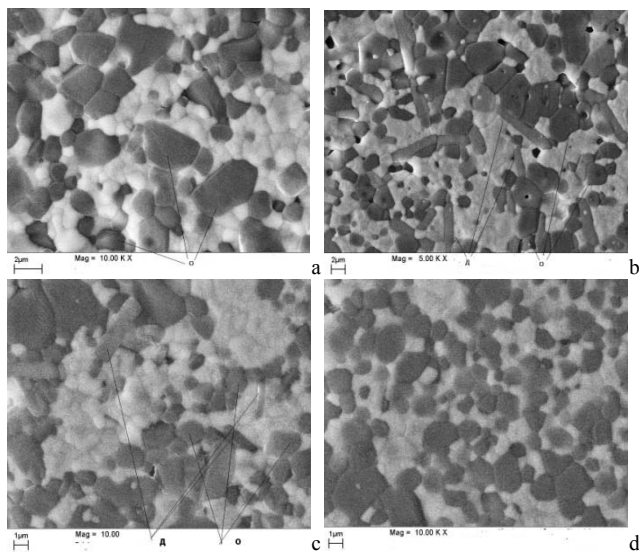


Рис. 2. Микроструктура композитов 65Al а) базового и модифицированных б)MgO с)CaO и d) Y_2O_3 составов(О – орторомбические , Д- длиннопризматические зерна)

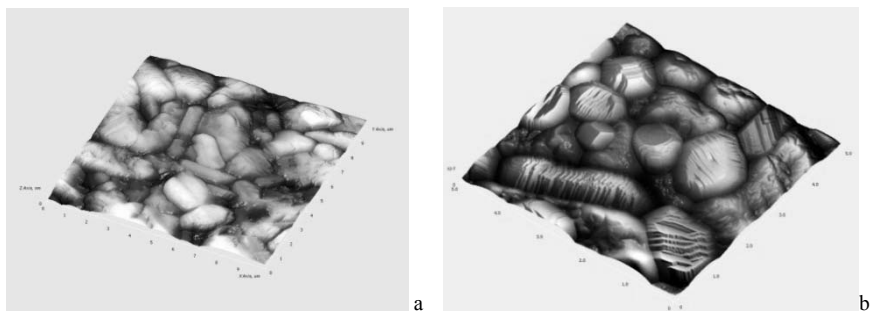


Рис. 3. Микроструктура модифицированных композитов а) 35AlMgO и б)65AlCaO

Модифицирование 1% Y_2O_3 состава 35Al привело к повышению прочности при изгибе до 900МПа, что связано с сохранением в фазовом составе Т – ZrO_2 . а состава 65Al – к снижению прочности при изгибе относительно базового состава, что обусловлено присутствием фазы F – ZrO_2 .

Литература

- 1.Баринов С.М., Шевченко В.Я. Прочность технической керамики. М. Наука, 1996, С.159
- 2.Подзорова Л.И., Шворнева Л.И., Ильичёва А.А., Аладьев Н.А., Пенькова О.И. Микроструктура и фазовый состав композитов [ZrO_2 - CeO_2] – $[Al_2O_3]$ в присутствии модификаторов MgO и Y_2O_3 // Неорганические материалы. 2013.Т.49. №4. С.389 – 394

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ M-Q СОПОЛИМЕРОВ НА СВОЙСТВА ГИБРИДНЫХ ГЕТЕРОЦИКЛИЧЕСКИХ-КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩИХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Светличный В.М.¹, Мягкова Л.А.¹, Матюшина Н.В.¹, Татарнинова Е.А.², Юдин В.Е.¹, Сапрыкина Н.Н.¹, Попова Е.Н.¹, Гофман И.В.¹, Вылегжанина М.Э.¹, Суханова Т.Е.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт высокомолекулярных соединений РАН, Санкт-Петербург

² Федеральное государственное бюджетное учреждение РАН Институт синтетических полимерных материалов им. Н.С. Ениколопова, Москва

E-mail: mila_myagkova@mail.ru

INFLUENCE M-Q COPOLYMER STRUCTURE ON THE PROPERTIES OF SILICON- HYBRID-POLYHETEROCYCLIC NANOCOMPOSITES

Svetlichnyi V.M.¹, Miagkova L.A.¹, Matyushina N.V.¹, Tatarinova E.A.², Yudin V.E.¹, Saprykina N.N.¹, Popova E.N.¹, Gofman I.V.¹, Vylegzhanina M.E.¹, Sukhanova T.E.¹

Hybrid polyimide (PI) silicone nanocomposites were synthesized by using MQ-copolymers and PI prepolymers. Compositions of PI with MQ-resins containing phenyl radicals result in a self-supporting film having improved heat resistance (340-360°C). Using SEM spectroscopy indicated that the obtained composite film have a porous structure with a pore size ranging from 5 to 40 μm depending on the contents of MQ-resin. According to AFM composite film obtained from the composition of components at a content MQ / PI = 50/50 represent nanosystem with uniform phases.

Для синтеза гибридных полиимид-кремнийорганических полимеров использован форполимер полиимида (ПИ) – на основе диангида диэтилпиромеллитовой кислоты и 4,4'-оксидианилина [1]. MQ-сополимеры были синтезированы в условиях гидролитической поликонденсации в присутствии активной среды [2]. Сополимеры MQ-1 $\{[Me_3SiOSiO_{1.5}]_n[Me_3SiOSiO(OH)]_m, Q:M=1:1\}$, и MQ-2 $\{[(SiO_2)_n[SiO(OH)_{1.5}]_m[(CH_3)_2SiO_{0.5}]_k, Q:M=2:1\}$, MQ-3 $\{[(SiO_2)_n[SiO(OH)_{1.5}]_m[(CH_3)_2(Ph)SiO_{0.5}]_k, Q:M=1:1\}$, MQ-4 $\{[(SiO_2)_n[SiO(OH)_{1.5}]_m[(CH_3)(Ph)_2SiO_{0.5}]_k, Q:M=1:1\}$.

Получены композиционные смеси MQ-1 и MQ-2 смол с ПИ, термостойкость которых в воздушной среде τ_{10} составляет 550 - 580°C [3], однако они не образуют самонесущих пленок. Введение в Si-органические смолы ароматических радикалов способствует улучшению их совместности в композициях с ПИ [4]. Эта тенденция наблюдается также при замене метильных радикалов на фенильные и в MQ-смолах. Синтез композиций ПИ с MQ-смолами (MQ-3 и MQ-4), содержащими фенильные радикалы, приводит к возможности получения самонесущих пленок.

С помощью СЭМ и АСМ изучены морфологические особенности пленок композиций ПИ с сополимером MQ-3. Введение от 70 до 30 масс.% MQ-3 приводит к получению пленок, имеющих пористую структуру. Максимальное количество пор большого размера (~40 мкм) наблюдается в композиции MQ-3 (70%) – ПИ (30%). Верх пленки содержит в основном кремнийорганическую фазу, а нижняя часть пленки – фазу, обогащенную ПИ. Внутренняя поверхность пор состоит из фазы с преобладающим содержанием кремния, тогда как перегородки между порами представляют собой преимущественно ПИ.

Дальнейшее повышение содержания ПИ (от 50 до 70%) в композиции приводит к уменьшению количества и размера пор (от 20 мкм до 5 мкм) в пленке и улучшению совместности. В композиции ПИ/MQ = 50/50 наблюдаются частицы размерами 300 нм, равномерно распределенные по поверхности пленки, внедренные в полимерную матрицу, что свидетельствует о наличии хорошей нанокompозитной системы. В композиции ПИ/MQ = 70/30 видна зернистая морфология поверхности, отсутствуют участки, содержащие преимущественно азот или кремний, т.е. наблюдаются области протяженных совместных фаз.

Отмеченная совместность компонентов в композициях ПИ-MQ-3 позволила получить самонесущие пленки на их основе. Деформационно-прочностные характеристики пленочных образцов состава ПИ/MQ от 30/70 до 70/30 изменяются в интервале $E = 0,5-1,8$ ГПа, $\sigma_p = 23-83$ МПа, $\epsilon_p = 17-33\%$, (E – модуль упругости, σ_p – прочность при разрыве, ϵ_p – деформация до разрушения). $T_g = 340-360^\circ\text{C}$. Синтезированные нанокompозиты могут представить интерес в качестве мембран, поскольку имеют пористую структуру, которую можно регулировать как по строению, морфологии поверхности, так и по химическому составу.

Список литературы.

1. В.М. Светличный, В.В. Кудрявцев // Высокомолек. соед., А, 2003, 45, 6, 1-52.
2. Е.В. Егорова, Н.Г. Василенко, Н.В. Демченко, Е.А. Татаринова, А.М. Музафаров // ДАН, 2009, 424, 2, 200-204.
3. В.М. Светличный, Л.А. Мягкова, Н.В. Матюшина, Е.А. Татаринова, В.Е. Юдин., Н.Н.Сапрыкина, Е.Н. Попова., И.В.Гофман, Т.Е.Суханова; Гибридные полиимид-кремнийсодержащие нанокмозиты на основе полиамидокислот и М-Q сополимеров // IV Российской конференция Актуальные проблемы нефтехимии. Сборник тезисов. 18-21 сентября 2012, Звенигород. С. 215.
4. В.Е. Смирнова, Е.Н. Попова, В.М. Светличный, Л.А. Мягкова, А.Н. Орехов, В.Е. Юдин, А.М. Музафаров, Е.А. Татаринова // ЖПХ, 2011, 84, 10, 1708-1712.

ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПСТМ НА ОСНОВЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КНБ ПОСЛЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ W И Ti

Сенють В.Т., Ковалева С.А., Гамзелева Т.В., Хейфец М.Л.

Беларусь, ОИМ НАН Беларуси, e-mail: vsenyut@tut.by

Беларусь, ИПМ НАН Беларуси, e-mail: iscentr@tut.by

Беларусь, Президиум НАН Беларуси, e-mail: mlk-z@mail.ru

STUDYING OF STRUCTURE OF PSHM ON THE BASIS OF ULTRADISPERSE POWDER OF CBN AFTER MODIFYING WITH W AND Ti

Senyut V.T., Kovaliova S.A., Gamzeleva T.V., Kheifetz M. L.

Modern trends of development of techniques demand designing of new superhard materials with the advanced characteristics. Polycrystalline superhard materials on the basis of cubic boron nitride (cBN) existing nowadays are received, as a rule, by sintering of micropowders of cBN. Thus, the important problem in tool manufacture is creation of nanostructured superhard materials on the basis of nanosized and ultradisperse powders of cBN. As an initial raw material an ultradisperse powders of cBN with the size in the range of 0,3 - 0,5 microns were used. Before sintering powders of cBN were exposed to high-temperature annealing at 900 °C to form diffusion coating based on refractory metals (W, Ti) on the grains of cBN. It was shown that modifying of ultradisperse powders of cBN by refractory metals and their compounds allows to lower porosity of sintered superhard polycrystals, and interferes recrystallization and return phase transformation of cBN into hexagonal BN at high pressure and high temperature.

В настоящее время широкое распространение получили сверхтвердые композиционные материалы на основе микропорошков кубического нитрида бора (КНБ), которые получают, как правило, из порошков размерами более 1 мкм. Известно, что высокий уровень механических свойств поликристаллических сверхтвердых материалов (ПСТМ) определяется высокодисперсной зеренной структурой [1]. По аналогии с тугоплавкими материалами, которые приобретают пластические свойства в наноструктурном состоянии [2], сверхтвердые материалы (СТМ), полученные на основе нано- и ультрадисперсных порошков, также должны обладать улучшенными физико-механическими характеристиками, в том числе и более высокой пластичностью. Поэтому разработка методов получения наноструктурных ПСТМ на основе кубического BN является актуальной задачей.

Получение ПСТМ осуществляли по различным технологиям:

- спекание ПСТМ из ультрадисперсных порошков КНБ в условиях высоких давлений и температур;

- спекание ПСТМ в условиях высоких давлений и температур из ультрадисперсных порошков КНБ после модифицирования.

Для спекания в качестве исходных использовали субмикропорошки кубического нитрида бора (КНБ) статического синтеза с размерами 0,3 - 0,5 мкм. Термобарическую обработку порошков осуществляли в аппарате высокого давления «наковальня с лункой» при давлениях 5,5 - 6,0 ГПа по стандартной методике [3]. Перед спеканием ультрадисперсные порошки КНБ подвергались высокотемпературному отжигу при 900 °C [4.5] в парах галогенов

тугоплавких металлов (W,Ti) с целью формирования диффузионного покрытия зерен порошков КНБ.

Рентгеновские исследования поликристаллов выполнены на дифрактометре фирмы "Bruker" D8 ADVANCE в $\text{Cu-K}\alpha$ излучении в автоматическом режиме съемки. Фазовый и полуквантитативный анализ дифрактограмм выполнен в программном обеспечении «EVA». Структурные исследования исходных порошков и продуктов спекания осуществляли на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения "Mira" фирмы "Tescan" (Чехия). Разрешающая способность данного СЭМ составляет 1,7 нм (при 30 кВ) и 2,0 нм (при 20 кВ). Дополнительно на атомно-силовом микроскопе (АСМ) NT-206 (ОДО «МикроТестМашины», Беларусь) в контактном режиме исследовали морфологию поверхности и излома полученных образцов.

В результате анализа структуры спеченного материала из субмикropорошков КНБ без покрытия установлено, что при указанном давлении спекания формирование поликристаллов с минимальной дефектностью происходит при температуре 1900 °С. При более высокой температуре в материале происходит образование гексагональной фазы BN, а при низких температурах спекания материал характеризуется высокой пористостью. Размер частиц КНБ в полученном в оптимальных условиях материале по сравнению с исходными частицами увеличился до 0,8 - 1,0 мкм. Анализ микроструктуры образцов показал, что между отдельными частицами КНБ отсутствуют протяженные границы, отмечается достаточно высокое количество микро- и нанопор.

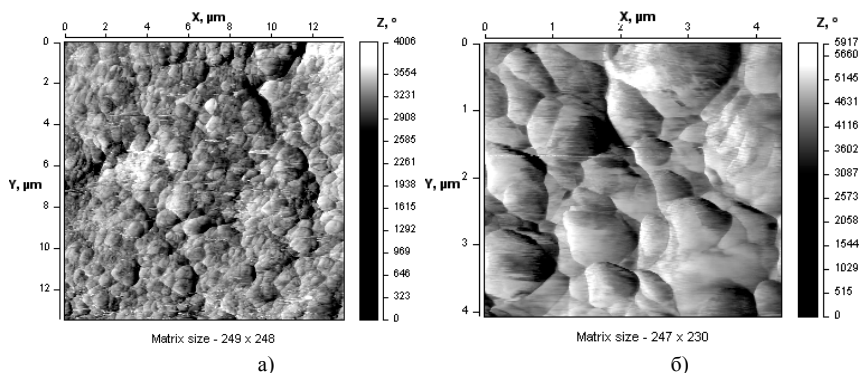


Рис.1. АСМ – изображение микроструктуры спеченного ПСТМ, полученного из субмикropорошка КНБ, модифицированного титаном (а) и вольфрамом (б)

Далее проводили спекание порошка КНБ с диффузионным покрытием зерен титаном и вольфрамом при тех же температурах и давлении. Анализ структурных особенностей полученных поликристаллов показал, что материал в основном состоит из зерен размерами 0,5 - 0,8 мкм, обладающих субструктурой. На рис. 1, а, б представлены изображения структуры излома поликристаллов, полученных из субмикropорошков КНБ, модифицированных титаном и вольфрамом.

Выполненный рентгеноструктурный анализ спеченных ПСТМ показал наличие боридов и нитридов титана и вольфрама TiB_2 , TiN , WN , B_2W_5 для поликристаллов, полученных из порошков КНБ –Ti и КНБ –W соответственно.

Таким образом, модифицирование субмикropорошков КНБ тугоплавкими металлами и их соединениями позволяет снизить пористость спеченных на их основе поликристаллов, а также препятствует рекристаллизации и обратному фазовому превращению КНБ в гексагональную модификацию BN при спекании в условиях высоких давлений и температур.

Литература

1. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. Киев: Наукова думка, 1975. – 315 с.

2. Андриевский Р.А. Состояние разработок и перспективы в области порошковых наноструктурных материалов // Порошковая металлургия. Респ. межвед. Сборник научных трудов, вып. 22, 1999 г. С. 119 – 126.

3. Витязь П.А., Грицук В.Д., Сениуть В.Т. Синтез и применение сверхтвердых материалов.- Минск, Белорусская наука.- 2005. – 359 с.

4. Сениуть В.Т. Кучинский В.М., Валькович И.В., Мосунов Е.И. Разработка научных и технологических основ получения инструментальных ПСТМ из нано-и субмикророшков алмаза и кубического нитрида бора // Материалы, технологии и оборудование в производстве, эксплуатации, ремонте и модернизации машин: сб. науч. трудов VII Междунар. науч.-техн. конф. В 3-х т. Т. I. —Новополоцк: ПГУ, 2009. – С.141-144.

5. Сениуть В.Т., Ковалева С.А., Мосунов Е.И., Валькович И.В. Получение сверхтвердых поликристаллов на основе нитрида бора плотных форм после модифицирования // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка: сб. докл. 8-го Междунар. симп. (Минск, 10-12 апреля 2013 г.). В 2 ч. Ч.1 / Нац. акад. Наук Беларуси [и др.]; редкол.: П.А. Витязь (гл. ред.) [и др.]. – Минск: Беларус. навука, 2013.- С. 513-518.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НАНО-КРЕМНЕЗЁМА А300 ЭПОКСИДНОЙ СМОЛОЙ КАК ФАКТОР ПРОЧНОСТНОГО УСИЛЕНИЯ НАПОЛНЕННОГО ПОЛИЭПОКСИДА (НА ПРИМЕРЕ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ НА СДВИГ И ОТРЫВ)

Старокадомский Д.Л., Телегеев И.Г., Ткаченко А.А.

Институт химии поверхности им.акад.А.А.Чуйко, НАНУ, г.Киев.

Популярным методом усиления полиэпоксидов является наполнение неорганическими порошками – в частности нано-кремнезёмом. Прочность композита «эпоксиполимер – кремнезём» во многом зависит от состояния поверхности наполнителя. Представляло интерес проследить возможность изменения свойств эпокси-композита после модифицирования поверхности кремнезема исходной эпоксидной смолой.

В качестве модельного кремнезёма взят аэросил А300 (пз-во Калушского ОЭЗ при Институте Химии Поверхности НАН). Его поверхность модифицировали эпоксидной смолой из спиртового раствора (с последующей просушкой). Затем этим (А300/Э) и исходным (А300) кремнезёмами наполняли смолу ЭД-20, и оставляли в течении 1 месяца в н.у.; после чего отверждали композиции добавлением 12,5 мас% отвердителя ПЭПА.

Следует отметить, что более высокая равномерность (гомогенность) распределения А300/Э в смоле (сравнительно с чистым А300) просматривается визуально. Так, композиции ЭД-20+А300/Э практически прозрачны, как и ненаполненная (Н) композиция (рис.1). Причем прозрачной и текучей является даже композиция с 5 мас%, хотя чистый А300 в таком количестве не только делает её сильно мутной, но и тиксотропной. Таким образом, уже на стадии первичной подготовки видно значение модифицирования поверхности для улучшения свойств композита.

Проведенные прочностные исследования показали что введение как чистого (особенно для агезионного сдвига, таб.1) так и модифицированного А300 способно заметно усилить полимер-композит. Вместе с тем видно, что модифицирование поверхности не всегда приводит к росту показателей прочности (это видно на примере прочности на сдвиг, таб.1). Однако оно и не ухудшает их. При 2 мас% значения нагрузки τ сдвига для А300 и А300/мод.ЭД20 практически одинаковы, и превышают значения τ для ненаполненного полимера на 10-12%. Из эксперимента можно сделать вывод, что модифицирование эпоксидной смолой не является определяющим фактором для дальнейшего (сравнительно с наполнением без модификации) фактором усиления композита.

В отличие от испытаний на сдвиг (стеклопластиковых склеек), в испытаниях на отрыв хорошо просматривается последовательность усиления композитов в ряду: ненаполненный < с 2мас% А300 < с 5 мас% А300 < с 2 и 5мас% А300/ЭД20. Повышение концентрации А300 с 2 до 5мас% приводит к незначительному усилению композита. Модифицирование поверхности А300 смолой приводило к заметному улучшению свойств, особенно в сравнении с ненаполненным полимером. Кроме того, в случае 2 мас% А300/ЭД20 имеет место очень малый разброс исходных

данных испытания (не более 10%, хотя обычно до 20-25%). Факт гомогенизации (высокой сходимости) результатов для случая с 2 мас% А300/мд.ЭД20 может говорить о наилучшем (из исследованных) распределении аэросила в композиции, что явно есть следствием модифицирования поверхности А300.

Таблица. Рост показателей, в % к незаполненному полимеру Н (принят за 100%, в скобках приведено абсолютное значение в кгс) прочности (напряжения загрузки в кгс) на адгезионный сдвиг стеклопластиковых склеек и адгезионный отрыв стальных грибков.

Рост в % к Н	Н (кгс)	2% А300	5% А300	2%А300\Э	5%А300\Э
Адгез.сдвиг	100 (200 кгс)	112	115	110	100
Отрыв,	100 (450 кгс)	107	109	117	117



Рис. 1. Вид образцов перед отверждением

Введение уже 5 мас% того же А300/мд.ЭД20 не даёт таких сходных результатов (видимо, из-за появления избытка агломератов), как и ожидавшегося дальнейшего повышения показателей (таб.1). Однако в этом случае мы получили максимально возможный показатель прочности на отрыв (свыше 700 кгс при среднем 450-500 кгс). Обобщая эти наблюдения, можно сказать что модификация поверхности улучшает совместимость наполнителя с ЭД20 не только визуально (см.фото), но и по реальным показателям прочности, что говорит о высокой гомогенности клеевого шва на поверхности стальных склеек. Таким образом, введение чистого А300 стабильно повышает исследованные физ.-мех.-свойства композита (таб.1). Модифицирование поверхности А300 эпоксидной смолой может приводить к усилению ряда свойств, например прочности на адгезионный отрыв.

Дополнения (не публикуются)

Повышение концентрации А300 с 2 до 5мас% приводит к незначительному усилению композита., что согласуется с полученными данными по термодеструкции (где переход от 0% к 2 мас% и затем к 5 мас% приводил к повышению термостойкости)

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ZrO_2 В УСТАНОВКАХ С ЭЛЕКТРОНАГРЕВОМ

Ткаченко Я.Ю.

Украина, Донбасская государственная машиностроительная академия, tkachenko1110@mail.ru

Значительная особенность технологии горячего прессования в установках с электронагревом заключается в достижении высокой плотности с сохранением практически неизменной структуры исходного порошка в конечной заготовке. Причина заключается в кратковременности цикла. Для обеспечения этого условия крайне важен тщательный контроль и точное измерение температуры [1, 2].

Целью представленной работы является анализ результатов проведенных экспериментальных исследований с образцами из ZrO_2 , спрессованных на установке без промежуточного диска при температурах пирометра 1300 °С, 1350 °С, 1400 °С и 1450 °С. Деформация плотных образцов из порошка диоксида циркония осуществлялась в инструменте, который состоит из верхнего и нижнего цилиндрических пуансонов с диаметром 30 мм и длиной 35 мм, двух конических защитных проставок диаметром 30 мм и 80 мм и высотой 42 мм, и матрицы с толщиной стенки 8,5 мм и высотой 58 мм.

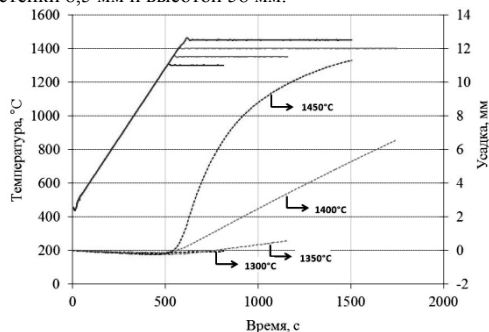


Рис. 1. Экспериментально установленная зависимость усадки от времени протекания процесса и температуры образца

Первоначально образец устанавливали в цилиндрическую матрицу, в которую предварительно был вставлен нижний пуансон. Затем в матрицу вставляли верхний подвижный пуансон и осуществляли прессование путем приложения заданного усилия 5кН. Скорость нагрева во всех экспериментах поддерживалось до 100 °С/мин.

Кинетика усадки образцов диоксида циркония во время пластической деформации при различных значениях температуры представлены на рис. 1. Усадка начинается при температуре около 1350 °С. При рассмотрении деформаций при температуре 1450 °С определено, что скорость деформации сначала увеличивается с ростом температуры, но затем уменьшается при более высоких нагрузках.

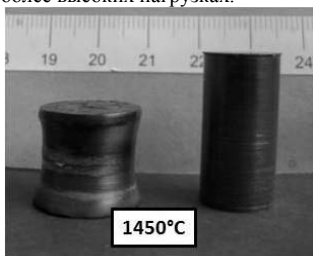


Рис. 2. Образец из диоксида циркония композита ZrO_2 до и поле деформации

Это можно объяснить уменьшением сжимающих напряжений в радиальном направлении и возможным ростом зерна в образце.

На рис. 2 представлен образец до и после деформации. Образец после деформации при температуре 1450 °С имеет вогнутую форму.

Микроструктуры исходных и деформированных образцов из диоксида циркония представлены на рис. 3. Все микроструктуры были определены в центральной зоне образцов. Установлено, что рост зерна начинается при температуре около 1350 °С и усиливается в процессе деформации до температуры 1400 °С. С повышением температуры гранулометрический состав становится более однородным.

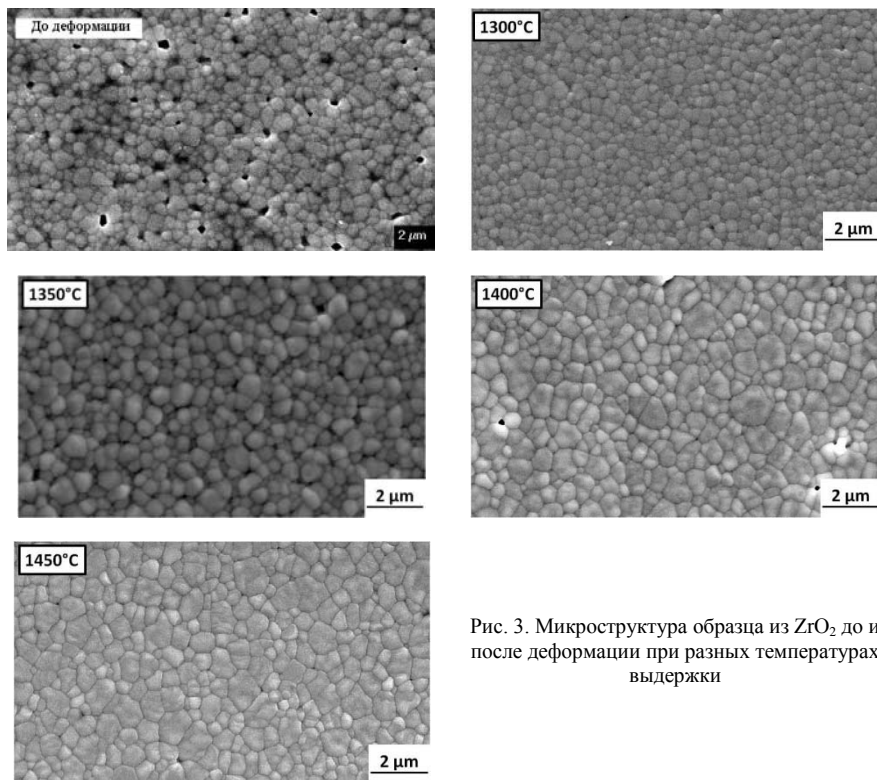


Рис. 3. Микроструктура образца из ZrO_2 до и после деформации при разных температурах выдержки

В результате установлено, что дальнейшее увеличение температуры до 1450 °C не оказывает существенного влияния на конечный размер зерна. Рентгеновский структурный анализ (X-ray diffraction [XRD]) шлифованного поперечного сечения показал, что тетрагональная структура 3Y-TZP сохраняется во всех образцах.

Литература

1. Zuhair A. Munirw, Dat V. Quach, Manshi Ohyanagi. Electric Current Activation of Sintering: A Review of the Pulsed Electric Current Sintering Process – Journal of the American Ceramic Society, 2011, vol. 94, P. 1–19.
2. Vanmeensel K., Laptev A., Hennicke J., Vleugels J. Field assisted sintering of electroconductive ZrO₂-based composites. Journal of European Ceramic Society, 2007, vol.27, p. 979-985.

Выражаю благодарность своему научному руководителю - заведующему кафедрой «Машин и технологий обработки металлов давлением», проф., д.т.н. Лантеву А.М.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФУЛЛЕРИТОВ C₆₀ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРОДУКТОВ ИХ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Потапова И.Н., Добаткин С.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, Россия, e-mail: tchern@imet.ac.ru

EFFECT OF SEVERE PLASTIC DEFORMATION OF C₆₀ FULLERITES ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE PRODUCTS OF THEIR TRANSFORMATION UPON HIGH-PRESSURE HIGH-TEMPERATURE TREATMENT

Chernogorova O.P., Drozdova E.I., Potapova I.N., Dobatkin S.V.

A.A.Baikov Institute of Metallurgy and Materials Sciences RAS, Moscow, Russia, tchern@imet.ac.ru

Abstract. To study the effect of the initial C₆₀ structure on the structure and properties of atomic carbon phase derived from fullerites upon heating under pressure, the fcc fullerite crystals up to 100 microns in size have been processed by severe plastic deformation (SPD) in Bridgman anvil (4 turns) at 4 GPa and mechanically activated in a ball mill for 48 h. Then the deformed fullerites were processed at a pressure of 5 GPa at 1200°C. The resulting samples of atomic carbon phase have been studied by optical microscopy, scanning electron microscopy, and microindentation. The effects of the SPD pre-treatment on the structure and properties of the synthesized atomic carbon phase are as follows: (1) the structure becomes more uniform, no optically anisotropic domains are observed polarized light; (2) the fracture surface becomes river-like and quasi-brittle in nature, i.e., typical for amorphous materials; (3) the microhardness increases from 9-11 to 15-18 GPa, while a high degree of elastic recovery after indentation (>90%) is retained. Thus, the pre-treatment of C₆₀ fullerites by SPD methods allows the control of the structure and properties of superelastic hard atomic carbon phase obtained from fullerites by high-pressure high-temperature synthesis.

Обработка давлением молекулярных кристаллов фуллеритов C₆₀ при температурах выше порога стабильности фуллереновой молекулы приводит к формированию атомарного сверхупругого твердого углерода. Было обнаружено геометрическое соответствие микроструктуры и характера разрушения полученной углеродной фазы исходной структуре кристаллов фуллерита C₆₀ [1]. Для оценки влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) фуллеритов C₆₀ на структуру и свойства атомарной углеродной фазы, полученной из фуллеритов при нагреве под давлением, кристаллы фуллеритов C₆₀ размером до 100 мкм подвергнуты обработке на наковальне Бриджмена (4 оборота) под давлением 4 ГПа и механоактивации в шаровой мельнице в течение 48 час. Затем деформированные фуллериты были обработаны давлением 5 ГПа при 1200°C. Полученные образцы атомарной углеродной фазы исследованы методами микроструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии и измерительного микроиндентирования. Установлено, что, благодаря предварительной ИПД фуллеритов: (1) структура полученных образцов атомарной углеродной фазы становится более однородной, при исследовании в поляризованном свете исчезают оптически анизотропные домены; (2) поверхность разрушения приобретает типичный для аморфных материалов ручьиный квазихрупкий характер, однако при большом увеличении видны признаки вязкого межзеренного разрушения; (3) микротвердость повышается от 9-11 до 15-18 ГПа при сохранении высокой степени упругого восстановления после индентирования (>90%). Таким образом, предварительная обработка фуллеритов C₆₀ методами ИПД позволяет управлять структурой и свойствами атомарной сверхупругой твердой углеродной фазы, полученной из фуллеритов путем термобарического синтеза.

Литература:

1. Банных О.А., Овчинникова И.Н., Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Сиротинкин В.П., Структура и особенности разрушения сверхупругих твердых углеродных материалов, полученных из фуллеритов под давлением, *Металлы*, 2011, № 5, стр. 10-16.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ БИМЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПО КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ "СВАРКА ВЗРЫВОМ + ПАКЕТНАЯ ПРОКАТКА"

Шишкин Т.А., Первухина О.Л., Первухин Л.Б.
Россия, ФГБУН ИСМАН РАН, smaimbrik@mail.ru

STUDY OF THE BEHAVIOR OF THE DESTRUCTION OF THE BIMETAL, OBTAINED ON THE COMBINED TECHNOLOGY OF "EXPLOSIVE WELDING + SANDWICH ROLLING"

Shishkin T.A., Pervukhina O.L., Pervukhin L.B.

The combined method "explosive welding + sandwich rolling" for preparing the bimetal with the cladding layer made of the wear-resistant tool steel and the basis made of the carbon and low-alloy steels were created. The thin layer of low-carbon steel was substituted by explosive welding to the surface of basic steel and the surface of cladding layer. With the hot rolling of packet the compound was formed between the layers of low-carbon steel. Structure and properties of the obtained materials were investigated.

Биметалл из износостойкой и углеродистой стали является оптимальным материалом для защиты рабочих органов почвообрабатывающих машин экскаваторов и других горнодобывающих машин от абразивного и ударно-абразивного износа. Такие биметаллы имеют износостойкий слой из стали с высоким содержанием карбидов металлов в состоянии закали на максимальную твёрдость. Такие материалы относятся к трудносвариваемым, для них характерна низкая пластичность, что затрудняет их использование в качестве износостойкого и ударостойкого слоя в современных технологиях получения биметаллов. В частности, при получении биметалла из таких сталей методом сварки взрывом в инструментальных сталях типа У8, 9ХС образуются трещины, которые идут на всю толщину стали, а так же наблюдаются разрушения лакирующего и основного слоев, микронесплошности на границе раздела. В работе [1] предлагается проводить сварку взрывом с подогревом до высоких температур, что при использовании взрывчатых веществ дорого и небезопасно. Высокое содержание углерода в этих материалах не позволяет производить качественный биметалл пакетным способом, кроме того затруднено изготовление пакетов из-за образования закалочных структур в процессе электродуговой сварки, а методом электрошлаковой наплавки невозможно наплавить инструментальную сталь без изменения её свойств в целом.

Таким образом, чтобы получить биметалл с лакирующим слоем из износостойких инструментальных сталей и основной из углеродистых и низколегированных сталей был разработана комбинированная технологи: сварка взрывом + пакетная прокатка. В этой технологии методом сварки взрывом на поверхность основной стали и поверхность лакирующего слоя наносится тонкий слой малоуглеродистой стали. Затем из полученных двухслойных заготовок собирается пакет так, чтобы при горячей прокатке пакета соединение происходило между слоями малоуглеродистой стали.

Наличие малоуглеродистой стали на поверхности лакирующего слоя позволяет при сборке пакета произвести надёжную его герметизацию электродуговой сваркой. После электродуговой сварки пакета производится пакетная прокатка, сваривающая между собой малоуглеродистую сталь, приваренную взрывом к основной стали, и малоуглеродистую сталь, приваренную взрывом к лакирующему слою. Полученные трёхслойные листы из инструментальной, малоуглеродистой и углеродистой стали могут подвергаться дальнейшей прокатке до необходимой толщины.

По описанной технологии была изготовлена опытная партия листов. Проведён ультразвуковой контроль сплошности соединения на всех стадиях изготовления, который выявил наличие несплошностей в краевых зонах после прокатки пакетов.

Прочностные испытания соединения слоёв, полученных сваркой взрывом, на отрыв составил 220-250 МПа, соединение между низкоуглеродистыми сталями при пакетной прокатке имели прочность 200-240 МПа.

Произведены исследования структуры зоны соединения на оптическом и электронном микроскопах. Исследованы поверхности после испытаний образцов на отрыв, выявлены зоны диффузии углерода в инструментальную сталь.

Литература: Конон Ю.А., Первухин Л.Б., Чудновский А.Д. Сварка взрывом. - М.: Машиностроение, 1987. - 216с.

СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИЧЕСКИХ ПЕНТАОКСИДОВ $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$

Щербина О.Б.¹, Ефремов В.В.¹, Палатников М.Н.¹, Пасичный В.В.², Сидоров Н.В.¹
¹Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И. В. Тананаева
Кольского научного центра РАН, E-mail: shcherbina@chemy.kolasc.net.ru
²Институт проблем материаловедения им. И. М. Францевича, НАНУ, Украина.

SYNTHESIS, STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF CERAMIC COPRECIPIRATE OF PENTOXIDE $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$

Shcherbina O.B.¹, Palatnikov M.N.¹, Efremov V.V.¹, Pasichnyi V.V.², Sidorov N.V.¹

Abstract. In this paper we studied the structure and mechanical properties of ceramics based on coprecipitated pentoxide $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$, and the effect of treatment with concentrated light flows (CLF) on the structure and properties of these materials, using scanning probe microscopy and Raman spectroscopy (RS).

Keywords: concentrated light flows, the coprecipitate pentoxide, Raman spectra, micro- and nanostructures, micro-hardness, Young's modulus, strength

Осаждением из плавиковокислых растворов пентаоксидов металлов были получены соосажденные пентаоксиды $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$ в низкотемпературной полиморфной модификации: $1 - y = 0.068$, $2 - y = 0.111$, $3 - y = 0.363$ с содержанием фтора менее 0.05 мас.% и основных катионных примесей не выше $\sim 5 \cdot 10^{-4}$ мас. %. Затем по обычной керамической технологии (ТКТ) и с использованием концентрированных световых потоков (КСП) [1] были приготовлены керамические образцы $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$. Далее методами зондовой микроскопии, спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) исследованы структура и механические характеристики этих керамик.

При $y = 0.068$ в керамике $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$ средний размер зерен - 28,7 мкм, причем зерна имеют слоистую структуру с толщиной слоев $\sim 80-200$ нм (рис. 1).

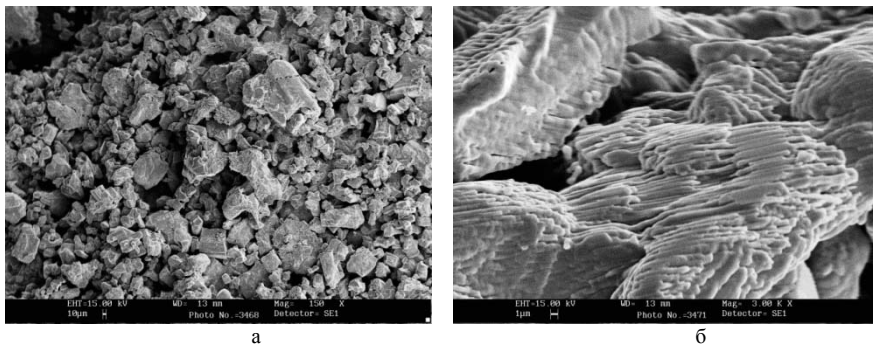


Рис.1. Структура керамики $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$, полученной по ТКТ, $y = 0.068$ (а), структура отдельного зерна (б).

Обнаружено, что с увеличением содержания тантала в керамике $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$ средний размер зерен уменьшается до 5 мкм и слоистого строения зерен не наблюдается. При этом микротвердость и прочность, численной характеристикой которой является модуль Юнга, понижается (таблица 1).

Таблица 1. Микротвердость и модуль Юнга керамик Nb_2O_5 и $Nb_{2(1-y)}Ta_2yO_5$, полученных по ТКТ и при воздействии КСП.

Вид керамики	Микротвердость, Н, ГПа Среднее значение		Модуль Юнга, Е, ГПа	
	ТКТ	КСП	ТКТ	КСП
Nb_2O_5	9,43±1,30	11,82±1,43	134,1±0,6	205,9±0,9
$Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$, $y = 0.068$	6,37±0,65	6,34±0,94	141,3±1,6	153,4±0,7
$Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$, $y = 0.111$	5,45±0,78	6,78±0,99	124,0±2,8	141,4±1,5
$Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$, $y = 0.363$	5,57±0,5	5,06±1,04	114,8±1,5	131,7±5,2

Из двух полиморфных модификаций, низкотемпературная модификация, как оказалось, обладает меньшей твердостью. Определение твердости осуществлялось методом сравнительной склерометрии [2]. Полученные результаты и количественный анализ зоны хрупкой повреждаемости в районе царапины в зависимости от нагрузки на индентор позволили оценить критический коэффициент интенсивности напряжений первого рода K_{IC} , являющийся критерием трещиностойкости материала [2,3], а также микрохрупкость и хрупкую микропрочность [3] керамик Nb_2O_5 и $Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$ (табл.2)

Таблица 2. Механические характеристики керамик Nb_2O_5 и $Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$ в зависимости от нагрузки

Нагрузка, Р, МН	Nb_2O_5					$Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$, $y = 0.068$			
	5	7	10	15	Ср. знач.	7	10	15	Ср. знач.
Микрохрупкость, γ	0,42	0,43	0,41	0,45	0,43	0,37	0,41	0,39	0,39
Хрупкая микропрочность, σ , ГПа	4,9	2,8	2,5	1,9	3,02	1,33	1,39	1,57	1,43
Трещиностойкость, K_{IC} , МПа $m^{0,5}$	4,11	2,77	2,87	3,11	3,21	1,60	1,65	1,91	1,72
Нагрузка, Р, МН	$Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$, $y = 0.111$				$Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$, $y = 0.363$				
	7	10	15	Ср. знач.	7	10	15	Ср. знач.	
Микрохрупкость, γ	0,35	0,63	0,65	0,54	0,35	0,24	0,39	0,33	
Хрупкая микропрочность, σ , ГПа	2,44	1,0	0,98	1,47	1,63	1,27	1,40	1,43	
Трещиностойкость, K_{IC} , МПа $m^{0,5}$	2,03	1,33	1,22	1,53	1,66	1,5	1,6	1,59	

При обработке КСП, образовавшиеся в условиях самоорганизации реальные структуры в керамике $Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$ являются суммой типов структур с различной фрактальной и топологической размерностью. Это сложные нитевидные или пластинчатые структуры (разветвленные взаимноперпендикулярные дендриты, вероятно, эвтекстических фаз) с толщиной ~ 100-500 нм и длиной до ~ 50 мкм. За счет увеличения доли более мелких зерен в структуре при воздействии КСП модуль Юнга керамики на основе соосажденных пентаоксидов $Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$ несколько увеличился, но в целом улучшения механических характеристик материала не произошло.

В спектрах КРС керамики $Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$ наиболее существенные изменения наблюдаются в области колебаний кислородного каркаса: уже при $y = 0.068$ в спектре происходит замещение группы пиков в области 570-700 cm^{-1} на пик с частотой 630 cm^{-1} . В высокочастотной области спектра образцов введение Ta в структуру Nb_2O_5 , приводит к сдвигу (на 9 и 7 cm^{-1}) линий с частотами 843 и 900 cm^{-1} , относящихся к валентным мостиковым колебаниям атомов кислорода Nb-O-Nb в октаэдрах и тетраэдрах и концевым колебаниям Ta-O в тетраэдрах. Таким образом, воздействие КСП на $Nb_{2(1-y)}Ta_yO_5$ приводит к значительным изменениям структуры, что, находит отражение в изменении характеристик этих материалов (табл.1). Вероятно, это является следствием «разрыхления» структуры Nb_2O_5 при вхождении катионов Ta^{5+} и

уменьшения ее прочности. Одной из причин отличия в спектрах КРС керамики разного состава может быть ее различная тугоплавкость, вследствие разной концентрации Ta_2O_5 , имеющего значительно более высокую температуру плавления, в сравнении с Nb_2O_5 .

Работа поддержана грантом НШ 1937.2012.3.

Список литературы

1. Palatnikov, M. Formation of Fractal Micro- and Nano-Structures in Ceramic Tantalum Pentoxide Under Concentrated Flux of Light Affecting Thermal Expansion / M. Palatnikov, O. Shcherbina, O. Makarova, P. Chufyrev // *Integrated Ferroelectrics* – 2009. – V. 108, 1.– P.89-97
2. Blank, V. Nano-sclerometry measurements of superhard materials and diamond hardness using scanning force microscope with the ultrahard fullerite C_{60} tip / V.Blank, M. Popov, N.Lvova, K.Gogolinsky, V. Reshetov // *J.Mater.Res.* – 1997. – V.12. №11. – P. 3109-3114.
3. Oliver, W.C. An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments / W.C. Oliver, G.M. Pharr // *J. of Materials Research.* – 1992. – V. 7. – P. 1564 – 1583.

СЕКЦИЯ 9
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ
(ВКЛЮЧАЯ БИОМЕДИЦИНСКИЕ МАТЕРИАЛЫ,
ПОЛИМЕРЫ, ДЕМПФИРУЮЩИЕ, ОГНЕСТОЙКИЕ)

CONCENTRATION DEPENDENCE OF ELASTIC MODULE OF MULTIWALL CARBON NANOTUBES AND POLYPROPYLENE

Onanko A.P., Kulish N.P., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A.

Ukraine, Kyiv national university

onanko@univ.kiev.ua

The influencing of variable deformation ε was researched on elastic and inelastic characteristics: elastic module, elasticity limit, inelasticity limit and ultimate stress limit of nanocomposite based on multiwall carbon nanotubes and polypropylene.

Introduction

The measuring of the amplitude dependence of internal friction (IF) allows to fix the moment of a separation of dislocation segments from stoppers. The non-destructive method of the technological control the structure defects by measuring IF and elastic module E is developed. Even rather small strain can collect up in non-ideal crystals, essentially changing their elastic and inelastic characteristics [1,2]. An important value is in a position of formation in the polymeric matrix of molecular structures, as carbon nanotubes serve as the centers of crystalline phase origin. The influencing of deformation ε was researched on elastic and inelastic characteristics of nanocomposite based on multiwall carbon nanotubes (MWCNT) and polypropylene.

Experiment

For measuring diagram $\sigma - \varepsilon$ the machine "ALA-TOO" (IMASH-20-75) was used. At writing down of curves the 2 cycles of strain - unloading of diagram $\sigma - \varepsilon$ were. For mean value of $\text{tg} \alpha$ - the angle of slope of linear areas of the disburdened and repeatedly loaded curves the absolute value of the elastic module E , elasticity limit σ_E , inelasticity limit $\sigma_{0,2}$, ultimate stress limit σ_S were determined.

Results

For carbon nanotubes 0,5% + polypropylene the elastic module $E \approx 1,262$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 21,15$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 28,37$ MPa were. For carbon nanotubes 0,1% + polypropylene the elastic module $E \approx 0,8942$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 18,78$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 21,19$ MPa were determined.

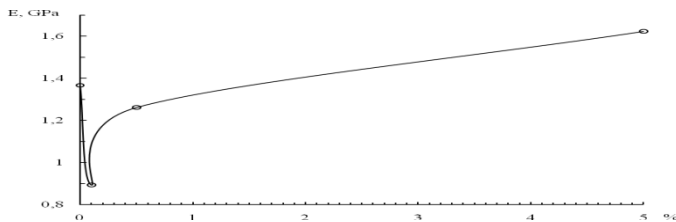


Fig. 1. Concentration dependence of elastic module E of nanocomposite based on multiwall carbon nanotubes and polypropylene.

The value of Δ is determined the amount of microrelaxations of different type and them individual contribution to inelastic deformation at temperature T . The holdings of different microrelaxations are summered. At temperatures, when growth the defect of elastic module $\Delta E/E$ grows sharply, there are relaxation maximums $IF Q_M^{-1}$ on temperature dependences. A considerable width on the temperature of the elastic module relaxation $\Delta E/E$ specifies distributing of activating parameters H of the proper relaxation processes on wide. For polypropylene the elastic module $E \approx 1,367$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 15,10$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 22,41$ MPa were. For carbon nanotubes 5% + polypropylene the elastic module $E \approx 1,623$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 20,83$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0,2} \approx 30,72$ MPa, ultimate stress limit $\sigma_S \approx 40,09$ MPa were determined. The concentration dependence of elastic module E of nanocomposite based on MWCNT and polypropylene is represented on fig. 1.

An electronic irradiation results to the increase of degree of crystalline and growth of elastic module E , microhardness $H \approx \frac{E}{10}$ of nanocomposites as a result of origin of additional connections which provide an interface on division border so due to sewing together of internal layers of MWCNT.

The concentration dependence of elasticity limit σ_E of nanocomposite based on MWCNT and polypropylene is represented on fig. 2.

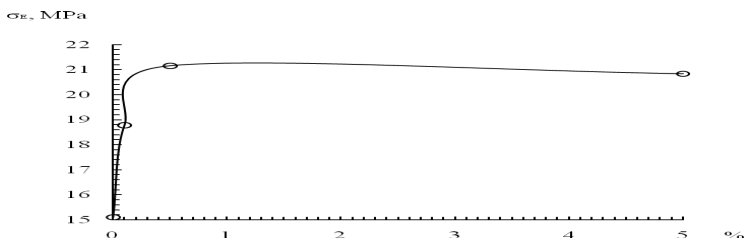


Fig. 2. Concentration dependence of elastic elasticity limit σ_E of nanocomposite based on MWCNT and polypropylene.

The concentration dependence of inelasticity limit $\sigma_{0.2}$ of nanocomposite based on MWCNT and polypropylene is represented on fig. 3.

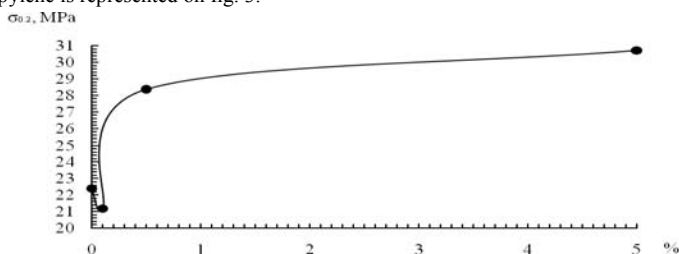


Fig. 3. Concentration dependence of inelasticity limit $\sigma_{0.2}$ of nanocomposite based on MWCNT and polypropylene.

Discussion

At the mechanical loading of the real crystal total deformation consists of elastic and inelastic constituents $\varepsilon_{\Sigma} = \varepsilon_E + \varepsilon_{IE}$. Inelastic deformation ε_{IE} is conditioned motion of dislocations. Elastic deformation ε_E takes a place “instantly”, and the inelastic deformation has temperature dependence $\varepsilon_{IE}(t)$. It contingently the presence of relaxation times τ , which characterize motion of crystalline structure defects. There are two maximum values of the elastic modules: inrelaxation elastic module E_{IR} and relaxation elastic module E_R . At the appendix of external periodic tension $\sigma(\omega)$ with frequency ω the experimental elastic module takes the intermediate value $E_R < E < E_{IR}$. $\frac{\Delta E}{E} = \frac{E - E_R}{E_R} = \frac{\Delta}{1 + \omega^2 \tau^2}$,

where the maximal defect of the module $\Delta = \frac{E_{IR} - E_R}{E_{IR}}$, E_{IR} - inrelaxation, E_R - relaxation elastic

module. E_{IR} was measured in time of appendix of tension σ , when a inelastic contribution is to deformation $\varepsilon_{IE} = 0$; E_R measured after a time $\Delta t \gg \tau$, when inelastic deformation maximal $\varepsilon_{IE} = \max$.

For carbon nanotubes 0,5% + polypropylene the elastic module $E \approx 1,262$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 21,15$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0.2} \approx 28,37$ MPa were. For carbon nanotubes 0,1% + polypropylene the elastic module $E \approx 0,8942$ GPa, elasticity limit $\sigma_E \approx 18,78$ MPa, inelasticity limit $\sigma_{0.2} \approx 21,19$ MPa were determined. The value of Δ is determined the amount of microrelaxations of different type and them individual contribution to inelastic deformation ε at temperature T . The holdings of different microrelaxations are summured. At temperatures, when growth the defect of elastic module $\frac{\Delta E}{E}$ grows

sharply, there are relaxation maximums IF Q^{-1}_M on temperature dependences.

Conclusions

Thus, the increase of nanocomposite crystalline degree at growth of multiwall carbon nanotubes concentration, filling with the nanotubes of matrix results in the decline of content of well-organized phase. The absolute value of the elastic module E , elasticity limit σ_E , inelasticity limit $\sigma_{0.2}$, ultimate stress limit σ_S of the composites based on multiwall carbon nanotubes 5% + polypropylene, MWCNT 0,5% + polypropylene, MWCNT 0,1% + polypropylene were determined.

References

1. Onanko A. P. Influence of hydrogen on directional surface of inelastic-elastic body Ti0.5Al0.5 alloy // *Metalphysics and new technology*. – 2011. - 33(2). – P. 253-261.
2. Onanko A. P., Lyashenko O. V., Vyzhva S. A. et al. Influence of temperature, ultrasound, electrical current on inelastic-elastic characteristics, relaxation processes in Ge-Si and SiO₂ // *Sensor electronics and microsystem technologies*. - 2011. - V. 2(8), № 3. - P. 14-21.

ВЛИЯНИЕ НЕСТЕХИОМЕТРИИ НА СТРУКТУРУ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТА ВИСМУТА

Абубакаров А.Г., Шилкина Л.А., Вербенко И.А., Резниченко Л.А., Дудкина С.И.

Россия, НИИ физики ЮФУ, iaverbenko@sfdedu.ru.

Наиболее известным среди мультiferроиков является феррит висмута, BiFeO₃, который сохраняет сегнетоэлектрическое упорядочение вплоть до 830⁰С и антиферромагнитное – до 370⁰С. Получение BiFeO₃ методом твердофазных реакций является сложной задачей, связанной с образованием в нем неконтролируемого количества «сопутствующих», весьма стабильных, примесей – Bi₂₅FeO₃₉ и Bi₂Fe₄O₉ [1] и низкой воспроизводимостью свойств в керамических объектах.

Ранее для AgNbO₃ и NaNbO в [2-4] было установлено, что причиной возникновения примесей является дефицит А-позиций в структуре ABO₃ (структурная нестехиометрия), возникающий при кристаллографическом сдвиге, КС, - плоскостном дефекте, характерном для кислородно-октаэдрических соединений типа ReO₃ с ионами переменной валентности в В-позиции [5, 6]. В результате, стехиометрическая смесь исходных продуктов содержит избыток А-катионов, которые, в зависимости от их свойств, либо размещаются в междоузельных прослойках, либо частично вытесняют В-катионы из их позиций и образуют примесные соединения. Возможно, подобные явления происходят и при синтезе BiFeO₃. В [2-4] показано также, что одним из путей устранения примесных фаз является создание искусственной нестехиометрии. Таким образом, целью настоящей работы является установление закономерностей формирования структуры и диэлектрических свойств нестехиометрического феррита висмута и определение оптимального состава, обеспечивающего практическую беспримесность конечного продукта.

Объектами исследования стали катионноизбыточные (Bi_{1-x}FeO_{3-(3/2)x}), $x = (-0,04 \div 0,00)$ и вакансионнонасыщенные (Bi_{1-x}FeO_{3-(3/2)x}□_{2x}; □ - вакансии), $x = (0,00)$ керамики. Температуры синтеза – $T_{\text{синт-1,2}} = (750 \div 850)^{\circ}\text{C}$, времена выдержки $\tau_1 = 10$ ч, $\tau_2 = 2$ ч, температуры спекания – $T_{\text{сп.}} = (800 \div 950)^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{сп.}} = (1 \div 2)$ ч.

На рис.1. представлены зависимости от x : углового параметра, α , экспериментального, $V_{\text{экс}}$, и теоретического, $V_{\text{теор}}$, объемов ячейки, относительных интенсивностей сильных линий, I/I_1 , примесных фаз Bi₂₅FeO₄₀ и Bi₂Fe₄O₉, а также плотностей керамических образцов: экспериментальной, $\rho_{\text{экс}}$, рентгеновской, $\rho_{\text{рентг}}$, относительной экспериментальной $\rho_{\text{отн экс}}$ и относительной теоретической $\rho_{\text{отн теор}}$. Последние две характеризуют - качество керамики (первая), - дефектность структуры (вторая). $V_{\text{теор}}$ рассчитывался по формуле из [7], вычисление $\rho_{\text{теор}}$ проводилось с использованием $V_{\text{теор}}$. Хорошо видно, что содержание примесных фаз коррелирует с изменением относительной диэлектрической проницаемости ϵ_0 , и тангенса диэлектрических потерь, $\text{tg}\delta$, при комнатной температуре, что подтверждает определяющий характер влияния примесных фаз на механизм сквозной электропроводности изученных объектов (рис. 2).

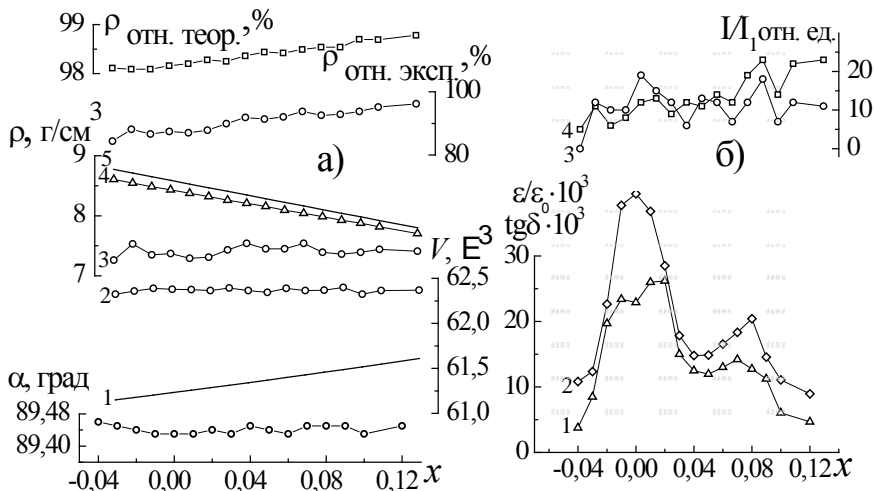


Рис. 1. Зависимости от x : а) α , $V_{\text{теор}}$ (1), $V_{\text{эксп}}$ (2), $\rho_{\text{эксп}}$ (3), $\rho_{\text{теор}}$ (4), $\rho_{\text{отн. эксп}}$ (5) и $\rho_{\text{отн. теор}}$ $\text{Bi}_{1-x}\text{FeO}_{3+(3/2)x}$; б) $\epsilon/\epsilon_0 \cdot 10^3$ (1), $\text{tg}\delta \cdot 10^3$ (2), I/I_1 $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$ (3), $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$ (4).

Обращает на себя внимание, во-первых, периодическое изменение с ростом x величин, полученных из эксперимента, I/I_1 , $\rho_{\text{эксп}}$, $\rho_{\text{отн. эксп}}$, во-вторых, несоответствие зависимости $V_{\text{эксп}}(x)$ поведению $V_{\text{теор}}(x)$ в интервале $-0,02 \geq x \geq 0,12$ и лишь при $x < -0,02$ $V_{\text{эксп}}$ уменьшается в соответствии с $V_{\text{теор}}(x)$, в-третьих, неожиданное поведение $\rho_{\text{отн. теор}}$, которая по мере уменьшения x от 0,12 до 0,00 должна расти, так как дефектность структуры BiFeO_3 при этом уменьшается, однако она падает вплоть до $x = 0,02$, после чего намечается её незначительный рост. На рис.1б. видно, что содержание $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$ резко увеличивается при $x > 0,03$, а затем уменьшается до 0,00 при $x = -0,04$, несмотря на превышение концентрации Bi^{3+} относительно стехиометрического состава на 4 %.

Такое поведение показанных на рис.1 зависимостей характерно для NaNbO_3 [2], PbTiO_3 [8], твердых растворов $\text{PbTiO}_3\text{-PbZrO}_3$ [9], имеющих дефицит А позиций. В результате структурной нестехиометрии

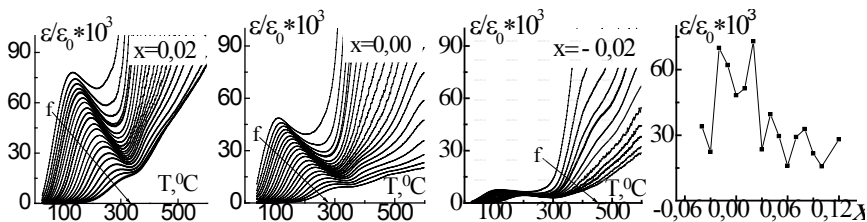


Рис.2. Диелектрические спектры стехиометрического и нестехиометрического феррита висмута (слева); зависимость относительной диелектрической проницаемости на частоте 100 кГц при 25°C от степени нестехиометрии (x).

$V_{\text{эксп}}$ становится меньше, чем $V_{\text{теор}}$, рассчитанный для идеальной стехиометричной структуры. Это можно видеть из таблицы.

Как видно из таблицы, только 2 соединения PbTiO_3 и BiFeO_3 имеют $V_{\text{эксп}} > V_{\text{теор}}$. В [8] было высказано и обосновано предположение о том, что в PbTiO_3 некоторое количество (~2%) ионов Pb^{+2} расположены в вытянутых кислородных октаэдрах вдоль плоскости КС. Размещение ионов свинца в кислородных октаэдрах приводит к значительному превышению $V_{\text{эксп}}$ над $V_{\text{теор}}$. Учитывая сходство атомов Bi и Pb , можно предположить, что Bi также может занимать вытянутые кислородные октаэдра вдоль ПКС.

Таблица. Величины $V_{\text{теор}}$, $V_{\text{эксп}}$, ΔV соединений с ионами переменной валентности.

Соединения	$V_{\text{теор}}, \text{Å}^3$	$V_{\text{эксп}}, \text{Å}^3$	$\frac{\Delta V=(V_{\text{теор}}-V_{\text{эксп}})}{V_{\text{эксп}}}\cdot 100\%$	Соединения	$V_{\text{теор}}, \text{Å}^3$	$V_{\text{эксп}}, \text{Å}^3$	$\frac{\Delta V=(V_{\text{теор}}-V_{\text{эксп}})}{V_{\text{эксп}}}\cdot 100\%$
CdTiO ₃	56.18	55.13	1.9	NaNbO ₃	60.65	59.45	2
CaTiO ₃	57.38	55.96	2.5	AgNbO ₃	62.52	60.84	2.8
SrTiO ₃	61.21	59.64	2.6	KNbO ₃	65.06	65.16	-0.1
PbTiO ₃	62.71	63.28	-1	BiFeO ₃	61.26	62.37	-1.8
BaTiO ₃	65.74	64.34	2.2				

* Структура KNbO₃ содержит ПКС типа (110)-антифазные границы, которые не приводят к дефициту А-позиций, поэтому у него $V_{\text{теор}}$ и $V_{\text{эксп}}$ практически равны.

По-видимому, структурная нестехиометрия BiFeO₃ больше, чем PbTiO₃, поэтому вытеснение ионами Bi³⁺ ионов Fe³⁺ из кислородных октаэдров приводит к превышению $V_{\text{эксп}}$ над $V_{\text{теор}}$ на значительно большую величину, чем в PbTiO₃. Таким образом, одной из причин возникновения примесей в керамиках стехиометрического состава BiFeO₃ является структурная нестехиометрия, величина которой, по нашим расчетам, составляет не меньше 3 %. Максимальную беспримесность продукта обеспечивает состав с $x = -0,04$.

Литература

- [1] Carvalho T.T., Tavares P.B. // Materials Letters. 2008. V. 62. P. 3984-3986.
- [2] Резниченко Л.А., Шилкина Л.А., Гагарина Е.С. и др. // Кристаллография. 2004. Т. 49. № 5. С. 909-916.
- [3] Кравченко О.Ю., Гаджиев Г.Г., Омаров З.М., Резниченко Л.А., Абдуллаев Х.Х., Разумовская О.Н., Шилкина Л.А., Комаров В.Д. // Неорг. Материалы 2011. Т. 47. №6. С. 758 – 764.
- [4] Кравченко О.Ю., Гаджиев Г.Г., Омаров З.М., Резниченко Л.А., Абдуллаев Х.Х., Разумовская О.Н., Шилкина Л.А., Комаров В.Д., Вербенко И.А. // Неорг. Материалы 2011. Т. 47. № 8. С. 1014 – 1020.
- [5] Петренко А.Г., Приседский В.В. Дефекты структуры в сегнетоэлектриках. Киев: Учебно-методический кабинет по высшему образованию при Минвузе УССР. 1989.-102с.
- [6] Рао Ч.Н.Р., Гопалакришнан Дж. Новые направления в химии твёрдого тела. // Пер. с англ. Изд-во «Наука». Сиб. отд-ние. Новосибирск 1990.-520 с.
- [7] Фесенко Е.Г. Семейство перовскита и сегнетоэлектричество. М.: Атомиздат 1972.-248 с.
- [8] Титов С.В., Шилкина Л.А., Разумовская О.Н., и др. // Неорганические материалы. 2001. Т. 37. № 7. С.849 – 856.
- [9] Andryushina I.N., Reznichenko L.A. et al. // Ceram. Intern. 2013. V. 39. № 2. P. 1285-1292.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ-РЕЛАКСОРОВ

Алёшин В.А., Таланов М.В., Резниченко Л.А.

Россия, Ростов-на-Дону, НИИ физики ЮФУ, mvtalanov@srfedu.ru

MICROSTRUCTURE FEATURES OF RELAXOR FERROELECTRICS-BASED MULTICOMPONENT CERAMICS

Alyoshin V.A., Talanov M.V., Reznichenko L.A.

Established the regularities and features of the microstructure formation of multicomponent ceramics based on relaxor ferroelectrics. Our results should be considered in the development of functional devices.

Твердые растворы (ТР) на основе сегнетоэлектриков-релаксоров (СЭР) PbMg_{1/3}Nb_{2/3}O₃ (PMN), PbZn_{1/3}Nb_{2/3}O₃ (PZN), PbNi_{1/3}Nb_{2/3}O₃ (PNN) и классического сегнетоэлектрика PbTiO₃ (PT) представляют значительный интерес благодаря высоким значениям пьезоэлектрических, диэлектрических, оптических и пироэлектрических параметров. Однако, при переходе от монокристаллов к более дешевой керамической форме изготовления указанных ТР основные функциональные параметры значительно снижаются. Это обусловлено как фундаментальными

кристаллографическими причинами, так и сложным иерархическим строением керамик, в котором немаловажную роль играет микроструктура. Поскольку с последней связано возможное развитие системы различного рода дефектов, актуальным представляется установление закономерностей и особенностей ее формирования, что и стало целью настоящей работы.

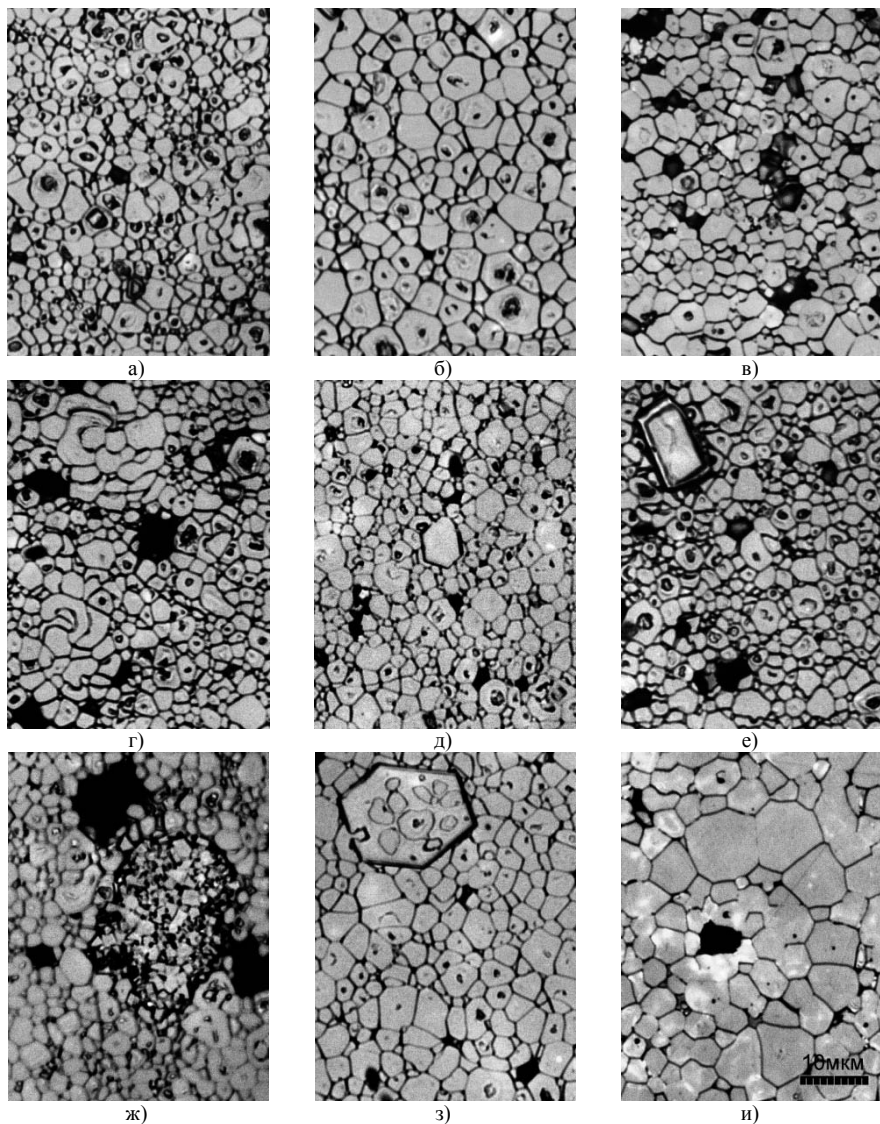


Рис. Фрагменты микроструктуры изучаемых керамик. Размер маркера - 10 мкм.

Объектами исследования выступили высокоплотные керамики состава $Pb_{1-x}Ba_x(Mg_{1/3}Nb_{2/3})_m(Zn_{1/3}Nb_{2/3})_n(Ni_{1/3}Nb_{2/3})_nTi_xO_3$ ($x=0$ и 0.05 , $m = 0.4541$, $y = 0.0982$, $n = 0.1477$, $x=0.3$), полученные по обычной керамической технологии с использованием колумбитного метода. Зёрненное строение керамик исследовали на оптических микроскопах DM15000 M

(LEICA, Германия) и Axio Imager.Z1m (Carl Zeiss, Германия) после термического травления образцов, предварительно полированных на станке TegraPol-11 (Struers, Дания).

На рисунке показаны фрагменты типичных микроструктур образцов без Ва (а) и с Ва (б). Видно, что в последнем случае реализуется более совершенная крупнокристаллическая микроструктура с зернами равноосной формы. Детальное исследование микроструктуры обоих видов керамик выявило ряд особенностей. Довольно часто в зернах обнаруживаются микрокристаллы, имеющие огранку, как если бы они были выращены методом кристаллизации из раствора в расплаве (в). Представляется, что механизм захвата кристаллитов без их рекристаллизации является результатом двух конкурирующих процессов роста зерен: быстрого слияния соседних кристаллитов, имеющих межзеренную границу минимальной толщины, и медленного диффузионного переноса материала через расплавленную приграничную стеклофазу, тормозящую процесс рекристаллизации на локальном участке границы. Возможно, что такие участки формируются из микропор, являющихся «стоками», куда выдавливается стеклофаза из окружающих границ. Кроме того, формируются дугообразные зерна, на финишном этапе охватывающие либо кристаллит, окруженный жидкой прослойкой, либо некоторый объем самой стеклофазы (г). Зачастую идеоморфные кристаллиты, не захваченные зернами основной фазы, формируются и как самостоятельные изолированные монокристаллы (д, е). При низкотемпературном травлении вокруг них наблюдается образование расширенной канавки травления, что указывает на присутствие стеклофазы на границе и объясняет формирование их правильной огранки при спекании. «Жесткое» травление образца (температура травления близка к температуре спекания) приводит к образованию еще более широкой канавки вокруг аналогичного кристаллита и формированию ступеньки травления по его периметру, выглядящей как двойная граница (е). Отмечаются и скопления малых ограненных кристаллитов со стеклофазой (ж). В Ва-содержащих керамиках вместо таких скоплений наблюдаются очень крупные одиночные кристаллиты правильной огранки (з) с «захватами» зерен основной фазы. В отдельных фрагментах микроструктур можно видеть радиально-кольцевое формирование зерен, ранее наблюдавшееся нами и в других видах керамики (и).

Полученные в работе результаты лишней раз свидетельствуют о том, что механические свойства керамических материалов различного назначения во многом зависят от их микроструктуры, что необходимо принимать во внимание при разработке соответствующих устройств.

МЕХАНИЗМЫ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ МАТЕРИАЛАМИ НА ОСНОВЕ АРАМИДНЫХ ТКАНЕЙ

Баженов С.Л., Гончарук Г.П.

Институт химической физики РАН, Москва, ул.Косыгина, 4

Ткани на основе высокопрочных органических волокон обладают высокой способностью рассеивать энергию баллистического удара. По этой причине их используют в защитных шлемах и гибких бронезилетах. Благодаря проскальзыванию нитей, ткань ведет себя как пластичный материал. Исследована диссипация энергии силами трения нитей в арамидных тканях различного переплетения. Определен верхний теоретический предел способности волокон поглощать энергию поперечного удара. Максимальная сила вытягивания нитей из ткани полотняного плетения нелинейно зависит от количества вытягиваемых нитей. В тканях саржевого плетения эта зависимость носит линейный характер. Изменение способа переплетения нитей является эффективным способом изменения сил вытягивания нитей.

Исследовано влияние воды на силы трения нитей при их вытягивании из арамидной ткани Армос. Вода увеличивает силу трения при выдергивании нитей в несколько раз. Как следствие, при поперечном воздействии сильно изменяется способность рассеивать энергию удара.

РАССЛОЕНИЕ И ВОССТАНОВЛЕНИЕ ОКСИДА ГРАФИТА ПРИ ТЕПЛОМ ВЗРЫВЕ

Баскаков С.А.¹, Шульга Ю.М.¹, Дремова Н.Н.¹, Кнерельман Е.И.¹, Орст Г.И.¹,
Шульга Н.Ю.², Баскакова Ю.В.¹, Скрылева Е.А.²

¹Институт проблем химической физики Российской Академии наук,
142432 Черноголовка, Московская область, Россия; E-mail: baskakov@icp.ac.ru

²Московский институт стали и сплавов, 117936, Москва, Ленинский просп., 4

EXFOLIATION AND REDUCTION OF GRAPHYTE OXIDE AT THERMAL EXPLOSION

Baskakov S.A., Shulga Yu.M., Dremova N.N., Knerel'man E.I., Orst G.I.,
Shulga N.Yu., Baskakova Yu.V., Skryleva E.A.

The carbon material with a specific surface about 600 m²/g and pore volume of 6 cm³/g was synthesized at the thermal explosion of graphite oxide by microwave processing. The synthesized material was studied by methods of the element analysis, x-ray photoelectron spectroscopy, mass-spectrometry, IR- and Raman-spectroscopy and scanning electronic microscopy. It is shown that as a result of explosion there is an increase in a specific surface and reduction of the content of oxygen. In a gas phase at explosion CO₂, CO, and H₂O are allocated. Storage on air increases the content of oxygen in a sample and reduces a specific surface.

В настоящем докладе описаны опыты по микроволновой обработке пленок ОГ, которая сопровождается тепловым взрывом и приводит к образованию проводящего углеродного материала с удельной поверхностью около 600 м²/г.

Оксид графита готовили модифицированным методом Хаммерса [1]. Детали синтеза описаны в работе [2]. Пленку ОГ площадью около 1 см² помещали в кварцевый сосуд, на который устанавливали фильтр, предназначенный для улавливания продуктов взрыва. Затем кварцевый сосуд помещали в микроволновую печь (2450 МГц, 700 Ватт) и проводили нагрев до момента взрыва, после чего нагрев прекращали. Результаты элементного анализа и измерения удельной поверхности представлены в таблице 1.

Таблица 1. Удельная поверхность и содержание некоторых элементов в образцах.

Образец	Содержание элемента, масс.%			Суд, м ² /г
	C	O	H	
ОГ	50.10	44.81	2.69	20
ОГМВ	89.95	4.19	0.73	600

Видно, что микроволновая (МВ) обработка существенно уменьшает содержание в образце кислорода и водорода. Удельная поверхность при этом резко увеличивается (с 20 до 600 м²/г). Интересно, что при хранении на воздухе величина удельной поверхности несколько уменьшается (до 420 м²/г), что может объясняться частичным окислением образца. При нагреве такого образца ОГМВ до приблизительно 700°C величина удельной поверхности образца снова увеличивается и достигает 614 м²/г. Изотерма адсорбции-десорбции для «взорванного» ОГ (рис. 1) характерна для мезопористых образцов. Гистерезис на изотерме адсорбции-десорбции относится к так называемому типу H3 по классификации ИЮПАК и указывает на наличие щелевидных пор или плоскопараллельных частиц. О наличии мезопор также свидетельствует кривая распределения пор по размерам (рис. 1, вставка). Как видно из кривой, микропоры в образце отсутствуют, а максимум на кривой распределения соответствует порам с радиусом около 20Å. Существенным свойством «взорванного» ОГ является очень большой объем пор (5.9 см³/г).

На рис.2 (кривая 1) представлен ИК спектр исходного ОГ. Полученный нами спектр совпадает с таковым, полученным в работе [3], но отличается заметно меньшей интенсивностью полосы поглощения (*ν*) при 980-930 см⁻¹ от спектров, полученных авторами [4-5]. Эту *ν* обычно связывают с колебаниями эпокс-групп. В диапазоне 3000-3700 см⁻¹ присутствует ряд перекрывающихся *m*, которые, в соответствии с литературными данными, можно приписать валентным колебаниям связей О-Н. *lν* при 1730 см⁻¹ можно приписать к валентным колебаниям С=О в карбонильных группах и/или кетонах. *lν* при 1620 см⁻¹ – к деформационным колебаниям

молекул воды, а близкую m при 1590 см^{-1} – к разрешенным колебаниям колец базисной плоскости. Согласно литературным данным, m при $1360\text{--}1380\text{ см}^{-1}$ связывают с колебанием связи С-ОН, m при $1220\text{--}1230\text{ см}^{-1}$ – с колебаниями группы С-О-С, m при $1060\text{--}1080\text{ см}^{-1}$ – с фенилгидроксильными группами. После обработки ОГ в микроволновой печи (ОГМВ) все пики, характерные для ОГ, из спектра исчезли (кривая 2). Мы полагаем, что это связано с увеличением проводимости образца, поскольку по своей форме спектр ОГМВ приближается к спектру графита (кривая 3).

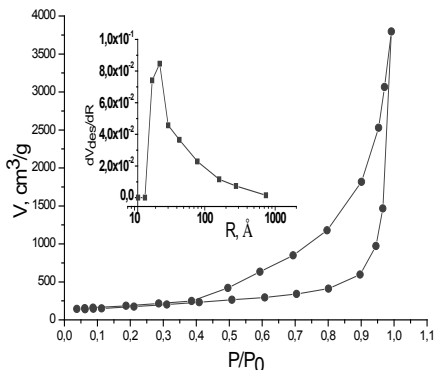


Рис.1. Изотерма адсорбции и распределение пор по размерам для исследуемого образца ОГМВ

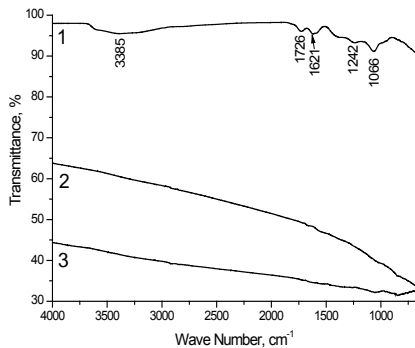


Рис.2. ИК спектры ОГ (1), ОГМВ(2) и графита(3)

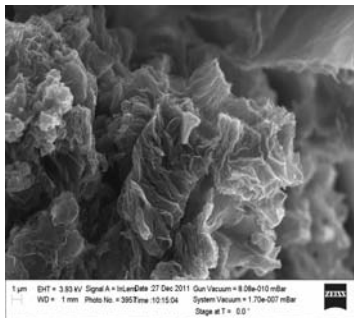
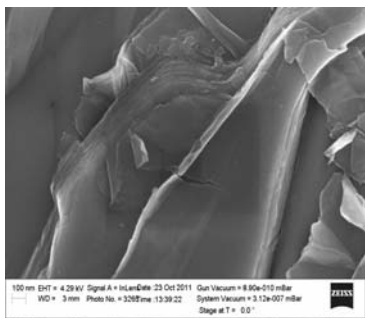


Рис.4. Микрофотографии ОГ (слева) и ОГМВ (справа).

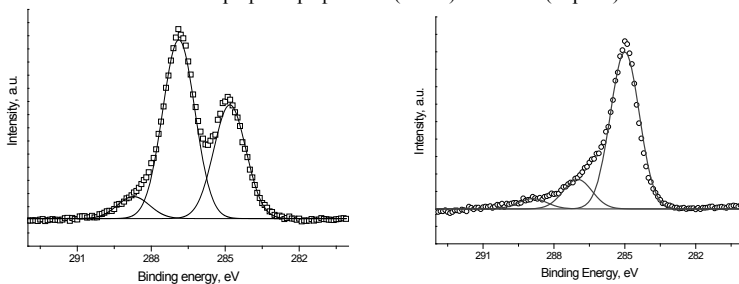


Рис.3. РФ-спектры C1s ОГ (слева) и ОГМВ (справа).

РФ-спектры C1s ОГ и ОГМВ представлены на рис.3. Сравнивая интенсивности отдельных пиков, можно говорить, что 57 % атомов углерода исходного ОГ связаны с одним атомом кислорода, а 8 % - с двумя атомами кислорода. Спектр C1s ОГМВ отличается от такового для исходного ОГ. Разложение на отдельные компоненты показало, что в ОГМВ только 15 % атомов углерода связаны с одним атомом кислорода, а 5 % - с двумя атомами углерода. Таким образом, обработка пленки ОГ, связанная с описанным нагревом в микроволновой печи, сопровождается существенным увеличением доли атомов углерода, которые не связаны с атомами кислорода. Отношение интегральных интенсивностей $I(O1s)/I(C1s)$ при переходе от ОГ к ОГМВ вообще уменьшилось в 4.5 раза.

Микрофотографии, полученные с помощью сканирующей электронной микроскопии, можно видеть на рис. 4. В исходном ОГ видны плоские частицы, образованные параллельными плоскостями оксида графена. После взрывной обработки плоскости восстановленного оксида графена искривляются, что сохраняет их от схлопывания и обеспечивает высокую удельную поверхность ОГМВ. Таким образом, простая микроволновая обработка ОГ, сопровождающаяся тепловым взрывом, ведет к формированию нового проводящего материала с высокой удельной поверхностью. Полученный материал может быть использован в качестве основы электродов суперконденсатора большой удельной емкости.

- [1]. Hummers W.S., Offeman R.E. // J. Am. Chem. Soc. 1958. V. 80. P. 1339-1341.
- [2]. Мурадян В.Е., Езерская М.Г., Смирнова В.И. и др. // ЖОХ. 1991. Т. 61. С. 2626- 2629
- [3]. Si Y., Samulski E.T. // Nano Lett. 2008. V. 8. P. 1679-1682.
- [4]. Jeong H.-K., Lee Y.P., Jin M.H. et al // Chem. Phys. Lett. 2009. V. 470. P. 255-258.
- [5]. Cote L.J., Cruz-Silva R., Huang J., J. Am. Chem. Soc. 2009. V. 131. P. 11027-11032.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ АНИОНЗАМЕЩЕННОГО ГИДРОКСИАПАТИТА

Богданова Е.А., Сабирзянов Н.А.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт химии твердого тела УрО РАН, e-mail: chemi4@rambler.ru*

STUDY OF THERMAL STABILITY OF ANION-SUBSTITUTED HYDROXYAPATITE Bogdanova E.A., Sabirzyanov N.A.

This work is devoted to the examination of the anionic substitution effect on the thermal stability of hydroxyapatite obtained by deposition from solutions.

Интерес к кальций-фосфатным материалам обусловлен их свойствами и широким спектром возможных и уже реализованных применений в медицине. Одной из областей применения является создание материалов для имплантатов, в частности, покрытий на основе фосфатов кальция. Весьма эффективными для обеспечения остеоинтеграции металлических имплантатов с костными тканями являются покрытия на основе гидроксиапатита (ГАП), который считается кристаллохимическим аналогом минеральной составляющей костной ткани.

Однако существуют различия между осажденным из водных растворов ГАП и ГАП, полученным твердофазным синтезом. Термически обработанный ГАП имеет кристаллическую структуру, менее растворим, чем минеральная составляющая кости, поскольку при 800 – 1000°C происходит фазовый переход в химически стабильную конденсационно-кристаллическую форму, что существенно снижает биологическую активность материала. В то же время осажденный ГАП слабо закристаллизован, характеризуется высокой сорбционной способностью, относительно высокой скоростью резорбции в тканевой среде, обладает отличной биосовместимостью. Является наиболее перспективным материалом, используемым в качестве биодеградируемого заместителя костной ткани, поскольку сходен с биологическим ГАП, присутствующим в кости.

Термическая стабильность ГАП зависит от способа и условий синтеза. ГАП, полученный твердофазным синтезом устойчив до 1100 – 1200°C, тогда как осажденный ГАП разлагается и при температуре 700 – 800°C. В настоящее время широко используются

высокотемпературные методы формирования покрытий ГАП, в частности, плазменное напыление, в связи с чем температурное поведение является важным свойством материала.

Целью данной работы было исследование влияния анионного замещения (фтор- и кремнийзамещенный ГАП) в структуре на термическую устойчивость осажденного ГАП.

Стандартным методом осаждения из растворов с использованием дополнительных фтор- и кремнийсодержащих реагентов были получены однофазные образцы фторзамещенного $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_6(\text{OH})_{2-x}\text{F}_x$ ($x = 1; 1.5; 2$) и кремнийзамещенного ГАП $\text{Ca}_{10}(\text{PO}_4)_{6-x}(\text{SiO}_4)_x(\text{OH})_{2-x}$ ($x = 0.5; 1$).

Термическая устойчивость образцов была исследована с использованием дифференциального термического и термовесового анализов на термоанализаторе TG-DTA-92 (Setaram, Франция).

Результаты термического анализа чистого ГАП, полученного осаждением из раствора, показывают, что образец теряет ~8 мас.% и является стабильным до 800 С, затем происходит частичное разложение с образованием β – трикальцийфосфата. При температуре 1000°C наряду с β – модификацией образуется незначительное количество α – трикальцийфосфата. Полученные данные подтверждены рентгенофазовым анализом.

Образцы фтор- и кремнийзамещенного ГАП, спеченные при 800, 1000 и 1300°C, являются однофазными и соответствуют фазе ГАП. Присутствие фтора и кремния, соответствие состава отожженных образцов исходным составам с заданными степенями замещения подтверждено энерго-дисперсионным рентгеновским анализом.

Образцы кремнийзамещенного ГАП теряют массу интенсивнее (9.9 –16 мас.%), чем фторзамещенный ГАП (9.7 –12 мас.%), что объясняется присутствием в них наряду со структурной водой карбонат-ионов, к которым кремнийзамещенный ГАП проявляет большое сродство.

Наибольшей термической устойчивостью, возрастающей с увеличением степени замещения, обладает фторзамещенный ГАП, что можно объяснить различием в энергии химических связей ионов F⁻ и OH⁻ с ионами кальция в Са-каналах и структурной стабилизации.

Таким образом, анионное замещение способствует термической стабилизации осажденного ГАП до температур разложения, характерных для ГАП, полученного твердофазным синтезом.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы Президиума УрО РАН проект № 12-П-3-1003 и проекта РФФИ № 12-03-31632 мол. а.

ПРОЧНОСТЬ ПКМ ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНОЙ ИНФУЗИИ

Боршев А.В., Коган Д.И.

Россия, ФГУП «ВИАМ», nhl151@yandex.ru

STRENGTH OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS MADE OF VACUUM INFUSION

Borshchev A.V., Kogan D.I.

Currently, the use of vacuum impregnation technology for the production of polymer composite mastered some foreign companies, and is used in the mass production of critical parts. To implement this technology in mass production of aircraft structures is necessary to develop a composite material properties comparable to analog, manufactured by autoclave method, as well as technology that provides guaranteed receipt of construction with the desired properties

В России острой проблемой стоит получение деталей из ПКМ имеющих низкую стоимость. Стоимость отечественных наполнителей не дает выполнить требований заказчика. Для этого есть два пути решения этой проблемы – поставлять материал зарубежных производителей, либо удешевлять технологию производства. При том, чтобы все это не влияло в значительной степени на качество готового изделия.

В нашей работе мы пошли по этим двум путям одновременно. Для нового ПКМ обладающего низкой стоимостью и способностью применения в изделиях авиационной техники был разработан состав и способ получения полимерного связующего с рабочей температурой до 120 °С, перерабатываемого методом вакуумной инфузии. Разработанное эпоксидное связующее представляет собой двухупаковочный состав, образующий после смешения гомогенный

низковязкий расплав с требуемыми реологическими свойствами. Разработанное эпоксидное связующее обладает вязкостью от 0,3 до 0,025 Па·с при температуре переработки от 50 до 120°C (рис.1). В зависимости от требуемой вязкости связующего время переработки варьируется от 10 до 400 мин. Повышение физико-механических свойств разработанного связующего (влагостойкость, трещиностойкость и деформативность) достигается за счет модификации химической структуры полимера по типу взаимопроникающих полимерных сеток (ВПС). Первая сетка образуется по реакции радикальной полимеризации ненасыщенной полиэфирной смолы под действием инициатора, вторая сетка образуется по реакции полиприсоединения эпоксидной смолы с отвердителем.

Так же был выбран наполнитель фирмы Porcher арт. 3673, имеющий относительно небольшую стоимость и высокие механические свойства. Под данный материал была отработана технология вакуумной инфузии, подобраны нужные вспомогательные материалы для пропитки и дальнейшего формования изделия. Было проведено множество физико-механических испытаний, на основании которых можно сделать выводы о перспективах применения данного ПКМ в слабоагрессивных конструкциях авиалайнера, рассчитанных на температуру не более 120°C.

Литература

1. Р.Р. Мухаметов, К.Р. Ахмадиева, Л.В. Чурсова, Д.И. Коган. Новые полимерные связующие для перспективных методов изготовления конструкционных волокнистых ПКМ // Авиационные материалы и технологии. 2011. №2 Стр.38-42
2. The Autoclave Myth // GMT Composites: <http://www.gmtcomposites.com/why/autoclave>.

ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ТВЁРДЫХ РАСТВОРАХ СИСТЕМЫ $Ba_xSr_{1-x}Nb_2O_6$.

**Вербенко И.А., Абубакаров А.Г., Шилкина Л.А., Садыков Х.А., Дудкина С.И.,
Резниченко Л.А., Толмачёв Г.Н.**

Россия, НИИ физики ЮФУ, iaverbenko@sfsedu.ru.

Ниобаты бария – стронция ($Ba_xSr_{1-x}Nb_2O_6$, BSN) сейчас исследуются как материалы с большим потенциалом для изготовления тонких сегнетоэлектрических (СЭ) плёнок, применяемых в пьезоэлектрических инфракрасных детекторах, электронных модуляторах, голографической памяти, устройствах управления лазерами, так как обладают высокими пьезоэлектрическими коэффициентами, пьезоэлектрическими и электрооптическими характеристиками и фоторефракционной чувствительностью (их фоторефракционные параметры более чем в 50 раз выше, чем в традиционно применяемом в подобных устройствах ниобате лития) [1].

Однако сложная структура вольфрамовых бронз, к которым относятся BSN - среды, полиморфизм $BaNb_2O_6$, неизоморфность ему второго крайнего компонента системы – $SrNb_2O_6$ и отсутствие в нём СЭ свойств ограничивают ряд СЭ твёрдых растворов (ТР) системы [2]. Это, а также многоступенчатость процессов образования ТР делают проблематичным изготовление их без примесей посторонних фаз.

В связи с вышесказанным целью настоящего исследования явилось установление закономерностей фазообразования $BaNb_2O_6$, $SrNb_2O_6$ и ТР на их основе.

Объектами исследования явились соединения $BaNb_2O_6$ и $SrNb_2O_6$, а также ТР BSN-системы состава $(Ba_{0,5}Sr_{0,5})Nb_2O_6$. Все объекты получены двукратным твердофазным синтезом. Температуры и времена синтеза подбирали в интервалах $T_{\text{синт.1}} = (1200 \div 1350)^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{синт.1}} = (6 \div 10)$ час., $T_{\text{синт.2}} = (1350 \div 1375)^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{синт.2}} = 2$ час. Спекание керамик проводили при $T_{\text{сп.}} = 1350 \div 1400^\circ\text{C}$ $\tau = 2$ час (в зависимости от состава).

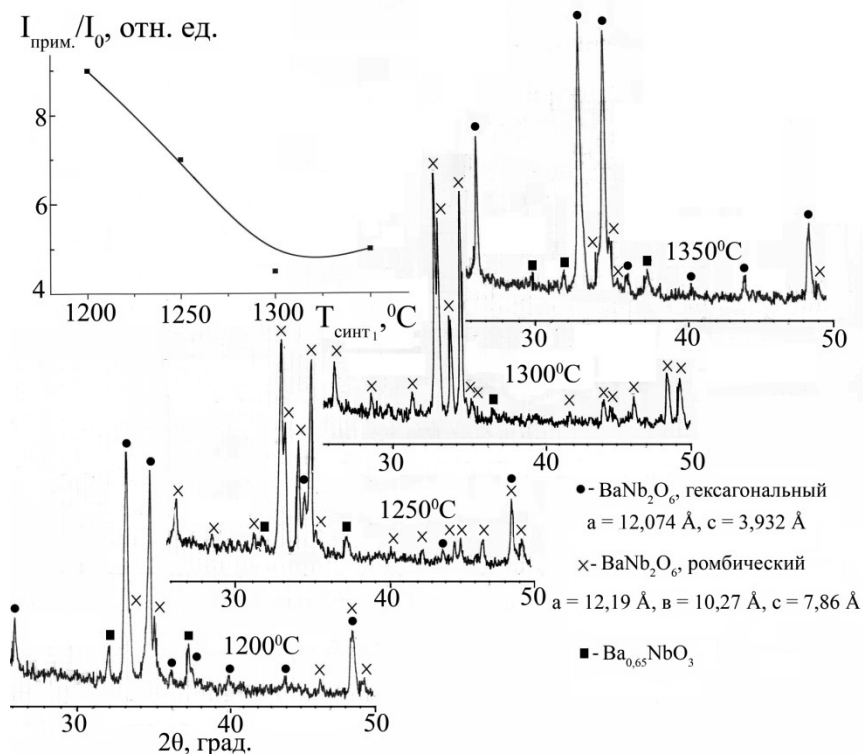


Рис. 1. Зависимости относительных интенсивностей примесной фазы от температуры синтеза и соответствующие фрагменты рентгенограмм при синтезе BaNb_2O_6 .

На рис.1. представлены зависимости относительных интенсивностей линий примесной фазы, изоструктурной либо соединению $\text{Ba}_3\text{Nb}_2\text{O}_6$, имеющему тетрагональную ячейку с параметрами $a=12,59\text{Å}$, $c=3,98\text{Å}$ [3] либо соединению $\text{Ba}_{0,65}\text{NbO}_3$ [4], от $T_{\text{синт.1}}$ и соответствующие фрагменты рентгенограмм. Анализ представленных зависимостей показывает, что с увеличением температуры обжига до 1300°C содержание примеси существенно снижается, а затем при дальнейшем увеличении температуры остаётся практически неизменным. Заметно также, что при температурах $< 1250^\circ\text{C}$ и $> 1350^\circ\text{C}$ двойной ниобат бария кристаллизуется, главным образом, в виде гексагональной фазы, а при $T = 1300^\circ\text{C}$ – основной фазой является ромбическая.

Анализ рис. 2 показывает, что при синтезе двойного ниобата стронция максимальной беспримесности продуктов удаётся достичь при $T \sim 1250^\circ\text{C}$. В ходе синтеза ТР $(\text{Sr}_{0,5}\text{Ba}_{0,5})\text{Nb}_2\text{O}_6$ установлено, что полного отсутствия примесей удаётся также достичь при $T \sim 1250^\circ\text{C}$, при этом увеличение кратности обжигов не приводит к заметному снижению количества примесной фазы. Полученный ТР кристаллизуется в тетрагональной сингонии и имеет параметры элементарной ячейки $a = 12,355\text{Å}$, $c = 3,896\text{Å}$.

Достигнутые в работе результаты необходимо учитывать при создании технологии новых материалов на основе BSN - композиций.

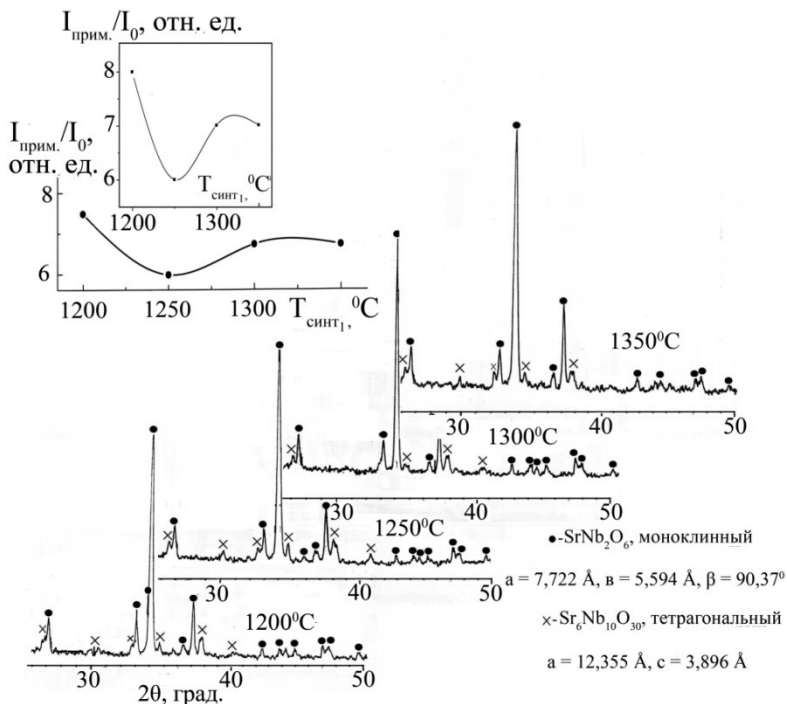


Рис. 2. Зависимости относительных интенсивностей примесной фазы от температуры синтеза и соответствующие фрагменты рентгенограмм при синтезе SrNb_2O_6 .

Литература

1. Koo J, Hyeok Jang J, Bae B.-S., Crystallization Behavior of Sol – Gel-Derived Strontium Barium Niobate Thin Films//J. Am. Ceram. Soc., 2001. V. 84. № 1. P. 193 – 199.
2. Lee W. – J., Fang T. – T., Nonisothermal Reaction Kinetics of SrNb_2O_6 and BaNb_2O_6 for the Formation of $\text{Sr}_x\text{Ba}_{1-x}\text{Nb}_2\text{O}_6$ //J. Am. Ceram. Soc., 1998. V. 81. № 1. P. 193 – 199.
3. Powder Diffraction File. Data Card. Inorganic Section. Set 31, card 158. JCPDS. Swarthmore Pennsylvania, USA, 1948- powder diffraction (DRON-3, $\text{CoK}\alpha$, geometry of Bragg-Brentano).
4. Powder Diffraction File. Data Card. Inorganic Section. Set 24, card 113. JCPDS. Swarthmore Pennsylvania, USA, 1948- powder diffraction (DRON-3, $\text{CoK}\alpha$, geometry of Bragg-Brentano).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ УСТАЛОСТНОГО РАССЛОЕНИЯ УГЛЕПЛАСТИКОВ В УСЛОВИЯХ ОТРЫВА И СДВИГА

Деев И.С., Кобец Л.П., Румянцев А.Ф.

Россия, г. Москва, ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" ГИЦ РФ, (e-mail: admin@viam.ru)

RESEARCH OF FEATURES OF FATIGUE DELAMINATION CARBON FIBER REINFORCED COMPOSITES IN THE CONDITIONS OF THE SEPARATION AND SHEAR

Deev I.S., Kobets L.P., Rumjantsev A.F.

Results of fractographic researches of fatigue delamination of samples high-strength high-modular epoxy carbon fiber reinforced composites in the conditions of the separation and shear are given. Deeper reorganization of microstructure of matrix in the course of fatigue stratification

is established, than at short-term loading on shear, compression and bend. It grows out of manifestation of considerable plastic strains of the matrix caused by high mobility of its structural elements. Characteristic types of destructions epoxy carbon fiber reinforced composites in the conditions of separation and shear among which prevail plastic deformation of matrix, education torsions and hyperbolic microcracks are systematized.

В работе приводятся результаты фрактографических исследований межслоевого усталостного разрушения образцов высокопрочных высокомодульных эпоксидных углепластиков в условиях отрыва и сдвига. Анализ изменений микроструктуры матрицы в углепластиках в процессе нагружения рассматривается с позиций гетерофазного строения терморективного полимера, весьма чувствительного к механическим и тепловым нагрузкам [1,2]. В соответствии с проведенными экспериментами исследованная матрица (точнее, ее молекулярно-дисперсная среда) подобна вязко-текучей жидкости, наполненной дисперсными частицами, способными в значительной степени изменять свою форму и ориентацию в процессе нагружения.

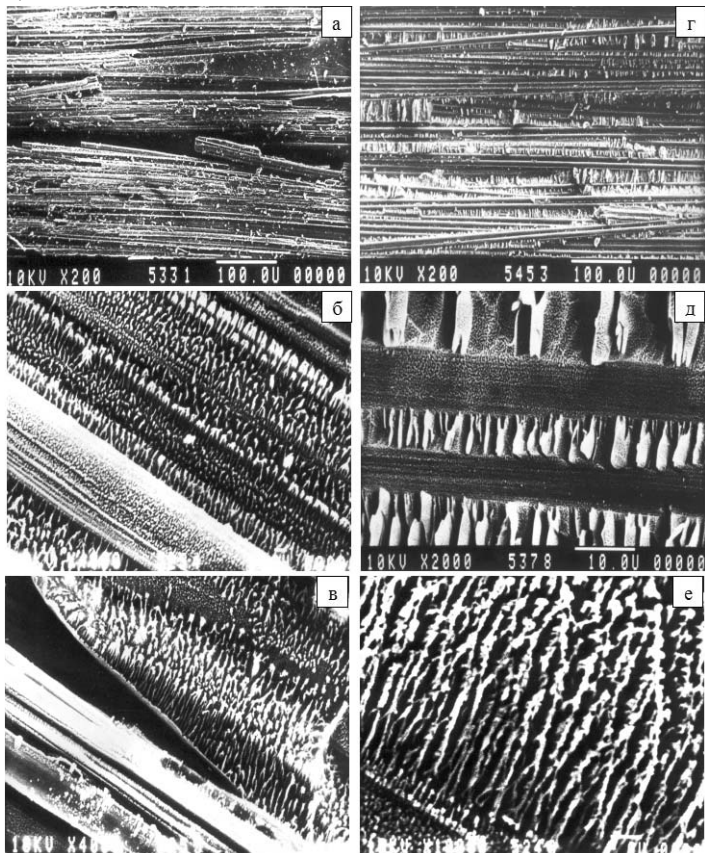


Рис.1 - Характерные типы разрушений эпоксидных углепластиков в условиях отрыва (а, б, в) и сдвига (г, д, е): адгезионно-когезионный механизм с пластическим деформированием матрицы (а, б, в); торсионный механизм с образованием торсионов и пластическим деформированием матрицы (г, д, е); а, г – х200; б, в – х4000; д – х2000; е – х10000.

Установлена более глубокая реорганизация микроструктуры матрицы в процессе усталостного расслоения, чем при кратковременном нагружении на сдвиг, сжатие и изгиб. Это является результатом проявления значительных пластических деформаций матрицы,

обусловленных высокой подвижностью ее структурных элементов. Систематизированы характерные типы разрушений эпоксидных углепластиков в условиях отрыва и сдвига, среди которых преобладают пластическое деформирование матрицы, сопровождающееся высокой ориентацией частиц дисперсной фазы вплоть до образования линейных структур; образование торсионов различного «происхождения» с типичным расслоением по торцам; отслоение матрицы от поверхности волокна; обрывы углеродных волокон и образование гиперболических микротрещин (рис.1). Разнообразие видов разрушения является следствием длительного воздействия нагрузки. Подтверждена выдвинутая ранее гипотеза о гетерофазном строении эпоксидных матриц: их молекулярно-дисперсная непрерывная среда представляет высоковязкую жидкость, в которой под действием напряжений перемещаются и деформируются дисперсные частицы.

Показано, что при усталостном разрушении углепластиков в условиях отрыва преобладает адгезионно-когезионный механизм (рис.1а,б,в), а в условиях сдвига - торсионный механизм (рис.1г,д,е).

Литература

1. Деев И.С., Кобец Л.П. Исследование микроструктуры и особенностей разрушения эпоксидных полимеров и композиционных материалов на их основе //Материаловедение. 2010. №5. С.8-16 (начало), 2010. №6. С.13-18 (окончание).

2. Деев И.С., Кобец Л.П. «Торсионное» разрушение эпоксидных полимеров и матриц в полимерных композиционных материалах//ДЗ9 IV международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 25-28 октября 2011г. Сборник материалов. -М: ИМЕТ РАН, 2011. С. 596-597. ISBN 978-5-4253-0244-1.

ЭНЕРГЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИМЕР/ОРГАНОКЛИНА С АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ

Дибирова К.С., Козлов Г.В., Магомедов Г.М.

*Россия, Кабардино-Балкарский государственный университет им. Х.М. Бербекова,
i_dolbin@mail.ru*

Россия, Дагестанский государственный педагогический университет, gasan_mag@mail.ru

THE ENERGETICS OF NANOCOMPOSITES POLYMER/ORGANOCLAY WITH SEMICRYSTALLINE MATRIX FRACTURE

Dibirova K.S., Kozlov G.V., Magomedov G.M.

Russia, Kabardino-Balkarian State University, i_dolbin@mail.ru

Russia, Dagestan State Pedagogical University, gasan_mag@mail.ru

It has been shown that impact toughness value of nanocomposites polymer/organoclay depends to a considerable extent on relative fraction of crystalline phase, subjecting to mechanical disordering.

Рассмотрим физические основы разрушения аморфно-кристаллических полимеров в ударных испытаниях на примере полиэтилена высокой плотности (ПЭВП) марки 276 с молекулярной массой $1,4 \times 10^5$ и степенью кристалличности $K=0,723$. Испытания образцов ПЭВП-276 с надрезом 0,5 мм выполнены по методике Шарпи на инструментированном маятниковом копре, что позволило получить экспериментальные значения модуля упругости E и предела текучести σ_T .

Авторы [1] показали, что ударная вязкость A_p полимеров подчиняется следующему скейлинговому соотношению:

$$\ln A_p \sim (d_p - 4), \quad (1)$$

где d_p – фрактальная размерность поверхности разрушения, которую можно определить из уравнения [1]:

$$d_p = 2 - \frac{\ln[1 - (\chi_{кр} + \varphi_{р.м.})]}{\ln C_\infty}, \quad (2)$$

где $\chi_{кр}$ – доля кристаллической фазы, подвергшаяся механическому упорядочению в процессе деформирования, $\Phi_{р.м.}$ – относительная доля рыхлоупакованной матрицы аморфной фазы ($\Phi_{р.м.} \approx 1-K$), C_∞ – характеристическое отношение.

В рамках фрактальной концепции пластичности было показано [1, 2], что процесс текучести реализуется не во всем объеме образца, а только в его части, доля которой составляет $(1-\chi)$, где χ – доля упруго деформируемого полимера. Величину коэффициента Пуассона в точке текучести ν_T можно определить так [1]:

$$\nu_T = \nu\chi + 0,5(1-\chi), \quad (3)$$

где ν – коэффициент Пуассона упруго деформируемого полимера, определяемый по результатам механических испытаний с помощью уравнения [2]:

$$\frac{\sigma_T}{E} = \frac{1-2\nu}{6(1+\nu)}. \quad (4)$$

Величина $\chi_{кр}$ определяется следующим образом [2]:

$$\chi_{кр} = \chi - \Phi_{р.м.}. \quad (5)$$

Фрактальная размерность d_f структуры полимера может быть рассчитана так [1]:

$$d_f = (d-1)(1+\nu), \quad (6)$$

где d – размерность евклидова пространства, в котором рассматривается фрактал (очевидно, $d=3$).

Параметры C_∞ и d_f связаны соотношением [2]:

$$C_\infty = \frac{2d_f}{d(d-1)(d-d_f)} + \frac{4}{3}. \quad (7)$$

Рассмотренные выше методики и условие $(\chi_{кр} + \Phi_{р.м.}) = \chi$ позволяют оценить величину d_p согласно уравнению (2) и построить зависимость $A_p(d_p-4)$ в логарифмических координатах, которая приведена на рис. 1. Как и ожидалось, наблюдается снижение A_p по мере увеличения параметра (d_p-4) или роста фрактальной размерности d_p , что соответствует скейлинговому соотношению (1). В свою очередь, рост d_p обусловлен повышением $\chi_{кр}$ по мере снижения температуры испытаний T от 333 до 213 К. Следовательно, основной причиной снижения A_p по мере уменьшения T является увеличение относительной доли подвергшейся механическому разупорядочению кристаллической фазы $\chi_{кр}$.

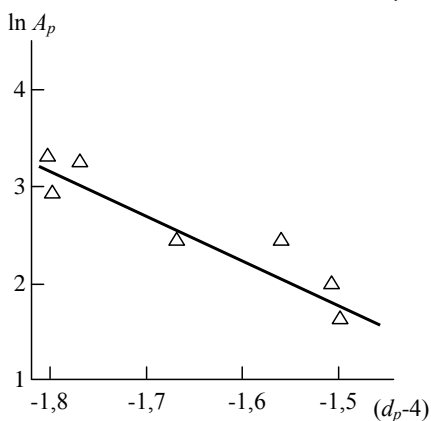


Рис. 1. Зависимость ударной вязкости A_p от величины параметра (d_p-4) в логарифмических координатах для ПЭВП-276.

Далее рассмотрим причины снижения ударной вязкости A_p нанокompозитов полимер/органоглина с аморфно-кристаллической матрицей по сравнению с исходным полимером. Введение органоглины приводит к повышению d_f и соответствующему увеличению $\chi_{кр}$, что снижает величину A_p . Так, для нанокompозитов ПЭВП/органоглина с содержанием последней 2 масс. % величина $\chi_{кр}$ увеличивается от 0,305 для ПЭВП до 0,434 для нанокompозита, что приводит к снижению A_p от 6,55 до 3,86 кДж/м². Введение 10 масс. % совмещающего агента (малеинового ангидрида) при одинаковом содержании органоглины дает рост $\chi_{кр}$ от 0,30 до 0,44 и соответствующему снижению A_p от 7,40 до 3,95 кДж/м².

И в заключение рассмотрим вопрос, насколько отсутствие механического разупорядочения, т.е., $\chi_{кр}=0$, может

изменить величину A_p . Для нанокompозита ПЭВП/органоглина, упомянутого выше, реализация условия $\chi_{sp}=0$ дает величину $A_p=27,7$ кДж/м², т.е., увеличение ударной вязкости почти в 4 раза.

Литература

1. Микитаев А.К., Козлов Г.В. Фрактальная механика полимерных материалов. Нальчик, Изд-во КБГУ им. Х.М. Бербекова, 2008, 312 с.
2. Козлов Г.В., Овчаренко Е.Н., Микитаев А.К. Структура аморфного состояния полимеров. М., Изд-во РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2009, 392 с.

ЭЛАСТИЧНЫЕ ФЛУОРЕСЦЕНТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК CdSe И ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА

Должников В.С., Жирнов А.Е., Аржаков М.С., Луковкин Г.М.

Россия, Химический факультет Московского государственного университета имени М.В. Ломоносова, jy@yms.chem.msu.ru

ELASTIC FLUORESCENT MATERIALS BASED ON CDSE QUANTUM DOTS AND POLY(METHYL METHACRYLATE)

Dolzhnikov V.S., Zhirnov A.E., Arzhakov M.S., Lukovkin G.M.

Elastic nanocomposite based on poly(methyl methacrylate), poly(propylene oxide) and CdSe quantum dots was engineered. Glass temperature of the matrix depends on poly(propylene oxide) content. Elasticity of the matrix leads to shortwave shift in absorbance and emission.

Полупроводниковые нанокристаллы (квантовые точки) находят широкое применение в качестве флуоресцентных компонентов. Главной особенностью квантовых точек является их широкая полоса поглощения и узкий спектр испускания, в отличие от органических хромофоров отсутствие выгорания. Максимум флуоресценции и коэффициент экстинкции дисперсии квантовых точек зависят от их размера. Чем меньше размер кристалла, тем меньше длина волны флуоресценции. В настоящее время разработаны методы синтеза, позволяющие контролировать не только размер квантовых точек, но и их геометрию, а также получать многослойные структуры типа ядро-оболочка.

Квантовые точки, главным образом, используются в виде функциональных нанокompозиционных материалов, при этом важным свойством матрицы является её высокая прозрачность в диапазоне поглощаемого и испускаемого излучения. Полиметилметакрилат хорошо зарекомендовал себя в качестве основы для функциональных оптических материалов ввиду своей высокой (до 92%) прозрачности в оптическом диапазоне. Раствор квантовых точек стабилен, что позволяет получать композиционные материалы с использованием радикальной полимеризации в массе и веществественным инициированием. В тоже время, до недавнего времени стояла проблема получения эластичных прозрачных полимерных материалов и нанокompозитов на их основе

Оказалось, что введение полипропиленоксидов (ППО) различной молекулярной массы (200-450) в метилметакрилат (ММА) приводит при последующей полимеризации в блоке к пластифицированному органическому стеклу и снижению температуры стеклования вплоть до комнатной. Удалось получить прозрачные материалы вплоть до содержания ППО 60% по массе (для ППО с молекулярной массой не более 400). Экстракция ППО этиловым спиртом показала, что ППО вымывается полностью, то есть его включение не носит химический характер. Введение ППО приводило к снижению модуля эластичности, порога вынужденной эластичности. Таким образом, нами был обнаружен простой способ введения ППО в ПММА в процессе полимеризации, приводящий к гамме полимерных продуктов, обладающих прозрачностью и различной степенью эластичности. Аналогичные явления наблюдали и для других совместимых с ММА полиалкиленоксидов и их эфиров.

Добавление в полимеризационную систему ММА-ППО раствора квантовых точек CdSe (3,4 нм), стабилизированных олеиновой кислотой, позволило получить эластичные материалы с равномерным распределением нанодобавки. При этом спектр поглощения и флуоресценции оказался зависим от физического состояния полимерной матрицы. В стеклообразном состоянии материал обладал тем же спектром поглощения и флуоресценции как и раствор нанокристаллов

в гексане, в то время как при переходе матрицы в высокоэластическое состояние спектры смешались в коротковолновую область. Это свойство позволит в дальнейшем использовать квантовые точки не только для изготовления флуоресцентных эластичных изделий, но и в качестве детектора на физическое состояние матрицы.

МЕХАНИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА ОТХОДОВ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Досмаганбетов А.К.

Российская Федерация, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, dos_alibek@mail.ru.

Mechanical processing of polytetrafluoroethylene waste, Dosmaganbetov Alibek Kadirbekovich, Currently, polytetrafluoroethylene play a significant role at the industry of wide range of articles. The main problem of this industry is large amounts of polytetrafluoroethylene waste. Consequently, an effective method is needed to address this problem. Mechanical processing of polytetrafluoroethylene waste is the method, which can reduce energy costs, as well as costs equipment and chemical reagents.

На сегодняшний день политетрафторэтилен играет значимую роль в индустрии очень широкого спектра продукции. Благодаря уникальности физических и химических свойств, этот материал зачастую незаменим во многих отраслях промышленности, в связи с чем, является дефицитным и дорогостоящим материалом. Также, огромное значение играют композиционные материалы на его основе. К основной проблеме данной отрасли можно отнести огромное количество отходов из ПТФЭ, целесообразная вторичная переработка которых могла бы привести к значительному снижению себестоимости получаемых изделий. Следовательно, проблема переработки политетрафторэтилена, и базирующихся на нём материалов, поставлена довольно остро [1].

Существует ряд способов получения и переработки политетрафторэтилена, берущих в качестве основных следующие стадии передела: термический, термохимический, полимеризационный, радиационный, механический, и прочие комбинированные методы. Как правило, изготовление изделий из ПТФЭ, в отличии от других полимеров, вследствие низкой текучести, проводят путём термического прессования из порошкообразного материала [1, 2]. Качество изделий, в свою очередь, зависит от структуры, а следовательно, метода получения порошка ПТФЭ. Механический метод получения порошкообразного ПТФЭ из отходов, в силу исключения стадий, требующих больших энерго- и материальных затрат, является наиболее дешёвым. Предложен новый способ механической переработки отходов из ПТФЭ, заключающийся в перемалывании их посредством барабанного измельчителя.

В бункер загрузки (1) рисунк 1 засыпаются, предварительно измельченные до размеров 2-5 мм, отходы ПТФЭ и подаются шнековым питателем (2) в барабанный измельчитель. Регулирование подачи отходов осуществляется электроприводом (3). В барабанном измельчителе происходит измельчение ПТФЭ до частиц, размером 100-500 мкм. Измельчение происходит путём истирания материалов абразивами (4), нанесенными на сетчатый цилиндр (6). Частицы, измельченные до достаточной степени, проходят сквозь сетчатый цилиндрический барабан (5). Для предотвращения забивания, из-за скопления и застоя частиц измельчаемого материала, аппарат оснащен системой воздушной продувки (6), что способствует постоянному интенсивному перемешиванию измельчаемой твёрдой массы. Вращение сетчатого барабана (6) осуществляется с помощью электропривода (7), через ременную передачу (8). Измельченный порошок ПТФЭ воздушным потоком направляется по стальной трубе (9) к ролику снятия статического напряжения (10), после чего, попадает в бункер разгрузки готовой продукции (11). Готовый к изготовлению изделий порошок (12) накапливается на сетке (13).

Барабанный измельчитель состоит из барабана, вращающегося посредством ременной передачи электропривода внутри цилиндрического стального корпуса с шероховатой внутренней поверхностью. Барабан представляет собой прочный цилиндрический каркас, обтянутый сеткой с отверстиями не более 500 мкм [1]. Каркас имеет полый вал, выполненный из стальной перфарированной трубы. Отверстия на валу выполняются с целью осуществления прохождения звесы измельченных частиц ПТФЭ, степень измельчения которых достаточна для проникновения через сетку барабана во внутрь вала, и последующего направления их по трубе в

бункер разгрузки. Все конструкционные материалы следует подбирать с учётом всех действующих механических напряжений и экономической рентабельности. На наружную поверхность сетчатого барабана спиралевидно нанесены полоски абразивов, что способствует истиранию материала о шероховатую внутреннюю поверхность корпуса, и одновременному распределению его по зоне измельчения.

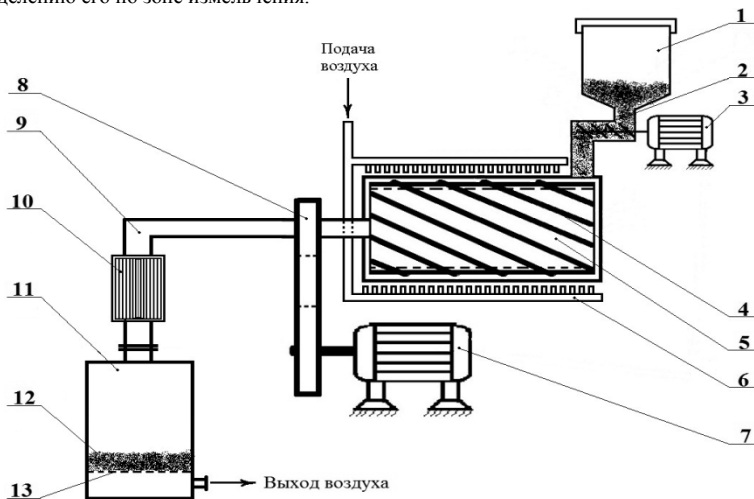


Рис.1. Схема процесса переработки отходов ПТФЭ

Подписи к рисунку 1: 1) Бункер загрузки, 2) Отходы ПТФЭ, 3) Шнековый питатель, 4) Электропривод шнекового питателя, 5) Абразив, 6) Сетчатый цилиндр, 7) Коллектор подачи воздуха, 8) Электропривод барабанного вакуумного измельчителя, 9) Ременная передача, 10) Стальная труба, 11) Ролик снятия статического напряжения, 12) Бункер разгрузки, 13) Готовый продукт, 14) Сетка вакуумной системы.

К зоне измельчения подведена система подачи воздуха, создающая взвесь из измельченных частиц в объёме зоны измельчения. Не смотря на применение вышеупомянутых мер, аппарат через определенный период работы будет забиваться, по причине застревания частиц, связанных с мелким диаметром ячеек сетки и в силу электростатических свойств политетрафторэтилена. В связи с этим, предложена разбъемная структура барабана, позволяющая производить его чистку.

В ряде случаев изготовления изделий из политетрафторэтилена, технология производства не нуждается в высоком качестве сырья. Однако, в связи с высокой стоимостью сырьевого ПТФЭ, причиной которой является тщательная очистка и, зачастую, нетребуемое повышенное качество сырья, себестоимость изделий значительно возрастает. Предложенный метод переработки отходов ПТФЭ предполагает существенное снижение себестоимости продукта, путём ликвидации энергозатратных стадий, расходов на дорогое оборудование и реагенты. Таким образом, производители изделий из ПТФЭ, не требующих особой чистоты сырья не будут нести бессмысленную переплату, что, в свою очередь, приведет к снижению цен на изделия. Равным образом, предложенный метод позволит решить экологические проблемы, связанные с загрязнением окружающей среды веществами, усваиваемость которых, известными на сегодняшний день микроорганизмами, невозможна [2].

Список литературы:

- 1) Пашнин Ю.А., Малкевич С.Г., Дунаевская Ц.С., Фторопласты – Л., «Химия», 1978 – 232 с. стр.: 18, 43-53, 184, 195.
- 2) Матер. IV Междунар. Конф. (31 января – 1 февраля 2007 г., г. Харьков, Украина). – Х., 2007. – 336 с, стр.: 123.

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ОРГАНИЧЕСКОЙ ФАЗЕ ПРИ ЭКСТРАКЦИИ РЗЭ РАСТВОРАМИ Д2ЭГФК

Кизим Н.Ф., Голубина Е.Н., Чекумарев А.М.

*Россия, Новомосковский институт ФГБОУ ВПО «Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева»,
E-mail: nphk@mail.ru*

THE FORMATION OF STRUCTURE IN THE ORGANIC PHASE AT THE EXTRACTION OF REE BY THE SOLUTIONS OF D2ENPA

Kizim N.F., Golubina E.N., Chekmarev A.M.

The process of structure formation at the extraction of REE by solutions D2ENPA. It is established that with time at the extraction REE take place the increase in effective viscosity, a limiting pressure of shift and molar mass of an organic phase by course of processes of coagulation and polymerization. It is shown that rise in temperature leads to inhibiting the formation of structures. It is established that mechanical influence on the dynamic interfacial layer by the microvibrator placed in it, inhibiting the formation of structure and provides higher aggregate stability of disperse system. Under action of vibration the structure collapses and at enough high power breaks up to aggregate.

Известно, что процесс экстракции редкоземельных элементов (РЗЭ) растворами ди-(2-этилгексил)фосфорной кислоты сопровождается образованием целого ряда дисперсных структур – гидро- и органогелей, мицелл, микроэмульсий, осадков, жидких кристаллов. Образование таких структур является нежелательным процессом, так как оказывает влияние на коэффициенты распределения и разделения веществ, скорость экстракции и скорость разделения фаз. Поэтому поиск эффективных методов для подавления процесса структурообразования без дополнительного усложнения системы путем введения второго разбавителя является актуальной задачей.

В настоящем сообщении представлены результаты исследований по влиянию механических колебаний в динамическом межфазном слое (ДМС) на структурообразование при экстракции РЗЭ.

Объектом исследования являлась гетерогенная система водный раствор LnCl_3 (Er(III), Yb(III), Pr(III), Nd(III)) / 0,05 М раствор Д2ЭГФК в разбавителе (толуол, гептан, тетрахлометан). Вязкость определяли с помощью капиллярного вискозиметра, предельное напряжение сдвига находили графически по отрезку отсекаемому на оси абсцисс зависимости $1/t = f(P)$. Для нахождения молярной массы использовали криоскопический метод.

Процесс экстракции РЗЭ растворами Д2ЭГФК обусловлен образованием средней соли ди-(2-этилгексил)фосфата лантаноида. Ее дальнейшее взаимодействие с Д2ЭГФК приводит к образованию солятов, растворяющихся в органической фазе. Структурообразование в экстракционных системах возможно вследствие протекания процессов ассоциации и полимеризации.

С течением времени имеет место увеличение молярной массы, вязкости и предельного напряжения сдвига органической фазы. Причем для РЗЭ иттриевой подгруппы эти величины принимают более высокие значения. В ряду исследуемых разбавителей структурообразование в большей мере отмечено в системе с гептаном.

Установлено, что с увеличением температуры вязкость органической фазы уменьшается. Это вызвано увеличением интенсивности теплового движения и изменением свойств растворителя. Интенсивность теплового движения с повышением температуры приводит к снижению вязкости. Улучшение качества растворителя (т.е. повышение растворяющей способности) с повышением температуры способствует разрушению структуры и, следовательно, действуют в том же направлении, что и тепловое движение. Энергия активации следа течения составляет 22 ± 1 кДж/моль в начале процесса и с течением времени увеличивается до 27 ± 1 кДж/моль.

Более эффективным является локальное механическое воздействие виброэлементом в ДМС. Оно препятствует структурообразованию и обеспечивает более высокую агрегативную устойчивость дисперсной системы. Под действием вибрации возникающая временная структура разрушается. В первые ~ 15 мин при наличии колебательного воздействия эффективная вязкость органической фазы, молярная масса экстракта и предельное напряжение сдвига не изменяются,

затем они несколько возрастают. Под действием механической силы увеличивается относительное движение частиц. Так как образующиеся частицы разные по массе движутся с разной скоростью, то их относительный сдвиг приводит к разрушению агрегатов временной структуры. Механические колебания разрушают структуру по наиболее слабым коагуляционным контактам. Однако с течением времени вязкость органической фазы, предельное напряжение сдвига и молярная масса органической фазы резко возрастают, вследствие коагуляции частиц и полимеризации, указывая на образование более прочной структуры, возникновение пространственной сетки, а при достаточно высокой концентрации РЗЭ в экстракте – геля.

РАЗРУШЕНИЕ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УФ-ИЗЛУЧЕНИЯ

Козлова А.А.

*Российская федерация, ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ
alesya.pozhoga@gmail.com*

THE DESTRUCTION OF COATINGS UNDER THE INFLUENCE OF UV-RADIATION

Kozlova A.A.

Abstract

Described the influence of UV-radiation on the properties of generic type paint coatings. Also mechanisms of destruction of paint coatings and possible ways of increase of stabilization of polymers to UV-radiation are presented.

В процессе длительной эксплуатации лакокрасочного покрытия постепенно происходит его разрушение за счёт воздействия климатических факторов, эрозии, повышенной или низкой температуры, и температурных колебаний, а также от многих других факторов. Изменения, происходящие в пленке под воздействием атмосферных условий, обычно носят необратимый характер и приводят к старению, которое выражается в уменьшении прочности, эластичности, адгезии, массы и других параметров покрытия. Коротковолновая часть солнечной радиации оказывает наиболее сильное разрушающее действие на полимерное пленкообразующее. Разрушение макромолекул полимера с разрывом основной цепи или отрывом отдельных радикалов происходит в том случае, если энергия квантов света достаточно велика. Поэтому наиболее разрушительное действие оказывает ультрафиолетовое излучение с длиной волны менее 0,38 мкм.

Изменение внешнего вида покрытий происходит за счет фотохимической активности пленкообразующих и пигментов. При воздействии ультрафиолета происходят активация пленкообразующего и перевод его в возбужденное состояние, в результате чего образуются свободные радикалы. Наличие кислорода инициирует фотоокислительную деструкцию и приводит к дальнейшему разрушению пленкообразующего с образованием нестабильных продуктов (например, гидропероксидов и пероксидов), распадающихся на радикалы. Реакция разрушения ускоряется, так как высвобождается водород, способствующий образованию свободных радикалов.

Потеря блеска лакокрасочным покрытием, а также изменение его цветовых характеристик (ΔE) являются одними из показателей начальной стадии разрушения поверхностного слоя покрытия в результате фотохимических процессов.

Высокую стойкость к УФ-облучению проявляют фторированные полимеры, поскольку С- F группы обладают более прочной энергией связи, чем другие группы полимеров. На рисунке 1 представлена стойкость различных пленкообразующих веществ к УФ-облучению.

Для повышения стойкости полимеров к УФ-излучению в них вводят светостабилизаторы (обычно производные бензофенона, бензотриазола и др.). В основном их действие сводится к поглощению активной части излучения и экранированию полимера. Благодаря использованию светостабилизаторов, скорость светового старения полимеров снижается в несколько раз (в некоторых системах - на порядок и более). В качестве светостабилизаторов используют неорганические пигменты, органические соединения различной структуры, содержащие хромофорные группы, металлоорганические соединения, стабильные радикалы и др. Механизм действия светостабилизаторов может быть основан на

физическом или химическом процессах (при действии некоторых светостабилизаторов могут одновременно протекать процессы обоих типов). Физический механизм связан со способностью светостабилизаторов поглощать ультрафиолет (так называемое экранирование) и тушить возбужденные состояния полимера, фотосенсибилизаторов, которые могут содержаться в полимере, и других ингредиентов.

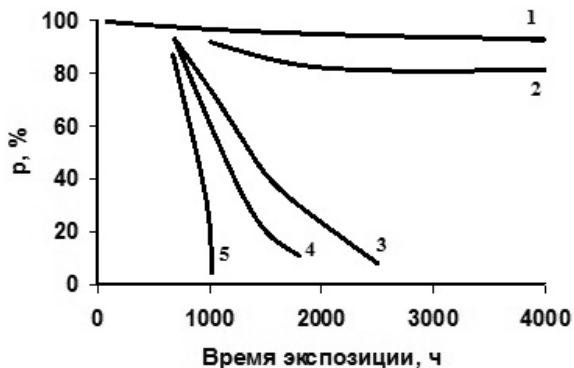


Рисунок 1 – Изменение отражательной способности в зависимости от времени экспозиции пленок под ультрафиолетовым излучением: 1 – сополимера трифторхлорэтилена с винилиденфторидом, 2 – полимера на основе поливинилиденфторида, 3- полимера на основе акрилового полимера, 4 – кремнийорганического полимера, 5 – эпоксидного полимера.

Максимальной эффективностью характеризуются светостабилизаторы, которые поглощают свет преимущественно в той же области, что и полимер или фотосенсибилизаторы (а также в областях их люминесценции), и всю поглощенную ими энергию преобразуют в тепловую. Последнее может быть достигнуто подбором светостабилизаторов, способных к очень быстрому обратимому химическому превращению в электронно-возбужденном состоянии, фотопереносом электрона в комплексном соединении металла переменной валентностью и созданием таких структур светостабилизаторов, которые дают малоактивные возбужденные состояния или благоприятствуют внутренней конверсии, т. е. превращению энергии электронного возбуждения в энергию колебаний или вращения отдельных групп молекулы светостабилизатора. Светостабилизаторы, действующие по химическому механизму, могут ингибировать вторичные (темновые) реакции, в которых участвуют, например, свободные радикалы, образующиеся в результате действия света, реагировать с некоторыми продуктами превращения полимеров, например - гидроперекисями, и с фотосенсибилизаторами с образованием более светостойких соединений; взаимодействовать с макромолекулами по их реакционноспособным (слабым) связям и концевым группам. Возможность практического использования эффективных светостабилизаторов определяется их совместимостью с полимером, летучестью, склонностью к миграции и экстракции из полимера, а также токсичностью и стоимостью.

Как правило, оценку светостойкости полимеров проводят при ускоренном светостарении в УФ камерах или аппаратах искусственной погоды по стандартным методикам (ГОСТ 9.401-89).

Выражение благодарности.

Особую благодарность хочу выразить научному руководителю, доктору технических наук, профессору Эдуарду Константиновичу Кондрашову, без которого мое увлечение научным творчеством не состоялось бы. Эдуард Константинович стал для меня примером успешного, энергичного и целеустремленного ученого, который учит меня преодолевать трудности и, не смотря ни на что, двигаться к своей цели.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Колокольцев В.Н.¹, Лазоренко В.М.¹, Товтин В.И.¹, Ляховицкий М.М.¹, Дегтярев В.Ф.²

¹Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, e-mail:

v.kolokoltsev@yandex.ru

²Россия, Московский технический университет связи и информатики

DEFORMATION AND DESTRUCTION OF ORGANIC GLASSES UNDER IRRADIATION BY ELECTRONS

Kolokoltsev V.N., Lazorenko V.M., Tovtin V.I., Lyakhovitskiy M.M., Degtyarev V.F.

Polarization-optic methods and acoustic emission have been used in order to study organic glass irradiated by electrons with energy 21 Mev (low intensity $10^{11} \text{ cm}^{-2} \cdot \text{s}^{-1}$). In irradiated samples anisotropy of optic properties has been observed in the direction of falling electrons. It is linked with mechanical deformations in the glass due to accumulation charge and displacement of atoms from their equilibrium places. Formation of cracks on the glass surface is observed when ultimate strength is exceeded. Their propagation is enhanced due to action of surface-active substances.

Исследовались образцы органического стекла–полиметилметакрилата (ПММА) при 300 К поляризационно-оптическим методом и методом акустической эмиссии, облученных электронами с энергией 21 МэВ в нормальных условиях [1, 2]. Плотность электронного потока составляла $\leq 10^{11} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$.

Обнаружено, что при облучении электронами флюенсом $\leq 10^{15} \text{ см}^{-2}$ тонких образцов ~ 18 -20 мм возникают единичные трещины на поверхности и наблюдается анизотропия оптических свойств в плоскости образца (40×40 мм) и вдоль направления падения электронов. Анизотропия свойств связывается с механическими деформациями, возникающими в ПММА при смещении атомов из положения равновесия и накоплением электрического заряда. Измерения в ортоскопическом поляризованном свете с помощью метода интерференционных окрасок позволили вычислить ряд параметров облученных образцов (табл. 1)

Таблица 1

№ п/п	Флюенс, см^{-2}	Оптическая разность хода, Δ , нм	Показатель двулучепреломления ($n_2 - n_1$)	Разность главных напряжений $\Delta\sigma = \sigma_2 - \sigma_1$
1	$2 \cdot 10^{14}$	830	$4,6 \cdot 10^{-5}$	9,2
2	$8 \cdot 10^{14}$	870	$4,8 \cdot 10^{-5}$	9,6
3	10^{15}	870	$4,8 \cdot 10^{-5}$	9,6

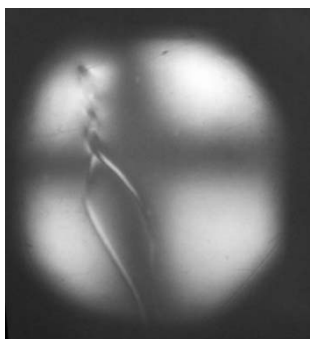


Рис. 1 Коноскопическая фигура в облученном ПММА флюенсом электронов $8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$.

Определение истинных значений σ_1 и σ_2 не проводилось. Однако образование трещин на поверхности образцов позволяет заключить, что их значения должны быть больше предела прочности стекла - 75 МПа [1].

Измерения образцов в коноскопическом поляризованном свете обнаруживают характерную крестообразную фигуру (рис. 1), обычно наблюдаемую в деформированных одноосных кристаллах [3].

Облучение образцов ПММА в форме куба $40 \times 40 \times 40$ мм до флюенса $\leq 4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ не приводит к обычно наблюдаемому разрушению в объеме в виде "дерева Лихтенберга". В отличие от этого на поверхности образцов формируется мелкая сетка трещин. Методом акустической эмиссии, используя эффект Ребиндера (разрушение стекол под нагрузкой при воздействии поверхностных веществ (ПАВ)) [4], показано наличие деформаций в объеме облученных стекол (рис. 2 а, б). Под воздействием ПАВ (вода) поверхностные трещины быстро развиваются и проникают глубоко в стекло, что приводит к его разрушению (рис. 2б).

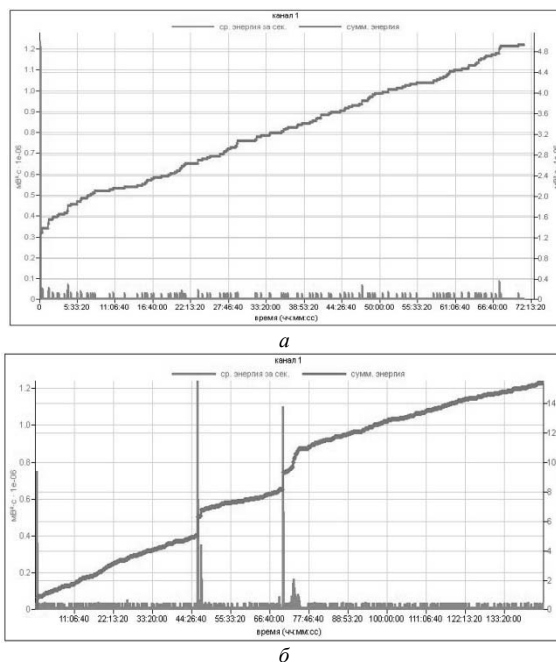


Рис. 2. Зависимость выделяемой энергии от времени воздействия воды в образцах ПММА: *a* - до облучения; *b* - после облучения флюенсом электронов $3,5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$.

Литература

1. Экспериментальные методы исследования деформаций и напряжений. Справочник под ред. Писаренко Б.В. Киев, Наукова Думка. 1981. 522 с.
2. Н.А.Семашко, В.И.Шпорт, Б.Н.Марьин и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. М.; Машиностроение. 2012.
3. Р. Стойбер, С. Морзе. Определение кристаллов под микроскопом. М.; Мир, 1974. 280 с.
4. П.А. Ребиндер, Е.Д. Щукин. Поверхностные явления в твердых телах в процессах их деформации и разрушения. УФН, 1972, т. 108, в. 1, с. 3-42.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДЕМПИРУЮЩИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА И СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ Марукович А.И., Сморгыо О.Л., Ильюшенко А.Ф.

Беларусь, ГНУ «Институт порошковой металлургии», a_marukovich@mail.ru

COMPARATIVE ANALYSIS OF DAMPING PROPERTIES OF HIGH-POROSITY MATERIALS BASED ON ALUMINIUM, TITANIUM AND STEEL AT STATIC LOADING

Marukovich A.I., Smorygo O.L., Ilyushchanka A.F.

Belarus, Powder Metallurgy Institute, a_marukovich@mail.ru

The paper represents comparative analysis of the damping properties under static loading of high-porosity cellular titanium and steel (Fe - 20% Ni) developed in PMI with the widespread aluminum foam. It is shown that the titanium and steel foams are far superior compared to the aluminum foam in terms of damping properties.

В докладе представлен сравнительный анализ демпфирующих свойств при статическом нагружении высокопористых ячеистых материалов на основе титана и стали (Fe - 20% Ni), разработанных в ИПМ, с широко распространёнными демпфирующими материалами на основе пеноалюминия.

Демпферы из высокопористых металлов с ячеистой структурой (пенометаллов) находят все более широкое применение в системах пассивной безопасности для поглощения механической энергии при динамических нагрузках, а также в качестве элементов легких конструкций. В настоящее время наибольшее распространение получили демпферы на основе вспененного алюминия – как наиболее технологичного и дешевого материала [1]. Однако, для получения демпфирующих материалов с более широким спектром механических, коррозионных и др. свойств очевидный практический интерес представляет получение пеноматериалов на основе других металлов. Особый интерес представляют пенометаллы на основе титана и стали [2].

Цель работы: сравнительный анализ демпфирующих свойств высокопористых материалов на основе алюминия, титана и стали при статическом нагружении.

Экспериментальная часть и методология.

В настоящей работе образцы пенометаллов получали по порошковой технологии: формировали композиционные гранулы, состоящие из сферического удаляемого порообразователя с нанесенным на него слоем металлического порошка; полученные гранулы прессовали, термообработывали для удаления порообразователя и спекали в вакууме (рисунок 1). Пористость исследованных образцов пенометаллов составляла $(85 \pm 2) \%$.

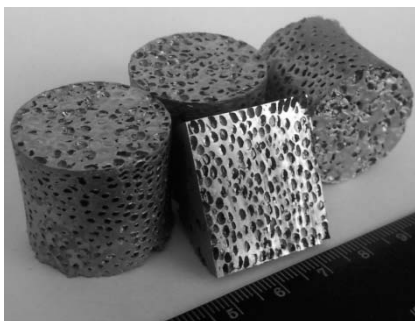


Рисунок 1 – Экспериментальные образцы пенометаллов

Демпфирующие свойства пенометаллов характеризовали 2 параметрами: количеством поглощенной механической энергии (C) и эффективностью поглощения механической энергии ($E_{эф}$) при статическом сжатии [1]. Количество поглощенной механической энергии рассчитывали по уравнению (1):

$$C = \int_0^l \sigma d\varepsilon, \quad (1)$$

где C – количество поглощенной механической энергии, Дж/м³; σ – напряжение при сжатии, МПа; ε – относительная деформация; l – абсолютная деформация, м.

Эффективность поглощения механической энергии рассчитывали по уравнению (2):

$$E_{эф} = \frac{C}{\sigma_{\max} \cdot l}, \quad (2)$$

где σ_{\max} – максимальное напряжение, достигнутое при деформации пористого тела, МПа. Демпфирующие свойства полученных пенометаллов сравнивали со свойствами типичного пеноалюминия с той же пористостью [3]. Полученные результаты представлены на рисунках 2 – 5.

Обсуждение. Приведенные данные показывают, что все исследованные материалы имеют типичный для пенометаллов вид деформационной кривой, на которой можно выделить три области: область упругой деформации, плато текучести и участок уплотнения с резким ростом напряжения. При этом пенометаллы на основе Ti и Fe-20Ni значительно превосходят пенометаллы на основе алюминия по уровню демпфирующих свойств. На диаграмме нагружения Ti присутствуют пики, характерные для хрупкого разрушения, что, по-видимому, связано с достаточно большим количеством примесей. Максимальная эффективность поглощения энергии для алюминиевых и титановых материалов составляет ~ 80 %, в то время как для пенометаллов из Fe-20Ni ~ 70 %.

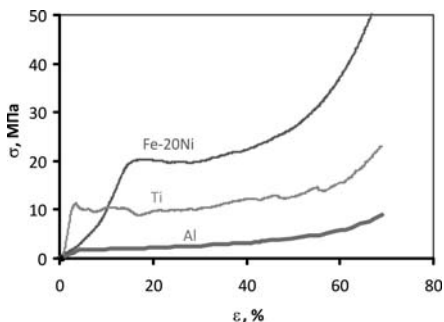


Рисунок 2 – Кривая деформации – напряжение исследованных пенометаллов

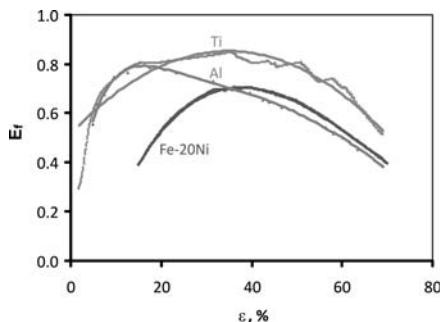


Рисунок 3 – Эффективность поглощения энергии при деформации

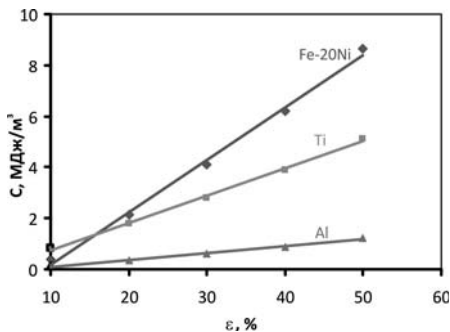


Рисунок 4 – Количество поглощенной энергии при деформации

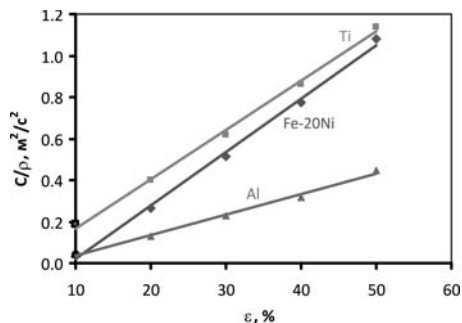


Рисунок 5 – Удельное количество поглощенной энергии при деформации

В то же время, пенометаллы Fe-20Ni имеют более высокие значения поглощения механической энергии, что связано с их более высоким пределом текучести (1). Однако, при сравнении удельных значений поглощения механической энергии, пенометаллы на основе Ti, за счет низкой плотности, имеют более высокие значения по сравнению с Fe-20Ni.

Заключение. Пенометаллы на основе титана и стали значительно превосходят пеноалюминий по уровню демпфирующих свойств и могут найти применение в областях, где приоритетными являются повышенные значения механических, коррозионных и высокотемпературных свойств.

Литература.

1. Banhart J. Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams. Prog Mater Sci 2001;46:559-632.
2. Salimon A, Brechet Y, Ashby MF, Greer AL. Potential applications for steel and titanium metal foams. J Mater Sci 2005;40:579-9.
3. Fusheng Han, Zhengang Zhu, Junchang Gao. Compressive Deformation and Energy Absorbing Characteristic of Foamed Aluminum. Metallurgical And Materials Transactions A Volume 29A, October, 1998 – 2497 – 2502.

Работа выполнена в рамках интеграционного проекта БРФФИ-СО РАН № T12CO-020.

**ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ
ОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ РЕДКОСШИТОЙ СТРУКТУРЫ ПОСЛЕ
ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ И ВОЗДЕЙСТВИЯ ЕСТЕСТВЕННЫХ
КЛИМАТИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ**

Мекалина И.В., Сентюрин Е.Г., Тригуб Т.С., Богатов В.А.

*Россия, федеральное государственное унитарное предприятие
«Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» (ФГУП
«ВИАМ»), glass627@viam.ru, admin@viam.ru*

**STRENGTH CHARACTERISTICS OF THE MODIFIED PARTIALLY CROSS-LINKED ORGANIC
GLASSES AFTER ARTIFICIAL AGEING AND THE IMPACT OF NATURAL CLIMATIC
CONDITIONS**

Mekalina I.V., Sentyurin E.G., Trigub T.S., Bogatov V.A.

For the assessment of resource characteristics of the new modified partially cross-linked organic glasses researches of their strength characteristics after exposure to artificial and natural climatic factors.

Систематизированы данные по исследованию атмосферостойкости в различных климатических зонах (средняя полоса, тропики, субтропики, север) серийных органических стекол линейного строения марок СО-120, АО-120, Э-2, эксплуатирующихся на протяжении многих лет в деталях остекления отечественных самолетов. Опыт проведения длительных испытаний оргстекол в различных климатических зонах, результаты длительной эксплуатации оргстекол линейного строения на самолетах гражданской и военной авиации показали, что для изделий авиационной техники атмосферостойкость органических стекол является одной из важнейших характеристик для прогнозирования ресурса их эксплуатации. Для оценки ресурсных характеристик разработанных новых модифицированных оргстекол редкосшитой структуры требуется получение аналогичных данных по климатической стойкости. В работе проведены исследования прочностных характеристик новых оргстекол редкосшитой структуры полиметилметакрилатных СО-120С, АО-120С, сополимерных ВОС-1, ВОС-2 и ВОС-2АО и серийных оргстекол линейной структуры СО-120А и АО-120 при ускоренных испытаниях в искусственных условиях и при натурных испытаниях в условиях умеренного теплого климата.

**ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ПОЛИМЕРОВ**

Мержиевский Л.А.¹, Карпов Е.В.¹, Юношев А.С.¹, Коробейников М.В.², Штарклев Е.А.²

¹Россия, Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

²Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН, Новосибирск

merzh@hydro.nsc.ru

**CHANGE OF MECHANICAL PROPERTIES OF POLYMERS AT RADIATION BY AN
ELECTRONIC BUNCH**

Merzhievsky L.A., Karpov E.V., Yunoshev A.S., Korobeinikov M.V., Shtarklev E.A.

Change of mechanical characteristics (stress-strain diagrams) a number of polymeric materials – polymethyl methacrylate, polytetrafluoroethylene, ebonite as a result of radiation by a high-energy electronic bunch was investigated.

В настоящее время полимеры в различных технических устройствах могут подвергаться воздействию ионизирующего излучения. В результате облучения структура полимеров существенно меняется, что, в свою очередь, приводит к изменениям их физико-механических свойств. В этой связи является актуальным исследование влияния такого воздействия на механические свойства полимерных материалов.

В данной работе исследовалось изменение механических характеристик (диаграмм деформирования) ряда полимерных материалов – полиметилметакрилата, фторопласта, эбонита под воздействием облучения высокоэнергетическим электронным пучком. Для облучения были использованы ускорители электронов ИЛУ-6 и ИЛУ-10, созданные в Институте ядерной физики

СО РАН, позволяющие получать пучки электронов с энергиями 1-10 МэВ и варьировать дозу облучения в широком диапазоне. В проведенных экспериментах доза облучения менялась от 0 до 300 кГр. Проводились измерения механических характеристик исходных и облученных образцов при квазистатическом и динамическом нагружении. Квазистатические измерения проводились с помощью установки для испытания материалов Zwick/Z100 модели TC-FR100TL.A4K. Для динамических экспериментов использовался метод разрезного стержня Гопкинсона. Проведено сравнение квазистатических диаграмм деформирования, выявлены количественные и качественные изменения механических свойств облученных материалов в сравнении с исходными в зависимости от дозы. Проанализированы возможные механизмы изменения прочностных свойств при воздействии излучения.

Работа поддержана Интеграционным проектом СО РАН № 64 и грантом РФФИ № 12-01-00726.

КОМПОЗИЦИОННЫЙ ФИЛЬТРУЮЩИЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ЦИЛИНДРОВ ИЗ РАДИАЛЬНО ОРИЕНТИРОВАННЫХ МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Москвичев А.А., Москвичев А.Н., Мотова Е.А.
Россия, ФГБУН ИПМ РАН, triboman@mail.ru

COMPOSITE FILTER MATERIAL BASED ON CYLINDER OF RADially ORIENTED MULTI-WALLED CARBON NANOTUBES

Moskvichev A.A., Moskvichev A.N., Motova E.A.

In the paper we study the structure of the walls of makrotsilindrov radially oriented MWCNTs were obtained composite filtration media and investigated some of their properties.

Массивы из ориентированных многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ), в том числе и макроскопические цилиндрические структуры со стенками из радиально вытянутых МУНТ в настоящее время интенсивно изучаются и имеют большой потенциал для практического применения. Полые макроцилиндры со стенками толщиной 300-500 мкм из радиально вытянутых МУНТ можно использовать в качестве фильтрующих устройств для разделения фракций сырой нефти и фильтрации воды от бактериальных загрязнений

В настоящее время для получения массивов ориентированных МУНТ применяются несколько разновидностей метода осаждения из паровой фазы с использованием смеси «плавающего металлоорганического катализатора» (в основном ферроцена) и углеводородного прекурсора (бензола, толуола, ксилола и некоторых других) (MOCVD-метод).

Макроцилиндр привлекателен тем, что по существу представляет простейшее из устройств, которое удается создать исключительно за счет самоорганизации МУНТ в ходе их роста на цилиндрической кварцевой подложке. Практически без дополнительной обработки он может работать как фильтрующий элемент для очистки воды от бактериальных загрязнений или в качестве сепаратора для фракционирования сырой нефти. Исключительная термическая и механическая прочность нанотрубок, большая площадь поверхности, легкость и экономически выгодное производство мембран на их основе позволит им конкурировать с керамическими и полимерными разделительными мембранами, используемыми сегодня в коммерческих целях.

Целью настоящей работы является изучение строения макроцилиндров со стенками из радиально ориентированных МУНТ и получение на их основе композиционных фильтрующих материалов.

Проведенные исследования показали, что структура макроцилиндра имеет сложное строение. Нами было выделено четыре области (Рисунок 1), в которых наблюдаются отличия в строении макроцилиндра. 1 – область, непосредственно прилегающая к кварцевой подложке (область хаотичного роста МУНТ), 2 – область волнистых прядей, 3 – область преимущественного роста радиально ориентированных МУНТ и 4 – внутренняя поверхность макроцилиндра сформированная концами МУНТ собранными в пучки.

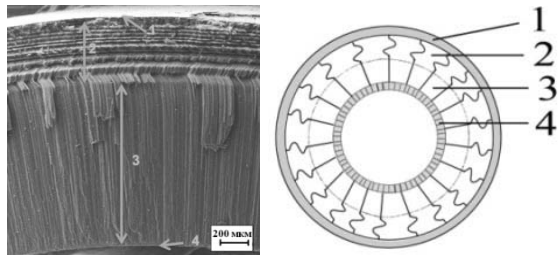


Рисунок 1. Микрофотография и схема строения торца макроцилиндра. 1 – область, непосредственно прилегающая к кварцевой подложке (область хаотичного роста МУНТ), 2 – область волнистых прядей, 3 – область преимущественного роста радиально ориентированных МУНТ и 4 – внутренняя поверхность макроцилиндра сформированная пучками МУНТ.

Следует отметить, что плотность упаковки нанотрубок в макроцилиндре невысока и имеется свободное пространство. Для исключения возможности фильтрации воды через свободное пространство в теле макроцилиндра, а также повышения механической прочности образцов, они были подвергнуты пропитке в композиции на основе метакрилатов с последующей полимеризацией. Эта операция, однако, приводит к появлению дополнительной проблемы, связанной с удалением остатков сформировавшегося полимера с поверхности макроцилиндров.

Для проведения процесса фильтрации через внутренние каналы нанотрубок третьей зоны, а также удаления остатков полимера с поверхности макроцилиндров необходимо удалить первую, вторую и четвертую зоны (рисунок 1). Самым эффективным и чистым способом проведения процесса удаления разориентированных слоев, а также вскрытия торцевой поверхности нанотрубок является лазерное воздействие. Суть лазерной обработки заключается в испарении поверхностного слоя заготовки как с внешней, так и с внутренней стороны макроцилиндра.

В итоге проведенной работы был получен композиционный материал на основе цилиндров из МУНТ с заполненным метрубочным пространством и вскрытыми каналами для фильтрации. Было замечено, что через внутренние каналы нанотрубок идет селективная фильтрация сульфат, нитрат и хлорид ионов.

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НАНОСТРУКТУРНОГО БИОМАТЕРИАЛА

Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, nasakina@mail.ru

RESEARCH OF CORROSION RESISTANCE OF THE NANOSTRUCTURAL BIOMATERIAL

Nasakina E.O., Sevostyanov M. A., Kolmakov A.G., Zabolotny V.T.

Russia, Institution of Russian Academy of Sciences A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Material Science RAS, nasakina@mail.ru

The present work is devoted to the investigations of corrosion resistance of nanostructural nitinol (nickel-titanium) alloy in different mediums, which simulates body liquids. Concentrations of metal ions were detected by means of inductively coupled plasma atomic emission spectroscopy, structure of material was confirmed by X-ray diffraction, TEM and optical metallographic microscopy. The biggest release of Ni and Ti ions from nanostructural nitinol, as it was showed, was in the most acid solution with the sample after thermal processing (bakeout), but it still was much smaller than concentration of Ni, released from microstructural nitinol. Temporal dependence of concentration of metals has step character.

Внедрение в живой организм различных изделий из инородных материалов в наше время является вполне привычным явлением. В частности широкое и прочное признание в качестве материала для создания медицинских имплантатов получили сплавы никелида титана за счет присущих ему уникальных механических свойств, очень схожих со свойствами живых тканей (сверхэластичность, эффект памяти формы, закон запаздывания) [1- 5]. Однако токсичный никель в его составе способен при разрушении материала попадать в живой организм и оказывать на последний вредное воздействие (вплоть до воспалительных, аллергенных и мутагенных процессов), что весьма неблагоприятно. Увеличение коррозионной стойкости нитинола, а также придание материалу или улучшение имеющихся желаемых контролируемых свойств, предположительно возможно за счет создания этого поликристаллического материала с наноразмерными зёрнами.

В данной работе материалом для исследований служили проволоки диаметром 280 мкм из наноструктурного нитинола состава 55,91 вес. % Ni – 44,03 вес.% Ti. Состав и структура образцов были исследованы на рентгеновском дифрактометре "Ultima IV", оптическом металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 MAT и просвечивающем электронном микроскопе TECNAI 12.

Для коррозионных испытаний использовались образцы трех видов: исходного наноструктурного нитинола, его же после термической (отжиг при 450 °С) и механической (поверхностной) обработки, которые помещались в растворы имитирующие кислотность нескольких физиологических жидкостей в статических условиях. Были подобраны соответствующие стандартные буферные растворы с pH 1,68, 3,56, 4,01 и 9,18, а для получения нейтральной среды плазмы крови и тканей (pH 7) использовался «природный» 0,9 масс % раствор хлорида натрия (или физраствор). Все используемые реактивы были марки ОСЧ. Замеры концентрации элементов в исследуемых растворах производились через 10, 25, 45, 60, 75, 236, 287, 704 и 754 дней от начала эксперимента (т.е. внесения образцов в буферные растворы). Анализ проб проводился на последовательном атомно-эмиссионном спектрометре с ИП «HORIBA Jobin Yvon».

Светлопольные и темнопольные изображения ПЭМ показали, что зёрна нитинола напоминают нановолокна, имея размер поперечного сечения в пределах 30-70 нм, а продольного – микрометры. При этом зёрна вытянуты вдоль оси проволоки. На светлопольном изображении четко выражены скопления дислокаций. Можно предположить, что размеры и взаимное расположение зерен, как и дислокационные скопления, явились результатом деформации в процессе получения образцов (ротационной ковкой и волочением). Согласно микродифракционной картине фазовый состав образца представлен B2-фазой и интерметаллидами Ti₂Ni.

Рентгеноструктурный анализ подтверждает эти выводы. Из рентгенограмм видно, что сплав состоит из B2-фазы и Ti₂Ni. Узкие пики, отвечающие основной фазе материала, на всех рентгенограммах указывают на мелкозернистую кристаллическую (нанокристаллическую) структуру. Из данных микроструктур тоже был сделан вывод, что основа исследуемого сплава представлена B2 фазой, а также в материале присутствуют интерметаллиды Ti₂Ni, которые образуются еще при кристаллизации сплава и обладают значительно большей твердостью чем сама матрица.

Таким образом было доказано, что исследованный сплав обладает наноструктурой и составом, отвечающим за необходимые механические свойства. Далее была проверена его коррозионная стойкость.

Согласно результатам коррозионных исследований всех образцов в растворе с pH 9,18 выход металлов в раствор ниже или равен пределу обнаружения за все время исследования. В растворах с кислотностью 1,68 – 7,39 в случае всех образцов нитинола концентрация ионов металлов со временем увеличивается, однако относительное ее увеличение понижается (сравливание металлов с поверхности уменьшается); зависимость носит ступенчатый характер, что определяется последовательным растворением границ и внутреннего объема наноструктурных зерен; выход ионов никеля больше, чем титана, но незначительно. Во всех средах выход ионов никеля много меньше значений, приводимых по нитинолу микроструктурному, данных о выходе ионов титана - нет. Можно высказать предположение, что наличие наноструктуры оказывает двойное влияние на коррозионную стойкость нитинола: поврежденные наноразмерные зёрна на поверхности при «вымывании» из них никеля,

разрушаясь, выпускают в раствор и большие количества титана. При сравнении влияния вида обработки на коррозионную стойкость образцов весьма заметно, что наиболее коррозии подвержены образцы после отжига, а вот механическая обработка сильно увеличивает коррозионную стойкость исходного титанола (как и ожидалось). Нежелательное влияние термической обработки на коррозионную стойкость может быть объяснено некоторым разрыхлением внешнего наклепанного (упрочняющего) слоя на поверхности исходного титанола, образующегося во время его получения (протяжки и волочения под давлением), а положительное влияние поверхностной обработки определяется удалением загрязнений и сглаживанием естественной шероховатости, т.е. уменьшением общей площади, подвергающейся контакту с агрессивной средой. Закономерность сохраняется во всех средах.

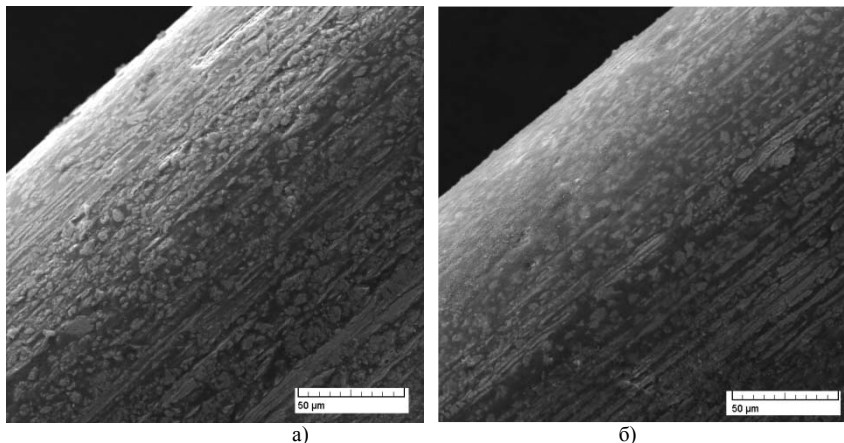


Рис. 1. Поверхность образцов после 754 дней выдержки в растворах
а) HCl (pH \approx 1,6), б) NaCl

Список литературы:

1. Заболотный В.Т., Белоусов О.К., Палий Н.А., Гончаренко Б.А., Армадерова Е.А., Севостьянов М.А. Материаловедческие аспекты получения, обработки и свойств никелида титана для применения в эндоваскулярной хирургии // *Металлы*, 2011. №3. С.47-59.
2. Новиков И.И., Рощупкин В.В., Кольцов А.Г., Ляховицкий М.И., Покрасин М.А., Минина Н.А., Чернов А.И., Соболев Н.Л., Севостьянов М.А. Акустические свойства никелида титана.// *Перспективные материалы*, 2012. №5. С. 95-99.
3. Насакина Е.О., Баикин А.С., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Солнцев К. А. Свойства наноструктурного никелида титана и композита на его основе // *Химическая технология*, 2013. № 1. С. 14-23.
4. Shabalovskaya S. On the nature of the biocompatibility and medical applications of NiTi shape memory and superelastic alloys // *Bio-Medical Materials and Engineering (Bio Med Mater Eng)*, 1996. № 6. P. 267 – 289.
5. В.О. Гюнтер, В.Н. Ходоренко, Ю.Ф. Ясенчук, Т.Л. Чекалкин. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. // Томск: Изд-во МИЦ, 2006. - 296 с.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОЧАСТИЦ ZrO_2 В ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЕ

Опарина И.Б., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Быков П.А., Жирнов А.Е.

Российская Федерация, Институт металлургии и материаловедения РАН им.

А.А.Байкова, kolmakov@imet.ac.ru

DISTRIBUTION MICROPARTICLES ZrO_2 IN POLYMER MATRIX

Oparina I., Kolmakov A., Sevostyanov M., Bikov P., Ghirnov A.

Received new material with a fractal structure with improved mechanical properties.

Изучен новый синтезированный композит на основе полиметилметакрилата (ПММА) с армирующими сферическими наноструктурными микрочастицами ZrO_2 и проведено исследование некоторых его свойств в сравнении с ПММА без наполнителя.

Для синтеза композиционного материала в качестве матрицы использовался полиметилметакрилат, полученный путем полимеризации жидкого мономера. Наполнителем служил порошок двуокиси циркония (стабилизированный церием), который был синтезирован в ИМЕТ РАН. Частицы порошка $ZrO_2 - CeO_2$ диаметром около 0,4 мкм имели сферическую форму, каждая из которых представляла собой плотные агломераты, образованные множеством наноразмерных частиц [1]. В качестве контрольных образцов использовали промышленный листовый материал ПММА марки СО-120.

Исследования структуры образцов выполнялись на инвертированном металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 в поляризованном свете. Светопропускание оценивали качественно с использованием лазера красного цвета.

Результаты и их обсуждение

Образцы из ПММА представляют собой однородный прозрачный материал. Композит с 0,1 мас. % ZrO_2 , несмотря на использование непрозрачного наполнителя, также обладает достаточно хорошей прозрачностью. На рис. 1 показана поверхность образца с фокусировкой сдвинутой вглубь образца для возможности наблюдения трехмерного распределения частиц ZrO_2 . Порошок ZrO_2 в исходном состоянии не слипается и не агломерируется. Образцы композита с 5 мас. % ZrO_2 отличаются малой прозрачностью и не позволяют использовать для исследований световую микроскопию.

Наблюдаемые частицы ZrO_2 упорядоченным образом выстроены в трехмерные кластерообразные фрактальные структуры в виде дендритов (рис. 1). Размер таких фрактальных образований в среднем составляет 500 мкм. Это свидетельствует о том, что в ходе полимеризации ПММА с ZrO_2 проходили нелинейные процессы их самоорганизации, которые привели к появлению сложной упорядоченной фрактальной структуры частиц в матрице ПММА.

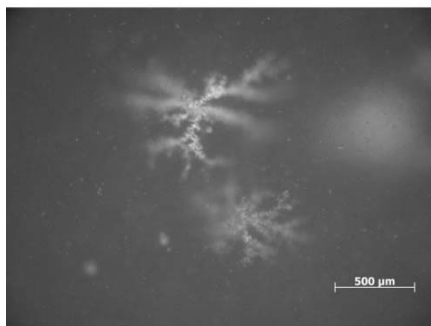


Рис. 1. Микроструктура композита на основе ПММА с 0,1 % ZrO_2 , черно-белое изображение трехмерных кластерообразных фрактальных структур в виде дендритов для расчета фрактальной размерности

По данным [2, 3] фрактальная размерность для двумерного варианта ограниченной

диффузией агрегации лежит вблизи $D=1,7$. Это означает, что масса агрегата возрастает как $L^{1,7}$, где L - линейный размер, а средняя плотность изменяется: $L^{1,7}/L^3 = L^{-0,3}$, т.е. убывает, в полном соответствии с внешним видом подобных форм роста. В нашем случае контролирующим фактором ограниченной диффузией агрегации, по аналогии со смешиваемостью и электрическим потенциалом, можно считать смачиваемость частиц ZrO_2 жидким ПММА в процессе полимеризации. Измеренные значения фрактальной размерности трехмерных кластерообразных дендритоподобных структур, образуемых частицами ZrO_2 , также находятся в интервале $D=1,69-1,74$, то есть также вблизи значения 1,7.

Полимерные светопропускающие материалы могут иметь различный характер светопропускания. ПММА без наполнителя обладает высокой степенью светопропускания (рис. 2, а), ПММА с ZrO_2 имеет диффузный характер рассеивания. С увеличением количества ZrO_2 уменьшается толщина слоя, который целиком поглощает лазерное излучение (рис. 2, б).

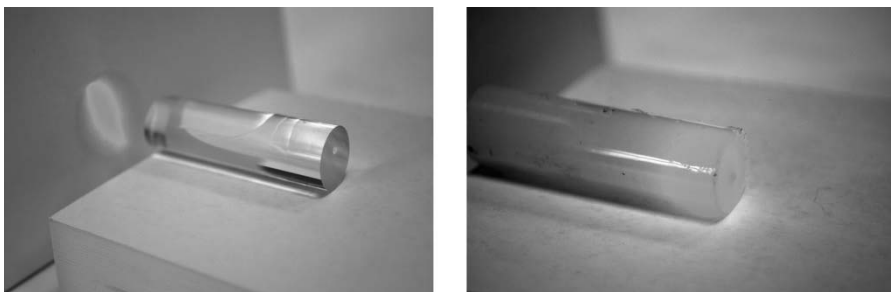


Рис. 2. Светопропускание в зависимости от наполнителя:
а) без наполнителя; б) 0,5 мас.% ZrO_2

Обнаружено, что при полимеризации ПММА с добавкой порошков ZrO_2 протекают процессы структурной самоорганизации, приводящей к получению композита со сложной структурой в виде трехмерных дендритных фрактальных образований. Рост таких образований протекает по механизму ограниченной диффузией агрегации.

Работа выполнена при поддержке проектов РФФИ 12-08-00318-а и 11-08-90415-Укр_ф_а, а также программ П-8 и ОХНМ-02.

Список литературы

1. Опарина И.Б., Колмаков А.Г., Луковкин Г.М., Аржаков М.С., Жирнов А.Е., Севастьянов М.А., Баранов Е.Е., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Быков П.А. Новый композиционный материал с фрактальной структурой на основе полимерной матрицы с наноструктурными микрочастицами ZrO_2 // Материаловедение, 2011. №8. С. 51-56.
2. Schroeder M. Fractals, Chaos, Power Laws. Minutes from an Infinite Paradise. – New York: W.H. Freeman and Co, 1992, 429 p.
3. Witten T.A., Sander L.M. Diffusion-limited aggregation: A kinetic critical phenomenon // Phys. Rev. Lett., 1983. V.47. P.1400-1403.

**ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ЗЕРЕННОЕ СТРОЕНИЕ, ТЕПЛО- И
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МУЛЬТИФЕРРОИКОВ $\text{Bi}_{1-x}\text{Re}_x\text{FeO}_3$
($\text{Re} = \text{Tb}, \text{Dy}, \text{Ho}, \text{Er}, \text{Yb}, \text{Tm}, \text{Lu}$)**

Павелко А.А., Резниченко Л.А., Гаджиев Г.Г., Шилкина Л.А., Алешин В.А.
Россия, НИИ физики Южного федерального университета, aarpavelko@srfedu.ru

THE PHASE COMPOSITION, GRAIN STRUCTURE, THERMAL AND ELECTRICAL
PROPERTIES OF $\text{Bi}_{1-x}\text{Re}_x\text{FeO}_3$ ($\text{Re} = \text{Tb}, \text{Dy}, \text{Ho}, \text{Er}, \text{Yb}, \text{Tm}, \text{Lu}$) MULTIFERROICS
Pavelko A.A., Reznichenko L.A., Hajiyev G.G., Shilkina L.A., Alyoshin V.A.

The phase and polycrystalline (grain) structures, thermal and electrical properties of solid solutions based on multiferroic BiFeO_3 with different contents of Tb, Dy, Ho, Er, Yb, Tm, Lu rare earth elements were investigated. Anomalies of thermal properties corresponding to rhombohedral-orthorhombic and cubic-orthorhombic phase transitions were revealed.

Мультиферроики, представляющие собой обширный класс материалов, сочетающих в себе сегнетоэлектрические, ферромагнитные и сегнетоэластические свойства, в настоящее время подробно изучаются в связи с потенциальной возможностью их применения в новых устройствах, основанных на взаимном контроле магнитного и электрического полей [1]. Феррит висмута BiFeO_3 и его твердые растворы (ТР) являются удобными объектами для создания магнитоэлектрических материалов благодаря высоким значениям температур электрического ($T_c \sim 1083$ K) и магнитного ($T_N \sim 643$ K) упорядочений [2]. С фундаментальной точки зрения эти соединения привлекательны ввиду того, что в них наблюдается сильная взаимосвязь структуры с магнитными и электрическими свойствами [3]. Однако, как известно, эта взаимосвязь возможна лишь при условии подавления пространственно-модулированной магнитной структуры, чего, в свою очередь, можно добиться путем деформации кристаллической решетки за счет замещения Вi редкоземельными элементами (РЗЭ). Такой подход позволяет извлекать информацию о магнитоэлектрическом взаимодействии в объектах, основываясь на изучении корреляционных связей между их электрофизическими свойствами в области протекания магнитных и сегнетоэлектрических фазовых переходов (ФП). Указанные деформации решетки, помимо влияния на макроскопические свойства объектов, могут найти отражение и на их мезоскопическом, зеренном строении. Кроме того, в области ФП наблюдаются аномалии тепловых свойств, что может достаточно точно указать на происходящие здесь структурные изменения. Поскольку коэффициенты температуропроводности, один из наиболее важных фундаментальных параметров, как и микроструктура объектов, представленных в данной работе, практически не исследовались, а данные, представленные в литературе весьма противоречивы и неоднозначны, результаты изучения и сопоставления фазового состава, зеренного строения, тепло- и электрофизических свойств керамических образцов ТР феррита висмута, замещенного Tb, Dy, Ho, Er, Yb, Tm и Lu различной концентрации можно считать пионерскими в области изучения природы наблюдаемых в нем эффектов.

Объектами исследования являлись ТР бинарных систем состава $\text{Bi}_{1-x}\text{Re}_x\text{FeO}_3$ (где $\text{Re} = \text{Tb}, \text{Dy}, \text{Ho}, \text{Er}, \text{Yb}, \text{Tm}, \text{Lu}$, $x = 0.05 \div 0.20$, $\Delta x = 0.05$). Образцы получены по обычной керамической технологии, включающей двухстадийный синтез с последующим спеканием без приложения давления [4].

На рисунке показаны фотографии микроструктуры изученных объектов. Черные области округлой и неправильной формы – поры. Они распределены по поверхности неоднородно. Травлением выявлены границы кристаллитов: замкнутые темные линии вокруг более светлых областей (зерен керамики).

С помощью оптической микроскопии (метод светлого поля) было установлено, что при комнатной температуре поликристаллические структуры керамик модифицированного феррита висмута представлены многофазными микроструктурами, включающими в себя основную связную «светлую» фазу и одну или несколько не основных локальных «серых» фаз. При исследовании объектов было установлено, что наиболее совершенны микроструктуры BiFeO_3 с более крупными РЗЭ. Это подтверждается данными рентгенографии, микроструктурным анализом и анализом электрофизических параметров объектов. При уменьшении ионного радиуса и возрастании концентрации РЗЭ в системе количество примесной фазы увеличивается, структура разрыхляется, электрофизические характеристики меняются в целом немонотонно, с

формированием минимума электропроводности и максимума диэлектрической проницаемости объектов при замещении Vi наиболее крупным РЗЭ, Tb.

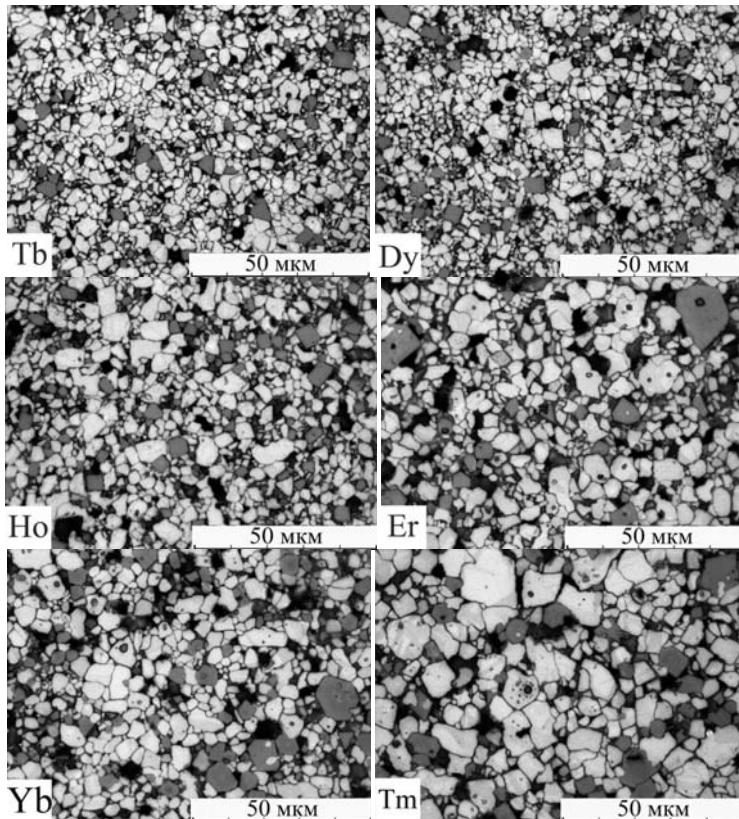


Рисунок – Микроструктуры образцов керамики $\text{Bi}_{0.9}\text{Re}_{0.1}\text{FeO}_3$ (Re – Tb, Dy, Ho, Er, Yb, Tm) при комнатной температуре. РЗЭ указан в левом нижнем углу фотографий

Изучение зависимостей диэлектрической проницаемости, электропроводности и температуропроводности всех полученных ТР от температуры и состава x позволило выявить аномалии вышеуказанных свойств в окрестности T_N . Показано, что T_N не испытывает значительного смещения в зависимости от РЗЭ, замещающих Bi , и их концентраций. Выявлены также аномалии тепловых свойств, соответствующие, по-видимому, температурам ромбоэдрически-орторомбического и орторомбически-кубического ФП.

Список литературы

- [1] Звездин А.К., Пятаков А.П. УФН. Т. 174. С. 465. (2004).
- [2] Smolenskii G.A., Chupis I.E. Sov. Phys. Usp. V. 25. P. 475–493. (1982).
- [3] Звездин А.К., Звездин К.А. Природа. Т. 9. С. 9. (2001).
- [4] Вербенко И.А. Сб-к матер. VII Межд. науч.-технич. конф. «Фундаментальные проблемы радиоэлектронного приборостроения» (INTERMATIC – 2009). М. МИРЭА: ЦНИИ «Электроника». С. 126-131. (2009)

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БЕССВИНЦОВЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ



Павленко А.В., Резниченко Л.А., Шилкина Л.А., Разумовская О.Н., Болдырев Н.А.

Россия. Научно-исследовательский институт физики Южного федерального университета, e-mail: tolik_260686@mail.ru

ELECTRICAL CHARACTERISTICS OF LEAD-FREE CERAMICS BASED ON SOLID SOLUTIONS (Na, K, Li)(Nb, Ta, Sb)O₃

Pavlenko A.V., Reznichenko L.A., Shilkina L.A., Razumovskaya O.N., Boldyrev N.A.

A conventional ceramic fabrication technique was used to prepare the ceramic modified with nickel oxide solid solutions of the (Na, K, Li)(Nb, Ta, Sb)O₃. Electrical properties were investigated. The field of their application were found.

Поиск и разработка новых пьезоэлектрических керамических материалов (ПКМ) с характеристиками, превосходящими свойства уже известных и промышленно используемых аналогов, прежде всего ПКМ на основе цирконата-титаната свинца, являются одними из самых важных направлений современного материаловедения. При этом, основное внимание уделяется экологически чистым бессвинцовым ПКМ, не наносящим вред окружающей среде. Одной из наиболее подходящих основ таких ПКМ является бинарная система NaNbO₃ - KNbO₃. Ранее в [1, 2] нами отмечено, что перспективными составами, базирующимися на этой системе, являются многокомпонентные твердые растворы (ТР) (Na, K, Li)(Nb, Ta, Sb)O₃, имеющие при комнатной температуре следующие электрофизические характеристики:

Таблица 1

Основные электрофизические характеристики одного из лучших материалов системы (Na, K, Li)(Nb, Ta, Sb)O₃ согласно [1, 2]

$\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$	K_p	$ d_{31} $, пКл/В	d_{33} , пКл/В	Q_m	g_{33} , пКл/В	$d_{33} / \sqrt{\epsilon_{33}^T/\epsilon_0}$, пКл/В
650	0.28	58	145	102	25	5.68

$\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ – относительная диэлектрическая проницаемость поляризованных образцов, (ϵ_0 – диэлектрическая постоянная); $\text{tg } \delta$ – тангенса угла диэлектрических потерь; d_{ij} – пьезомодули; K_p – коэффициент электромеханической связи планарной моды колебаний; Q_m – механическая добротность, g_{33} – пьезочувствительность, $d_{33} / \sqrt{\epsilon_{33}^T/\epsilon_0}$ – величина, пропорциональная удельной чувствительности.

Такие материалы характеризуются высокими значениями g_{33} и $d_{33} / \sqrt{\epsilon_{33}^T/\epsilon_0}$, достаточно низкой $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0 = 650$, что позволяет их использовать в качестве высококачественных высокочувствительных элементов приборов ультразвуковой медицинской диагностики. Для расширения рабочего частотного диапазона (в сторону более низких частот), необходимого для конструирования среднечастотных радиоэлектронных устройств, желательно увеличение значений $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ до 900÷1100и d_{33} до 200 пКл/н при сохранении высоких величин g_{33} и $d_{33} / \sqrt{\epsilon_{33}^T/\epsilon_0}$. Одним из наиболее простых и в то же время эффективных способов изменения и достижения целевых значений электрофизических параметров ПКМ является модифицирование. В связи с вышесказанным, представляется весьма актуальным установить закономерности влияния модификаторов на свойства керамик ТР указанной системы, что и стало предметом настоящего исследования.

Объектами исследования явились ТР системы (Na, K, Li)(Nb, Ta, Sb)O₃. В качестве модификатора использовали NiO, вводимый сверх стехиометрии в количествах 1 масс. % (NKLN-1) и 2 масс. % (NKLN-2) на стадии синтеза. Измерения электрофизических параметров ($\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$, $\text{tg } \delta$, $|d_{31}|$, d_{33} , K_p , Q_m) исследуемых керамик при комнатной температуре проводили в соответствии с ОСТ 11 0444-87 с помощью прецизионного анализатора импеданса Wayne Kerr 6500 В и измерителя YE2730A d₃₃ METER.

По данным рентгенографического анализа установлено, что получены беспримесные гетерофазные керамические образцы. Средние электрофизические характеристики

поляризованных методом горячей поляризации керамик при комнатной температуре приведены в табл. 2.

Таблица 2.

Средние электрофизические характеристики керамик NKLN-1 и NKLN-2

	$\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$	$\text{tg } \delta$	K_p	$ d_{31} $, пКл/Н	d_{33} , пКл/Н	Q_m	g_{33} , пКл/Н	$d_{33} / \sqrt{\epsilon_{33}^T/\epsilon_0}$, пКл/Н
NKLN-1	1250	0.020	0.28	56	127	55	11	3.5
NKLN-2	1097	0.014	0.42	81	201	49	20	6.1

Видно, что введение NiO в обоих случаях привело к росту в (1.5-2) раза $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$, при этом наблюдается существенная разница в его влиянии на остальные электрофизические характеристики, а именно: введение 1 масс. % NiO привело к снижению практически всех параметров за исключением K_p , а 2 масс. % NiO – к росту K_p , $|d_{31}|$, d_{33} , при сохранении высоких значений g_{33} и $d_{33} / \sqrt{\epsilon_{33}^T/\epsilon_0}$ и уменьшению вдвое Q_m . По всей видимости, лишь при

относительно больших концентрациях вводимого модификатора (более 1 масс. %) достаточное количество катионов Ni^{2+} встраивается в основную структуру исходного ТР, стабилизируя её, в то время как при малых – катионы Ni^{2+} в большинстве своём не встраиваются в основную структуру исходного ТР, а локализуются в дефектных местах (межфазные, доменные границы и пр.), тем самым, негативно влияя на свойства объекта. Аналогичное (в сравнении с NKLN-2) поведение свойств ПКМ наблюдалось и ранее в Pb-содержащих керамиках многокомпонентных систем ТР, в которых дополнительно вводимым никелевым компонентом, в отличие от нашего случая, явилось соединение $\text{PbNb}_{2/3}\text{Ni}_{1/3}\text{O}_3$ [3,4] с большим содержанием никеля.

Авторы связывали это с особенностями электронной структуры d^8 -слоев Ni(II). В нашем случае в качестве Ni – содержащего компонента выступает NiO, вводимый в чрезвычайно малом количестве по сравнению с [3-4], и, тем не менее, также наблюдается эффект резкого "смягчения" свойств ПКМ, что свидетельствует о значительном влиянии Ni на свойства ПКМ даже при таких малых концентрациях этой добавки.

Средние значения $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ NKLN-2 определяют основное назначение этого ТР – использование в среднечастотных устройствах, при этом достаточно высокие значения K_p , g_{33} , $d_{33} / \sqrt{\epsilon_{33}^T/\epsilon_0}$ характеризуют высокую эффективность электроакустических преобразователей в режимах приёма и излучения. Стабильность же электрофизических параметров NKLN-2 вплоть до 370 К и их достаточно высокие значения при $T = (370 \div 550)$ К (рисунок) позволяют рассматривать этот материал как перспективный и для применений в устройствах, работающих до ~ 550 К.

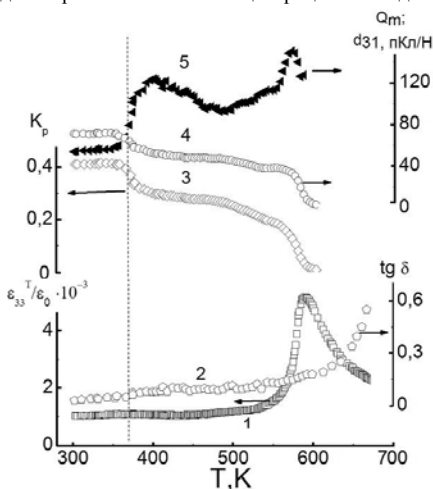


Рисунок. Температурные зависимости $\epsilon_{33}^T/\epsilon_0$ (1), $\text{tg } \delta$ (2), K_p (3), $|d_{31}|$ (4), Q_m (5), керамики NKLN-2 при температурах (300÷700) К

материалы. Ростов-на-Дону: Изд-во Ростовского университета. 1983. 156 с.

[4] Л.А. Резниченко, О.Н. Разумовская, С.И. Дудкина. Сб.-к трудов международной научно-практической конференции "Фундаментальные проблемы пьезоэлектрического приборостроения" ("Пьезотехника-99"). Ростов-на-Дону. 1999. Т. 1. С. 109.

ВЛИЯНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОРГАНО-НЕОРГАНИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ И МОРФОЛОГИИ ФЕРМЕНТСОДЕРЖАЩЕГО МАТЕРИАЛА НА АКТИВНОСТЬ ИММОБИЛИЗОВАННЫХ ХОЛИНЭСТЕРАЗ

Паентко В.В.¹, Матрунчик Ю.В.², Матковский А.К.¹

¹Институт химии поверхности имени А.А.Чуйко, Национальной академии наук Украины, 17, ул. Генерала Наумова, г. Киев 03164 Украина

²Институт общей и неорганической химии Национальной академии наук Беларуси, 9/1, ул. Сурицкая, г. Минск 220072, Республика Беларусь

E-mail: payentko@mail.ru, m_yulia_v@tut.by

The influence of rheological characteristics and morphology of compositions on activity of immobilized cholinesterases

Compositions of SiO₂—organic polymers—immobilized cholinesterase obtained by sol-gel method have been studied using SEM microscopy and following out rheological data

Иммобилизация ферментных препаратов путем заключения в полимерные оболочки создает условия, близкое к *in vivo*, благодаря тому, что строение последних напоминает клетку, т.е. естественную среду для биокатализаторов. Перспективными для этой цели являются также гибридные органо-неорганические композитные материалы, которые, помимо преимуществ, связанных с полимерным окружением ферментов, обеспечивающих более высокие значения каталитической активности и пролонгацию действия, дополнительно предохраняют от бактерицидного воздействия на биопрепараты.

Научные основы создания подобных систем предусматривает изучение влияния как состава композита на активность иммобилизованного фермента, так и факторов, принимающих участие в формировании его морфологии

В предыдущих работах [1-4] нами были получены органо-неорганические системы на основе кремнезема и органических полимеров, как водорастворимых (желатин с ММ 45000 и 10800, поливиниловый спирт с ММ 40000 и 95000), так и обладающих высокой гигроскопичностью (полимерный комплекс ПАК: ПВС=10:1, pH=6). Полимеры, создающие для ферментов окружение, близкое к *in vivo*, диспергируются в золе SiO₂ до образования однородной системы, которая в дальнейшем подвергается золь-гель превращению при pH=6, отвечающей максимальной величине активности фермента.

Были предприняты попытки оценить, влияет ли природа полимера, входящего в состав композита, на пористую структуру кремнеземной матрицы, поскольку последняя может определять протекание диффузных процессов, связанных с доставкой субстрата к активному центру фермента. С этой целью органическая часть гибридного материала удалялась окислительной деструкцией, а кремнеземная составляющая после отмывки и сушки исследовалась структурно-сорбционным методом. Синтезированные композиты подвергались мягкому окислению смесью HNO₃(к): H₂O₂ (к) =1:1. Измерение пористой структуры осуществлялось, исходя из низкотемпературной адсорбции-десорбции азота на приборе Kelvin 1042. Полученные данные о кремнеземных составляющих показало близость их строения, что позволило сделать вывод о том, что на активность иммобилизованного фермента оказывает определяющее влияние природа органического полимера.

В настоящей работе мы осуществили попытку охарактеризовать полученные системы, исходя из реологических свойств композиций в момент смешения компонентов (напряжение сдвига и вязкости при одинаковых скоростях сдвига) и морфологии композитных материалов по данным СЭМ.

Отметим результаты, полученные при использовании в качестве полимерных оболочек желатина и поливинилового спирта с близкими значениями степеней полимеризации. Для желатина наблюдались более высокие значения величин вязкости при одинаковых скоростях сдвига, с одновременно большей активностью иммобилизованного фермента по сравнению с поливиниловым спиртом. С нашей точки зрения, такое различие в вязкостных характеристиках между двумя системами «кремнезем-желатин» и «кремнезем - поливиниловый спирт» может быть связано с интенсивностью взаимодействия функциональных групп полимеров с поверхностью кремнезема. По-видимому, участие amino - и карбоксильных групп (желатин) является более существенным, по сравнению с гидроксильными группами (поливиниловый спирт). На активность иммобилизованного фермента может оказать влияние как сила

взаимодействия полимера с неорганической составляющей, при которой может возникать напряженная структура, благоприятствующая диффузным процессам, так и морфология самого композита, если имеются заметные различия. В данном случае микрофотографии СЭМ указывают на близкую морфологию образцов, полученных в присутствии желатина и поливинилового спирта. Таким образом, можно подытожить, что реологические свойства системы кремнезем-полимер, при создании композитов, обладающих ферментативной активностью, являются одним из показателей, позволяющих целенаправленно регулировать каталитические свойства системы.

СТРУКТУРА, МИКРОСТРУКТУРА, И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА BiFeO_3 , МОДИФИЦИРОВАННОГО ОКСИДНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ D-ЭЛЕМЕНТОВ (Ti, Nb, Mn, Co, Ni, Zn).

¹Садыков Х.А., ¹Вербенко И.А., ¹Шилкина Л.А., ¹Павленко А.В., ¹Резниченко Л.А.,
¹Дудкина С.И., ²Симошенко С. А., ²Константинов Г. М.

¹Россия, НИИ физики ЮФУ, ²ФТС Южное таможенное управление,
e-mail: ilich001@yandex.ru

Одним из наиболее интенсивно изучаемых оксидных соединений кислородно-октаэдрического типа является BiFeO_3 . В связи с известными технологическими трудностями получения и применения мультиферроиков на его основе [1], а также перспективностью использования в качестве стабилизирующих добавок ферромагнитных элементов, представляется актуальным установить закономерности влияния на структуру, микроструктуру и диэлектрические свойства BiFeO_3 оксидных соединений d-элементов: Ti, Nb, Mn, Co, Ni, Zn.

Все образцы получены твердофазным методом из оксидов квалификации не ниже «ч.д.а.». Температуры и время выдержек на этапах синтеза и спекания подбирали на серии проб с промежуточным рентгенографическим контролем фазового состава реагентов и продуктов реакций. Температуры и времена синтеза и спекания подбирались в интервале $T_{\text{синт.1,2}} = (750 \div 850)^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{синт.1}} = 10$ ч., $\tau_{\text{синт.2}} = (2 \div 5)$ ч; $T_{\text{сп.}} = (800 \div 950)^\circ\text{C}$, $\tau_{\text{сп.}} = (1 \div 2)$ ч.

На рис. 1 представлены микрофотографии сколов модифицированных (М) керамик (маркер-30 мкм). Рисунки расположены в соответствие увеличению радиуса модификатора (табл. 1).

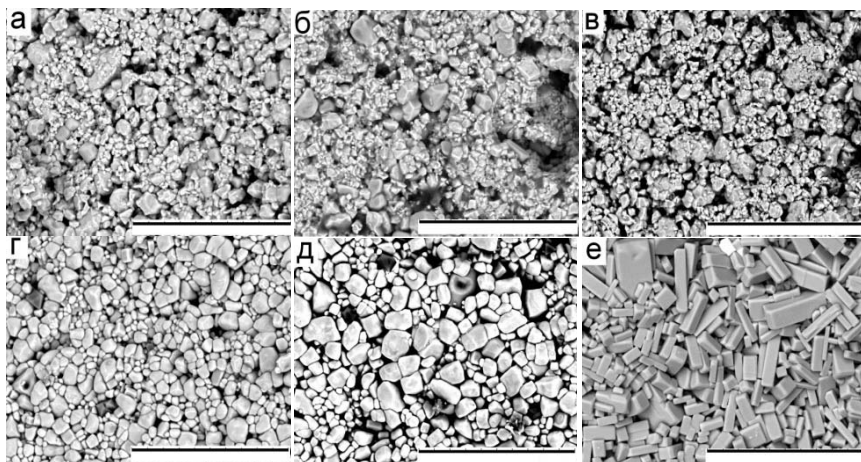


Рис.1. Микрофотографии сколов модифицированных керамик на основе феррита висмута (а - MnO_2 ; б - TiO_2 ; в - Nb_2O_5 ; г - NiO ; д - CoO ; е - ZnO).

Заметно, что с увеличением радиуса М-катионов от Mn к Ti размеры кристаллитов (зёрен) уменьшаются, а затем от Nb к Zn резко возрастают. Видно, что, если в случае

модифицирования соединениями высокозарядных ионов (MnO_2 ; TiO_2 ; Nb_2O_5) сколы керамики проходят как по границам, так и по зернам, то при введении оксидов NiO ; CoO ; ZnO сколы формируются исключительно по межзёренным границам.

Наблюдаемое, очевидно, свидетельствует о более полном встраивании высокозарядных малоразмерных ионов в структуру феррита висмута и, как следствие, более высокой прочности межзёренных границ. Крупные низзарядные элементы, по-видимому, частично не входят в структуру, образуя микропримеси на границах кристаллитов и ослабляя их спайность.

Основные характеристики М-элементов и оксидов. Таблица 1.

Оксид	Радиус М-иона, А	Электронная конфигурация	ЭО, ккал/г ат	К. ч., корд.	$T_{пл.}$ ($T_{возг.}$, $T_{разл.}$), °С
MnO_2	0,52	$Mn^{4+} (3s^2 3p^6) 4s^2 3d^1$	320	6, окт.	535 (разл.)
Nb_2O_5	0,56	$Nb^{5+} (4s^2 3d^{10} 4p^6) 5s^0 4d^0$	290	6, окт.	1520
TiO_2	0,64	$Ti^{4+} (3s^2 3p^6) 4s^0 3d^0$	270	6, окт.	1640 (разл.)
Fe_2O_3	0,67	$Fe^{3+} (3s^2 3p^6) 4s^0 3d^5$	245	6, окт.	1565
NiO	0,74	$Ni^{2+} (3s^2 3p^6) 4s^0 3d^8$	310	6, окт.	1950
CoO	0,78	$Co^{2+} (3s^2 3p^6) 4s^0 3d^7$?	4, тетр.	600
ZnO	0,83	$Zn^{2+} (3s^2 3p^6) 4s^0 3d^8$	320	4, тетр.	1800 (возг)

Диэлектрические характеристики исследованных керамик при 25 °С. Таблица 2.

М	ϵ/ϵ_0	$tg\delta$	М	ϵ/ϵ_0	$tg\delta$	Модификатор	ϵ/ϵ_0	$tg\delta$
-	533	0,21	CoO	161	0,51	MnO_2	78	0,21
ZnO	234	0,43	NiO	704	0,51	Nb_2O_5	239	0,45
Nb_2O_5	239	0,45						

При полном встраивании в решётку многозарядных элементов (Mn , Ti , Nb) с валентностью ($4+$, $5+$), превышающей валентность Fe^{3+} , реализуется следующая схема модифицирования: $ViFe_xMn(Ti)_xO_{3+x/2}$, $ViFe_{1-x}Nb_xO_{3+x}$ с избытком кислорода. Последний, следуя [2], может

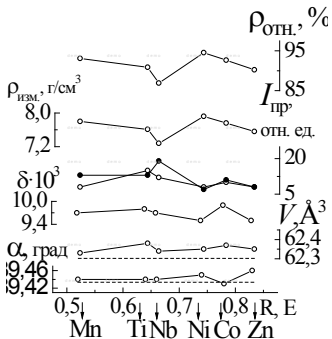


Рис. 2. Зависимости параметров α , V , δ , модифицированного $ViFeO_3$, интенсивностей I/I_0 $Bi_{25}Fe_{40}$ (\circ) и $Bi_2Fe_4O_9$ (\bullet), $\rho_{изм.}$ и $\rho_{отн.}$ от ионного радиуса модификатора. Пунктиром показаны α и V $ViFeO_3$.

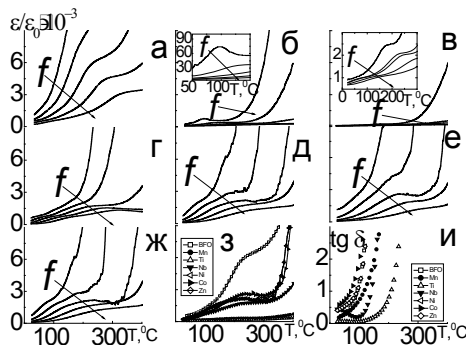


Рис.3. Диэлектрические спектры модифицированных керамик на основе феррита висмута (а – без М; б – MnO_2 ; в – TiO_2 ; г – Nb_2O_5 ; д – NiO ; е – CoO ; ж – ZnO).

распределяться в высокосимметричных междоузлиях, если степень нестехиометричности низкая. При высокой – избыток междоузельных анионов, упорядочиваясь, скапливается на определённых кристаллографических плоскостях, образуя кластеры Уиллиса различного типа (комбинаций разного соотношения вакансий и междоузлий), сращенные

когерентно с исходной матрицей. В обоих случаях структура ужесточается, с чем, по-видимому, и связано измельчение зёрненного ландшафта, снижение ϵ/ϵ_0 и $\text{tg}\delta$ (табл.2). Возрастание диэлектрических потерь в Nb-содержащих керамиках вдвое по сравнению с исходным значением в BiFeO_3 является следствием формирования вблизи 100°C некоей аномалии, отсутствующей в исходном феррите висмута. В случае М, включающих низкочередные крупные катионы, химическая формула приобретает анионодефицитный вид $\text{BiFe}_{1-x}\text{M}_x\text{O}_{3-x}\square_{2x}$ (М – Co^{2+} , Ni^{2+} , Zn^{2+} , \square - условное обозначение вакансии), в котором кислородные вакансии должны были бы сыграть стабилизирующую роль [3] со сниженными значениями ϵ/ϵ_0 и $\text{tg}\delta$. И если в случаях с Со и Zn ϵ/ϵ_0 действительно уменьшается, то в Ni-содержащих соединениях она возрастает, а $\text{tg}\delta$ увеличивается в $(2,0 \div 2,5)$ раза во всех случаях (табл.2). Наблюдаемое может быть следствием неполного встраивания крупных ионов и кристаллохимической специфики Ni^{2+} [3], а также формирования вблизи 100°C аномалий на зависимостях $\epsilon/\epsilon_0(\text{T})$ и $\text{tg}\delta(\text{T})$ (рис. 3). Существенные отличия микроструктуры BiFeO_3 , модифицированного ZnO (правильная, сильно анизотропная форма кристаллитов), вероятно, могут быть связаны с направленным ростом зёрен вследствие введения Zn^{2+} в тетраэдрические пустоты вдоль направлений кристаллографического сдвига [2]. На рис.2 показаны зависимости от ионного радиуса модификатора: углового параметра α , объёма, V , однородного параметра деформации $\delta = \cos\alpha$, ромбоэдрической ячейки феррита висмута, относительных интенсивностей сильных линий, I/I_1 , $\text{Bi}_{25}\text{FeO}_{40}$ и $\text{Bi}_2\text{Fe}_4\text{O}_9$, измеренной, $\rho_{\text{изм}}$, и относительной, $\rho_{\text{отн}}$, плотностей керамических образцов. Видно, что все характеристики с ростом R ведут себя немонотонно. Наибольшее количество примесных фаз, минимальные скачок V наблюдаются при модифицировании Nb_2O_5 . Минимальное количество примесных и максимальная плотность соответствуют введению NiO. Несмотря на малые, не превышающие ошибки измерений, изменения параметров ячейки, можно заметить, что при модифицировании 4-х валентными ионами укладывается постоянным, а 2-х валентными – изменяется скачкообразно и достигает наибольшей величины, приближаясь к 90° -градусной при модифицировании ZnO, что, вероятно, также способствует формированию более правильной формы кристаллитов.

Результаты, полученные в данной работе, необходимо учитывать при разработке новых мультиферроидных материалов для применений в спинтронике.

Список литературы.

1. Разумовская О.Н., Вербенко И.А., Андрушин К.П., Павелко А.А., Резниченко Л.А. // Сб. мат. VII Межд. науч.-тех. конф. INTERMATIC – 2009. М. С. 155-160.
2. Рао, Ч.Н.Р., Гопалакришнан Дж. Новые направления в химии твёрдого тела (структура, синтез, свойства, реакционная способность и дизайн материалов). // Новосибирск: Наука. 1990. – 520 с.
3. Фесенко Е.Г., Данцигер А.Я., Разумовская О.Н. Новые пьезокерамические материалы. // Ростов-на-Дону: Изд-во РГУ. 1983. - 160 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Al-Cu-Fe

Самошина М.Е., Брянцев П.Ю.

Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСЦС»,
samoshina@list.ru

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF QUASICRYSTALLINE ALLOY Al-Cu-Fe

Samoshina M.E., Bryantsev P.Yu.

The microstructure and phase composition of alloy Al - 40 wt.% Cu - 17 wt.% Fe in as-cast state and after heat treatment were investigated. The presence of quasicrystalline phase $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ which coexists with crystalline phases in as-cast condition is found. The effect of cooling rate from annealing temperature on the microstructure of the quasicrystalline phase was investigated. After slow cooling, i.e. in more equilibrium conditions, the quasicrystalline phase $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ is transformed into quasicrystalline phase $\text{Al}_{13}\text{Cu}_4\text{Fe}_3$ with more complicated lattice.

Квазикристаллы представляют собой твердые тела с упорядоченным строением, обладающие запрещенной в кристаллографии симметрией и непериодическим трансляционным порядком. В последние годы в мире наблюдается большой интерес к изучению квазикристаллов, их строения, свойств и возможных областей применения. Особый интерес вызывают квазикристаллические фазы Al-Cu-Fe, в первую очередь из-за доступности легирующих элементов. Икосаэдрические квазикристаллы Al-Cu-Fe благодаря необычному внутреннему строению обладают рядом перспективных свойств: высокая прочность, износостойкость, низкий коэффициент трения и др. Поэтому квазикристаллы Al-Cu-Fe рассматриваются как возможный материал для создания износостойких порошковых покрытий и в качестве частиц-упрочнителей дисперсно-упрочненных композиционных материалов.

В данной работе использован метод получения квазикристаллов путем плавки и литья в воздушной атмосфере массивных отливок и последующей термообработки. Исследованы структура и фазовый состав сплавов, как в литом состоянии, так и после термообработки.

В работе отливки сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe (Al – 25 ат.% Cu – 12,5 ат.% Fe) размером 200x30x15 мм были получены литьем в графитовую изложницу с температуры 1250 °С. Исходным материалом были алюминий (99,99 % чистоты), медь (99,90 % чистоты) и железо (99,90 %). Плавку вели в печи Nabertherm TOP45 в графито-шамотном тигле в воздушной атмосфере.

Дифрактометрический анализ проводили на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE фирмы Bruker (Германия) с использованием монохроматора на дифрагированном пучке и характеристического излучения $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda=0,154178$ нм).

На рисунке 1 показаны дифрактограммы порошка сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe в литом состоянии, снятые с вращением и без вращения. Дифрактограмма, снятая с вращением, показывает, что с увеличением угла θ уровень фона растет, и линии дифрактограммы размываются. Это говорит о большом уровне микронапряжений в исследуемом образце. На дифрактограмме присутствуют основные отражения от двух фаз: квазикристаллической икосаэдрической $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ и кубической Al (Cu,Fe), а также небольшие пики от моноклинной фазы $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$.

Отжиг исходного сплава при температуре 750 °С в течение 5 ч приводит к полному растворению фазы $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. Увеличение времени выдержки до 15 ч приводит к частичному растворению фазы Al (Cu,Fe), однако формирования однофазной квазикристаллической структуры не происходит.

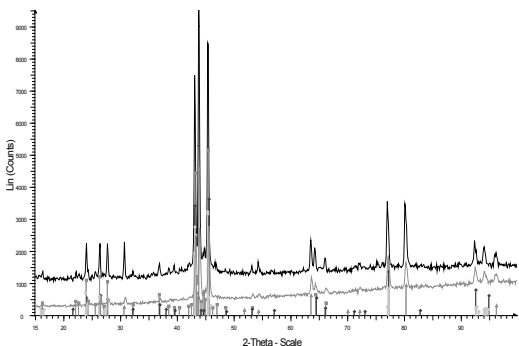


Рис. 1. Дифрактограммы порошка сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe в литом состоянии

сравнении с фазой $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$, в частности появляется ярко выраженный пик при $43,2^\circ$. При этом основные пики для обеих фаз совпадают (при углах $\theta=43,0$ и $45,3$). Это можно объяснить тем, что существует некий кристаллический модуль, который одинаков для обеих фаз, но трансляция этого кристаллического модуля различны. При медленном охлаждении, т.е. в более равновесных условиях, формируется фаза $\text{Al}_{13}\text{Cu}_4\text{Fe}_3$, кристаллическая решетка более сложная.

Было исследовано влияние скорости охлаждения с температуры отжига на структуру квазикристаллической фазы. На рис. 2 показаны участки дифрактограмм с наиболее интенсивными линиями, снятые после отжига при 750 °С в течение 15 ч с охлаждением на воздухе и с печью. При медленном охлаждении с температуры отжига происходит трансформация квазикристаллической фазы $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{20}\text{Fe}_{15}$ в квазикристаллическую фазу другого состава $\text{Al}_{13}\text{Cu}_4\text{Fe}_3$. Дифрактограмма фазы $\text{Al}_{13}\text{Cu}_4\text{Fe}_3$ характеризуется большим количеством отражений в

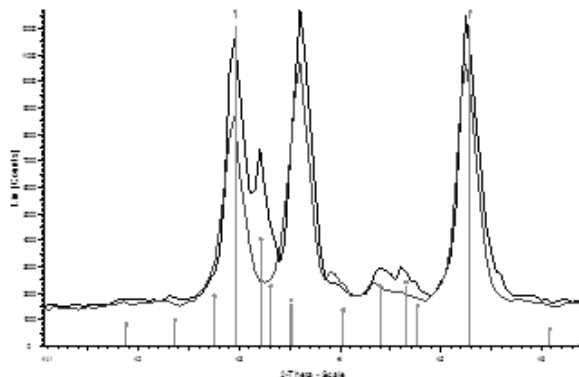


Рис. 2. Дифрактограммы порошка сплава Al – 40 масс.% Cu – 17 масс.% Fe после отжига при 750 °С в течение 15 ч с охлаждением на воздухе (синие линии) и с печью (черные линии)

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых – кандидатов наук МК-1691.2013.8.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ПОЛИИМИДНОЙ ПЛЕНКИ ПМА В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4.2-350 К

Семеренко Ю.А., Кириченко Г.И., Солдатов В.П.

Украина, ФТИИТ им. Б.И. Веркина НАНУ, semerenko@ilt.kharkov.ua

THE TEMPERATURE DEPENDENCE OF THE ELASTICITY MODULUS OF THE POLYIMIDE FILM PMA (KAPTON) IN THE TEMPERATURE RANGE 4.2-350 K

Semerenko Yu.A., Kirichenko G.I., Soldatov V.P.

In the temperature range 4.2-350 K for the first time was studied the temperature dependence of the quasi-static and dynamic Young's modulus of the polyimide film PMA (Kapton).

В области температур 4.2-350 К впервые изучены температурные зависимости динамического $E_D(T)$ и квазистатического $E_S(T)$ модулей Юнга промышленной полиимидной пленки марки ПМА.

Полиимидная пленка ПМА (зарубежные аналоги Kapton HN, Apikal HN) разработана фирмой DuPont, изготавливается путем поликонденсации PMDA и ODA в сильных полярных растворителях с последующим поливом на формирующую поверхность и термоимидизацией при высоких температурах [1].

Полиимидная пленка ПМА имеет отличные физические, химические и электрические характеристики, устойчива к радиации, космической среде, растворителям, перепадам температур, стабильна в широком диапазоне температур от 4.2 до 700 К [2]. Она применяется в качестве высокотемпературной изоляции в электротехнике; благодаря более низкому удельному весу, чем у других диэлектриков применяется в качестве изоляции бортовых проводов и кабелей для авиации и космонавтики. Полиимидная пленка хорошо металлизруется благодаря чему широко используется в качестве подложки для гибких печатных плат. Полиимид имеет высокий коэффициент пропускания для рентгеновских лучей и обладает большой устойчивостью к ним, благодаря чему широко используется в качестве материала для изготовления "окон" (вместо бериллия) в приборах с рентгеновскими источниками и рентгеновских детекторах. Хорошая теплопроводность, механическая и термическая стабильность вместе с хорошими диэлектрическими качествами и доступностью в виде тонких листов делают его одним из основных материалов в криогенной технике. Полиимид широко используется в качестве изолятора в сверхвысоком вакууме.

В работе изучены образцы пленки толщиной 80 мкм. Температурные зависимости $E_D(T)$ и $E_S(T)$ были получены двумя различными методами: динамическим и квазистатическим.

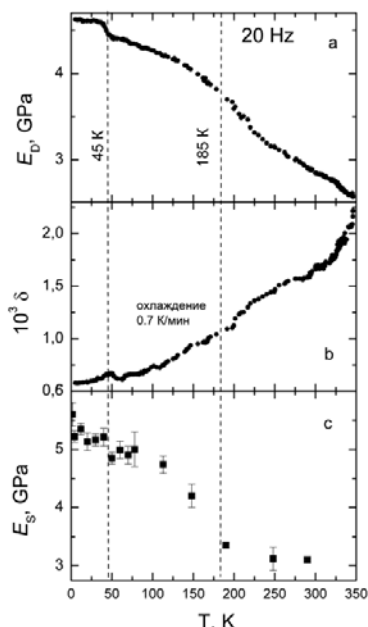


Рис. 1 Температурные зависимости динамического модуля Юнга $E_D(T)$ (рис. 1а) и логарифмического декремента затухания $\delta(T)$ (рис. 1б) пленки ПМА, а также статического модуля Юнга $E_S(T)$ (рис. 1с).

образца при температурах отличающихся от комнатной было использовано эмпирическое соотношение Баркера [4] справедливое для большинства стеклообразных линейных и шитых полимеров:

Экспериментальные данные для динамического $E_D(T)$ и квазистатического $E_S(T)$ модулей Юнга находятся в хорошем качественном и количественном соответствии. На температурной зависимости модуля упругости обнаружено две аномалии ("ступеньки") при 45 К и 185 К. "Ступеньке" модуля при 45 К соответствует хорошо выраженный пик акустического поглощения на температурной зависимости декремента колебаний $\delta(T)$.

Природа обнаруженных особенностей в настоящее время остается невыясненной.

1. С.В. Виноградова, Поликонденсационные процессы и полимеры. М.: Наука, 2000. - 373с.
2. А. А. Аскадский, Структура и свойства теплостойких полимеров, М. Химия, 1981. – 320с.
3. Ф.М. Морс, Колебания и звук, М.-П.: ГИТТЛ, 1949.
4. Barker R.E. Grüneisen numbers for polymeric solids. J. Appl. Phys., 38, № 11, 4234-4242 (1967).
5. М.В. Зиновьев, В.А. Коваль, Л.И. Денисенко, В.П. Солдатов. Проблемы прочности, №6, 92 (1972).

Температурная зависимость динамического $E_D(T)$ модуля Юнга измерена методом резонансной механической спектроскопии с электростатическим возбуждением консольно закрепленного образца на частоте изгибных колебаний 20 Гц в амплитудно-независимой области звуковой деформации $\varepsilon_0 \sim 10^{-7}$. Также измерена температурная зависимость логарифмического декремента колебаний $\delta(T)$. Для обеспечения электростатического возбуждения и регистрации колебаний на поверхность исследованных образцов напылялся тонкий (0.03 мкм) электропроводящий слой алюминия. В процессе акустических измерений температура измерялась с точностью 50 мК при помощи медь-константановой термопары, AsGa термометра и резистивного нагревателя. Скорость изменения температуры составляла ~ 0.7 К/мин. Используемый в работе метод неразрушающей механической спектроскопии сочетает высокую структурную чувствительность, избирательность и точность.

Значение динамического модуля упругости рассчитывалось по резонансной частоте колебаний образца f по формуле [3]:

$$E_D = \frac{12f^2 l^4 \rho}{(0.55966)^2 h^2} \quad (1)$$

где l , h - длина и толщина образца, соответственно; а ρ - его плотность.

Поскольку литературные данные для линейного коэффициента теплового расширения α полиимида в области температур 4.2-350 К отсутствуют, то для расчета линейных размеров

ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ ОТОЖЖЕННЫХ СПЛАВОВ С МОНОТЕКТОИДНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ: НИОБИЙ–ЦИРКОНИЙ, ЦИНК–АЛЮМИНИЙ

Скворцов А.И., Плюснин Е.С., Скворцов А.А.

Россия, Вятский государственный университет, ogenius@list.ru

DAMPING PROPERTIES AND HARDNESS OF ANNEALED MONOTEKTOIDNYM ALLOYS: NIOBIUM–ZIRCONIUM, ZINC–ALUMINIUM
Skvortsov A.I., Plyusnin E.S., Skvortsov A.A.

Investigated damping properties and hardness alloy Nb–Zr and Al–Zn after annealing. Comparative analysis of the dependence of internal friction and deformation parameters on the amplitude of oscillations for these alloys. Studied the ratio between the hardness, internal friction and deformation parameters for alloys Nb–Zr and Al–Zn.

Введение. Сплавы на основе Zn–Al с монотектоидным превращением известны своей высокой, повышенной в зависимости от состава демпфирующей способностью [1, 2].

Представляет интерес изучение демпфирующих свойств сплавов Nb–Zr, которые в интервале содержаний циркония 15,2–99,4 ат. % претерпевают также монотектоидное превращение. При этом следует отметить, что данные систематических исследований демпфирующих свойств сплавов Nb–Zr отсутствуют.

Наиболее существенные различия между сплавами Nb–Zr и Al–Zn следующие.

1. Если кристаллическая решетка Zn и Zr одинакова – ГПУ, то кристаллическая решетка Al – ГЦК, а Nb – ОЦК.

2. Температуры плавления, а, следовательно, температуры рекристаллизации Nb и Zr и их сплавов существенно более высокие по сравнению с Al и Zn и их сплавами.

3. Отличие атомных радиусов у Al и Zn составляет 3 %, а у Nb и Zr – 8 %.

Указанные различия предполагают различие физико-механических и, в частности, демпфирующих свойств этих сплавов.

Материал и методика исследований. Исследовали полученные из чистых шихтовых материалов сплавы Nb–Zr электронно-лучевой выплавки и Al–Zn, выплавленные в тигельной электропечи. Сплавы Nb–Zr подвергнуты ковке, а сплавы Al–Zn исследовались в литом состоянии. Все сплавы отжигались при температуре, на 25–50 °С превышающей температуру монотектоидного превращения: сплавы Nb–Zr – при 660 °С, сплавы Al–Zn – при 300 °С.

Изучали параметры амплитудной зависимости внутреннего трения и твердость. Амплитудную зависимость внутреннего трения определяли на крутильном маятнике ВятГУ. В качестве характеристики внутреннего трения взят логарифмический декремент $\delta = [\ln(A_i/A_{i+n})]/n$, где A – амплитуда крутильных колебаний, n – число циклов колебаний. Твердость определяли на приборе Виккерса.

Результаты и их обсуждение. Для сплавов Al–Zn характерна прямая связь твердости HV с параметром деформации γ_y , соответствующим пределу упругости при циклической деформации, и обратная связь упомянутых свойств с низкоамплитудным внутренним трением δ и тангенсом угла наклона амплитудной зависимости внутреннего трения $\Delta\delta/\Delta\gamma$ (по которому оценивают подвижность дислокаций) в области упругой деформации. На рис. 1 это показано для характеристик HV и $\Delta\delta/\Delta\gamma$.

Для сплавов Nb–Zr такие соответствия отсутствуют за исключением сплавов с небольшим содержанием Nb (около 8 % и меньше). На рис. 2 это показано для характеристик HV и $\Delta\delta/\Delta\gamma$.

Уровни зависимости твердости HV и параметра деформации γ_y от состава сплавов Nb–Zr превышают таковые по сравнению со сплавами Al–Zn. На рис. 1 и 2 это показано для характеристики HV.

Уровни низкоамплитудного внутреннего трения δ и тангенса угла наклона амплитудной зависимости внутреннего трения $\Delta\delta/\Delta\gamma$ выше у сплавов Al–Zn по сравнению со сплавами Nb–Zr. На рис. 1 и 2 это показано для характеристики $\Delta\delta/\Delta\gamma$.

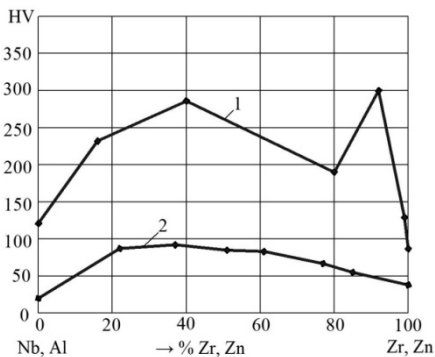


Рис. 1. Твердость HV отожженных металлов и сплавов Nb-Zr (1), Al-Zn (2)

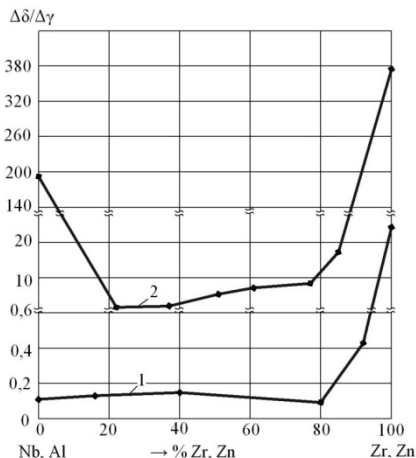


Рис. 2. Тангенс угла наклона амплитудной зависимости внутреннего трения $\Delta\delta/\Delta\gamma$ отожженных металлов и сплавов Nb-Zr (1), Al-Zn (2)

При анализе структурных причин изменения свойств в зависимости от состава исследуемых сплавов необходимо, в первую очередь, учитывать следующее. 1. Количество ГПУ фазы в сплаве, т.к. из экспериментальных результатов следует, что β (ГПУ) фазы в сплавах Al-Zn и Nb-Zr обладают повышенной подвижностью дефектов кристаллической структуры, повышенной метастабильностью по отношению к механической нагрузке. 2. Дисперсность монотектоида, компактность монотектоидных составляющих. 3. Вклад в свойства сплавов процессов выделения дисперсной β -фазы в α -фазе. Это относится, в основном, к сплавам, богатым Nb и Al.

Литература

1. Tagamai M., Ohtani T., Usami T. Effects of heat treatment, contents of Cu and Mg, and rolling reduction on the damping capacity and mechanical properties of Zn-Al alloy // J. Japan Institute Light Metals. 1988. V. 38. P. 107-113.

2. Сковрцов А. И., Кондратов В. М. Высокодемпфирующие технологичные сплавы на основе цинк-алюминий // Теория и практика технологии производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов / Труды 5-й Моск. межд. конф. М: Знание, 2008. С. 325-328.

ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ АМОРФНОЙ ПОЛИИМИДНОЙ ПЛЕНКИ ПМ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1,6 -300К

Солдатов В.П., Кириченко Г.И., Абраимов В.В.

Украина, ФТИИТ им. Б.И. Веркина НАНУ, kyrychenko@ilt.kharkov.ua

DEFORMATION AND DESTRUCTION OF THE AMORPHOUS POLYIMIDE FILM PM IN THE TEMPERATURE RANGE 1,6 - 300K

Soldatov V.P., Kirichenko G.I., Abraimov V.V.

In the temperature range 1.6-300 K was studied deformation of the amorphous polyimide film PM. In the temperature range 1.6-78K for the first time was obtain information about the behavior of the limit of elasticity, stress and deformation destruction of these films at tensile strain

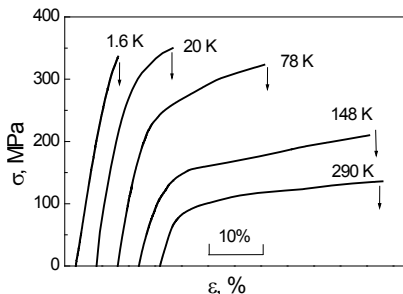


Рис.1. Кривые растяжения аморфной пленки ПМ при разных температурах

то же время из поля зрения исследователей практически полностью выпал весь низкотемпературный диапазон (особенно область гелиевых температур), приобретающий в современных условиях все возрастающую значимость. Достаточно отметить, что самая низкая температура, при которой измерены механические параметры ограниченного круга полимеров - температура жидкого азота [1]. Кроме прикладной важности, изучение механических свойств полимеров, охлажденных до экстремально низких температур, позволяет изучить фундаментальные закономерности поведения длинноцепочных макромолекул в конденсированном состоянии при температурах близких к абсолютному нулю. Такая информация в настоящее время отсутствует.

В данном сообщении нами приводятся результаты изучения механического поведения тонкой (80мкм) аморфной пленки ПМ, относящейся к полиимидной группе В по классификации [1]

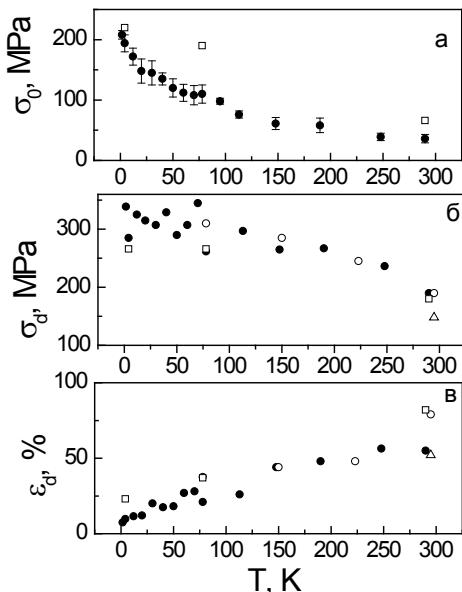


Рис.2. Температурные зависимости предела эластичности (а), напряжения (б) и деформации (в) разрушения.

Эти зависимости, а также ряд других полученных нами данных позволяют сформулировать следующие выводы:

Среди полимерных систем, успешно конкурирующих с классическими конструкционными материалами, выделяется класс термостойких ароматических полимеров, получивших название полиимидов. Благодаря уникальным физическим свойствам, в том числе и механическим, указанные полимеры нашли широкое применение в современной электронике, приборостроении, аэрокосмической и авиационной технике. Механические свойства полиимидов, определяющие их техническую ценность, достаточно детально изучены при комнатных, повышенных и умеренно низких температурах, то есть в тех температурных областях, где эти материалы чаще всего применяются [1-3]. В деформировании её растяжением в интервале температур 1,6 - 300К в режиме ступенчатого нагружения. После каждого догружения скорость ползучести менялась в пределах 10^{-2} - 10^{-6} с $^{-1}$, а средняя скорость деформации образцов на протяжении эксперимента колебалась в пределах 10^{-4} - 10^{-5} с $^{-1}$. Получена серия диаграмм растяжения с температурным шагом в 10К в интервале 1,6-78К и с шагом 30-50К в области температур 78-300К. Кроме того, определена температурная зависимость трех механических параметров пленки обычно анализируемых при оценке деформационной способности полимерных материалов: предела эластичности, напряжения и деформации разрушения. Графическое представление полученных результатов приведено на рис. 1 и 2. Причем на рис.1 выборочно показаны только несколько диаграмм растяжения пленки из указанного температурного интервала. Температурные зависимости предела пластичности, напряжения и деформации разрушения показаны на рис.2, где также приведены их значения полученные ранее другими авторами (○ - [1], Δ -[3], □ - [4]) при нескольких температурах, которые показывают хорошее совпадение с нашими результатами.

- аморфная пленка ПМ сохраняет достаточно высокую деформируемость вплоть до температуры 1,6К. Деформация разрушения образцов из этой пленки при температурах близких к абсолютному нулю колеблется в пределах 8-10%, что значительно выше аналогичной характеристики у большинства конструкционных кристаллических материалов;

- процесс разрушения аморфной пленки ПМ ниже 78К имеет атермический характер и скорее всего осуществляется путем разрыва слабых (Ван-дер-Ваальсовых) межмолекулярных связей под воздействием механической силы критической величины;

- при температурах выше 78К прочность аморфной полиимидной пленки ПМ уменьшается с ростом температуры, а её разрушение, по-видимому, облегчается флуктуациями, возникающими при тепловом движении атомов в полимерных молекулах;

- ступенчатое нагружение аморфной полиимидной пленки ПМ приводит к существенно меньшим деформациям разрушения, чем при растяжении её с постоянной скоростью [4]. Этот эффект необходимо учитывать при использовании тонких полиимидных пленок в инженерной практике.

1.М.И. Бессонов, М.М. Котон, В.В. Кудрявцев, Л.А.Лайус, Полиимиды - класс термостойких полимеров. Л."Наука", 1983,328с.

2. В.Р. Регель, А.И. Слущер, Э.Е. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. М. "Наука", 1974, 560с.

3. И.В. Гофман, И.В. Абалов, В.Е.Юдин, В.Г. Тиранов. ФТТ, **53**, вып7, 1433, (2011)

4. В.В. Абраимов, Н.Н. Агашкова, Л. Боне, И.В. Будняк, Н.И. Величко, А.В. Кревсун, В.И. Костенко, Ф. Лура, А.М. Маркус, Космічна наука і технологія, 1, №1, 57, (1995)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ БИОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ БИОГЕННОГО ГИДРОКСИАПАТИТА И МОНЕТИТА

Сыч Е.Е., Пинчук Н.Д., Евич Я.И.

*Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины
lena_sych@ukr.net*

EFFECT OF COMPOSITION ON FRACTURE MODE OF BIOMATERIALS BASED ON BIOGENIC HYDROXYAPATITE AND MONETITE Sych O., Pinchuk N., Evych Ya.

Bioceramics based on biogenic hydroxyapatite and monetite (25, 50 and 75 wt. % of monetite) was fabricated by sintering at 800 °C in air. Effect of composition on mechanical properties and fracture mode of bioceramics has been investigated. Fracture mode of prepared samples is fragile and did not depend on the composition. Compression strength increase from 32 up to 55 MPa with increasing of biogenic hydroxyapatite content that can be connected with phase composition of prepared materials.

Сегодня учёные совместно с врачами ведут активный поиск материалов для диагностики, лечения и замены костной ткани. Считается, что не только фазовый состав, но и морфология во многом определяют отклик организма на инородный материал. Одними из главных требований, которые предъявляют к материалам для замены костной ткани, являются механические свойства, которые должны быть близкими к прочности костной ткани, а также пористая структура, в частности открытая пористость, которая необходима для прорастания костной ткани и циркуляции жидкостей организма.

С точки зрения химического состава и пористой структуры идеальным для замены костной ткани является биогенный гидроксипатит (БГА), который сейчас получают из костей большого рогатого скота, ракушек моллюсков, каракатиц, морских кораллов и водорослей, эмали и дентина, яичной скорлупы. Однако недостатком гидроксипатита является его резистивность и невысокие прочностные свойства. Для регулирования уровня резистивности гидроксипатита в состав материалов на его основе вводят биорезорбирующие фазы. Наиболее изученными среди них являются трикальцийфосфат и биостеёкла различного состава. Использование пирофосфата кальция изучено мало, хотя пирофосфат-ионы являются основой многих препаратов для лечения остеопороза и сахарного диабета, а также играют важную роль в

регулировании многих важных биологических процессов. Пирофосфат-ионы присутствуют во многих тканях человеческого организма, но наибольшая их концентрация в остеобластах. Кроме того, пирофосфат кальция (ПФК) лучше стимулирует образование костных клеток, чем гидроксиапатит.

Поэтому целью данной работы было получить кальцийфосфатные материалы на основе ПФК и БГА, изучить его состав, пористую структуру и механические свойства.

В качестве источника пирофосфата кальция был использован гидроортофосфат кальция (монетит), полученный химическим методом осаждения. Образцы композитов с массовым содержанием БГА 25, 50 и 75 мас.% были получены методом одноосного прессования на гидравлическом прессе при давлении 100 МПа с последующим спеканием в муфельной печи при 800 °С.

Фазовый состав полученных материалов контролировался методом рентгенофазового анализа (РФА) с использованием рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 («Буревестник», Россия), оборудованного рентгеновской трубкой с медным анодом и графитовым монохроматором.

Механические испытания на одноосное сжатие были проведены с помощью универсальной машины Ceram test system.

Установлено, что структура пористости практически не зависит от соотношения исходных фаз в материале и составляет 38-41 %. При этом открытая пористость составляет более 97 % от общей.

Кроме того, установлено, что характер разрушения композитов является хрупким и не зависит от состава. Однако следует заметить, что макротрещина образуется не сразу, растрескивание происходит постепенно между отдельными частицами. При этом прочность на сжатие увеличивается от 32 до 55 МПа с увеличением количества БГА в составе композита, что может быть связано с фазовым составом полученных материалов.

РАЗРУШЕНИЕ НЕТКАНЫХ ВОЛОКОН ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЛАГИ И МИКРООРГАНИЗМОВ ПОЧВЫ

Тертышная Ю.В., Шибряева Л.С., Ольхов А.А.¹, Попов А.А.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, г. Москва, yersinia@bk.ru

Россия,¹Московский институт тонкой химической технологии им. М.В. Ломоносова, г. Москва

DEGRADATION OF POLY-3-HYDROXYBUTYRATE FIBER IN WATER AND SOIL

Tertyshnaya Yu.V., Shibryaeva L.S., Olkhov A.A., Popov A.A.

The samples of poly-3-hydroxybutyrate fibers were prepared by molding and investigated with respect to their degradation in soil after 90 days. The water absorption of the samples was determined. It was found that degradation depended from density of the films.

Как известно, влажность (вода) может играть важную роль в процессе старения полимерных материалов. Влага вступает в химическое взаимодействие с полимером, следствием которого является гидролитическое расщепление макромолекулы и связанное с этим изменение свойств изделия. В данной работе исследуется влияние влаги и микроорганизмов почвы на образцы из нетканого материала из поли-3-гидроксибутирата (ПГБ).

Поли-3-гидроксибутират является наиболее ярким представителем класса полигидроксиалканоев. Природный или натуральный ПГБ – это продукт микробиологического синтеза. Полимер аккумулируется некоторыми видами микроорганизмов (такими как *Acinetobacter*, *Alcaligenes*, *Azotobacter*, *Bacillus*, *Chlorogloea* и др.) в цитоплазме в виде сферических включений, находится в гранулах в подвижном аморфном состоянии и обычно составляет более 70% от их веса в сухом состоянии.

ПГБ представляет собой бесцветное полукристаллическое гидрофобное вещество - изотактический полиэфир с регулярными, повторяющимися единицами (C₄H₆O₂); с физико-механическими характеристиками, близкими к полипропилену.

Объектами исследования являлись образцы нетканого материала поли-3-гидроксипропиридата плотностью 0,12 и 0,21 г/см³ и пленка из поли-3-гидроксипропиридата плотностью 0,80 г/см³. Образцы были получены методом электроформования.

Для того, чтобы оценить сорбционную способность волокнистого материала, был проведен опыт по водопоглощению в холодной воде согласно ГОСТ 4650-80 при температуре $T=20\pm 2$ °С.

Определено, что нетканый материал отлично впитывает воду, максимальные значения для волокнистых образцов составляют 285 и 360%. Что касается тонкой пленки, плотностью 0,8 г/см³, то здесь результат гораздо меньше, что характерно для пленочных образцов ПГБ, потому что ПГБ – гидрофобный ПМ.

Следующим этапом работы было определение возможной деградации испытуемых образцов в почве. Характеристики почвы были таковыми: содержание азота 300-550 мг/кг, оксид фосфора 300-550 мг/кг, оксид калия 450-850 мг/кг, рН=6,2-6,5. Предварительно взвешенные образцы помещали в почву и выдерживали 90 суток при $T=20\pm 2$ °С. Влажность почвы поддерживалась в течение всего эксперимента и составляла 60 %.

Деградацию в почве оценивали весовым методом. Для этого образцы были извлечены из среды, отмыты, высушены и взвешены с точностью до 0,0001 г.

По истечению 45 суток образцы плотностью 0,12 и 0,21 г/см³ полностью деградировали в почве. Не было найдено даже фрагментов нетканого материала.

Образец с плотностью 0,80 г/см³ через 45 суток частично деструктурировал, а через 70 суток можно было наблюдать значительную деградацию материала, образование дыр и пожелтение. Через 90 суток остались лишь фрагменты образца.

Таким образом, данные по водопоглощению хорошо коррелируют с тестом по разложению в почве. Видно, что полимерный материал превосходно деградирует в почве: образцы нетканого материала плотностью 0,12 и 0,21 г/см³ полностью разложились за 45 суток, а для образца плотностью 0,8 г/см³ потеря массы после 3 месяцев биодegradации составила 80%.

ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИЕ ПОЛИМЕРНЫЕ ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ ПОЛИ-ТЕТРА (*p*-АМИНОФЕНИЛ) ПОРФИНА

Тесакова М.В., Парфенюк В.И.

Россия, Институт химии растворов им. Г. А. Крестова РАН, E-mail: mvt@isc-ras.ru

ELECTROCONDUCTING POLYMER FILMS BASED ON POLY-TETRA(*p*-AMINOPHENYL)PORPHIN

Tesakova M.V., Parfenyuk V.I.

Electropolymerization of tetrakis(*p*-aminophenyl)porphyrin was carry out by cyclic voltammetry from a solutions of dichloromethane. The studies of the electrochemical properties of tetrakis(*p*-aminophenyl)porphyrin and electropolymerization process were performed using the cyclic voltamperometry method. For tetrakis(*p*-aminophenyl)porphine in the range of positive potentials from 0.5 to 1 V the peak on anode branch of CVA is assigned to an irreversible oxidation. The electrooxidation process of the porphyrin results in formation of highly adherenced with the electrode porphyrin polymer film. The analysis of electronic absorption spectra showed that π -conjugated system of macroheterocycle is invariable during the electropolymerization process and the porphyrin chromophores in the polymer film do not interact. On the basis of IR spectroscopic studies it may be supposed that under the polarizing anodic potentials the polymerization of tetrakis(*p*-aminophenyl)porphyrin resulting in formation of digidrophenazin fragments occurs. The results obtained by differential scanning calorimetry showed that the film is partially crystalline high-molecular compound which slowly melts in wide temperature range.

Одним из наиболее активно развивающихся направлений в науке о материалах является исследование свойств органических соединений, которые используются во многих областях науки, техники и медицины [1, 2]. Органические материалы применяются в электронных и оптоэлектронных устройствах таких, как электрохромные элементы, солнечные батареи, органические светодиоды и органические тонкослойные транзисторы [3, 4]. В настоящее время большой интерес для научных исследований теоретического и прикладного

характера представляют порфирины [5]. Благодаря особенностям своей структуры, уникальным электронным, магнитным и оптическим свойствам, возможности функционализации периферии макрогетероцикла, склонности металлопорфиринов к экстраординации, а также способности многих порфиринов образовывать полимеры [6]. Одним из перспективных методов получения новых полимерных материалов является метод электрохимического осаждения на инертных электродах. Электрохимически полученные порфирин-полимерные пленки применяются в качестве катализаторов [7], светоизлучателей и рецепторов [8].

В настоящей работе представлены результаты исследования спектроскопических и физико-химических свойств электропроводящей пленки, полученной электроосаждением тетраakis(*para*-аминофенил)порфина ($H_2T(p-NH_2Ph)P$) в дихлорметане.

На рис. 1 представлена циклическая вольтамперограмма (ЦВА) для растворов $H_2T(p-NH_2Ph)P$ в дихлорметане. В области положительных потенциалов от 0 до 2 В на анодной ветви ЦВА (первый цикл) для $H_2T(p-NH_2Ph)P$ наблюдаются два минимума, соответствующие необратимым окислительным процессам. В этом интервале потенциалов в процессе электроокисления $H_2T(p-NH_2Ph)P$ на электроде образуется плотно сцепленная оптически прозрачная и прочная пленка

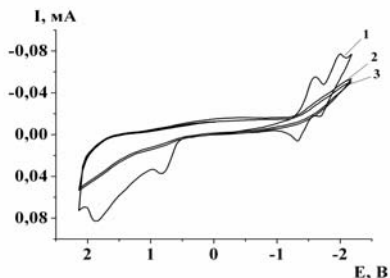


Рис. 1. ЦВА раствора $H_2T(p-NH_2Ph)P$ в дихлорметане при скорости развертки потенциала 20 мВ/с: 1- первый цикл, 2 – второй цикл. 3 – третий цикл.

поли- $H_2T(p-NH_2Ph)P$, не растворимая в органических растворителях: дихлорметане, этаноле, ацетоне, ацетонитриле, диметилформамиде и минеральных кислотах, которая растет с увеличением числа циклов. При многократном циклировании пики на ЦВА пропадают, начиная со второго цикла (рис. 1), что связано с пассивацией поверхности электрода пленкой поли- $H_2T(p-NH_2Ph)P$.

В области отрицательных потенциалов для $H_2T(p-NH_2Ph)P$ наблюдаются две пары максимумов (рис. 1, первый цикл), соответствующие восстановлению мономеров порфирина в растворе с образованием $-$ анион радикала и дианиона:

Мы полагаем, что электрополимеризация $H_2T(p-NH_2Ph)P$ в

дихлорметане происходит подобно указанному процессу для простых ароматических соединений, имеющих функциональные группы в бензольном кольце, например анилина или фенола. Для установления характера полимеризации и определения химического состава пленки были получены электронные спектры поглощения и ИК-спектры исследуемых соединений (рис. 2, 3). Электронные спектры поглощения растворов $H_2T(p-NH_2Ph)P$ в дихлорметане и полипорфириновой пленки на платиновом электроде записывали в диапазоне 350-900 нм с помощью спектрофотометра Avantes AvaSpec-2048-2 (Нидерланды), снабженного оптоволоконным оптическим зондом. ИК-спектрометрические измерения исследуемых соединений были получены на спектрометре Bruker Vertex 80 в области $4500-350\text{ см}^{-1}$ с разрешением $0,1\text{ см}^{-1}$ в таблетках спектрально чистого КВг. В электронном спектре поглощения поли-порфириновой пленки присутствует полоса поглощения при 428 нм, совпадающая с полосой Sore, характерной для молекулярной формы мономера в рабочем растворе (рис. 2). Это обстоятельство указывает на то, что в процессе электроокисления не затрагивается порфириновая платформа тетраakis(*para*-аминофенил)порфина, а порфириновые хромофоры в поли-порфирине не взаимодействуют.

Анализ электронных спектров поглощения и ИК-спектров позволяет предположить, что в процессе электроокисления происходит полимеризация тетраakis(*para*-аминофенил)порфина с участием дигидрофеназиновых фрагментов. Образование электроосажденной пленки можно отнести к полимеризации, подобной образованию полианилина, где катион-радикалы аминокзамещенного порфирина соединяются друг с другом через amino-группы.

Морфологию поверхности поли-порфириновой пленки, осажденной на электроде, изучали с использованием атомно-силовой микроскопии (АСМ). Осажденная пленка обладает

достаточно однородной поверхностью с равномерным распределением глобул полимера. Микронеровности поверхности составляют около 100 нм. Для изучения структурных изменений, протекающих в полученном соединении при нагреве, осажденную на электроде пленку исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

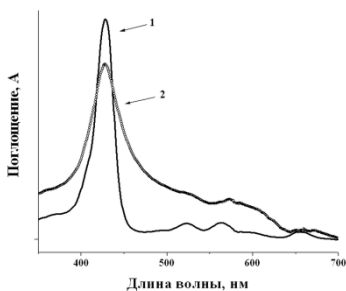


Рис. 2. Электронные спектры поглощения раствора $H_2T(p-NH_2Ph)P$ в дихлорметане и поли-порфириновой пленки на поверхности платинового электрода (2).

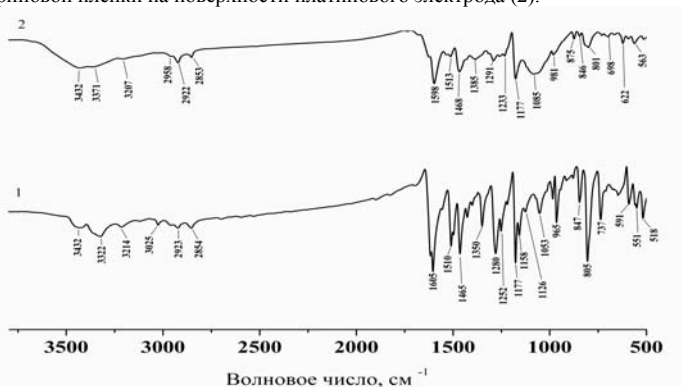


Рис. 3. ИК-спектры исходного $H_2T(p-NH_2Ph)P$ - 1 и поли- $H_2T(p-NH_2Ph)P$, электроосажденного на электроде из раствора дихлорметана - 2.

Пленка, осажденная на электроде, термоустойчива при нагревании до 200 °C. Вид эндотермы осажденного на электроде соединения характерен для частично кристаллических полимеров. Теплота, необходимая для плавления имеющихся в образце кристаллитов в 1,4 раза больше, чем для полиолефинов.

1. Quintino M.M., Winnischofer H., Nakamura M., Araki K., Toma H.E., Angnes L. // *Anal. Chim. Acta.* 2005. V. 539. P. 215.
2. Bettelheim A., Soifer L., Korin E. // *J. Power Sources.* 2003. V. 130. P. 158.
3. Thelakkat M. // *Macromol. Mater. Eng.* 2002. V. 287. P. 442.
4. Zhou Y.-H., Zhang F., Tvingstedt K., Barrau S., Li F., Tian W., Inganäs O. // *App. Phys. Lett.* 2008. V. 92. P. 233308.
5. Тарасевич М.Р., Радюшкина К.А., Жутаева Г.В. // *Электрохимия.* 2004. Т. 40. №11. С. 1369.
6. Агеева Т.А., Сырбу С.А., Койфман О.И. // *Макрогетероциклы.* 2009. Т. 2. №2. С. 139.
7. Elbaz L., Korin E., Soifer L., Bettelheim A. // *J. Phys. Chem. Lett.* 2010. V. 1. P. 398.
8. Chen J., Burrell A.K., Campbell W.M., et al. // *Electrochim. Acta.* 2004. V. 49. P. 329.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СПЕКАНИЯ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ГИДРОКСИАПАТИТНОЙ КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ МИКРОВОЛНОВОГО СПЕКАНИЯ

Товстонаг А.Б., Сыч Е.Е.¹, Еввч Я.И.¹, Скороход В.В.¹

Украина, Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», ADemida@i.ua

¹Украина, Киев, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины

EFFECT OF SINTERING TEMPERATURE ON FRACTURE MODE OF HYDROXYAPATITE CERAMICS PREPARED BY MICROWAVE SINTERING

Tovstono H., Sych O., Yevych Ya., Skorokhod V.

Effect of microwave sintering temperature on mechanical properties and fracture mode of ceramics based on biogenic hydroxyapatite has been investigated. It was established that porosity of prepared samples decreased from 40.7 down to 34.6% with increasing the sintering temperature from 800 up to 1100 °C. Fracture mode of prepared samples is fragile and did not depend on the sintering temperature. Compression strength correlates with the porosity and is 26-46 MPa.

Природная кость – сложный по составу и строению композит, свойства которого зависят от множества факторов. Для материалов, используемых в медицинской практике для лечения дефектов кости различного происхождения, одними из самых важных показателей являются пористость и прочность. Открытая пористость имплантата должна быть достаточной для обеспечения беспрепятственного проникновения в него жидкостей рабочей среды, что является залогом быстрого и качественного сращения имплантата и природной кости и скорейшего восстановления пациента. В то же время, пористый имплантат должен иметь достаточную прочность, максимально близкую к показателям прочности природной кости. Стремления получить образцы с высокой пористостью и прочностью – антагонистичны, поэтому важно найти баланс, при котором оба эти показателя будут оптимальными для применения в медицине.

В данной работе был использован биогенный гидроксиапатит с размером фракции менее 160 мкм. Методом двустороннего прессования на гидравлическом прессе с давлением 200 МПа была изготовлена партия образцов цилиндрической формы. Полученные образцы были спечены в высокотемпературной микроволновой муфельной печи с частотой 2,14 МГц при 800, 900, 1000 и 1100°C с выдержкой в течении 15 минут.

Полученные образцы исследовались методами сканирующей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа, определялись объемная усадка и потеря массы при спекании, их пористость и прочность на сжатие. Проведены исследования *in vitro*.

Пористость полученных образцов уменьшалась с повышением температуры спекания от 40,7 до 34,6%, из которых открытая пористость составляла более 95%. Такие показатели пористости являются достаточными для применения таких имплантатов в медицинских целях. При повышении температуры спекания прочность возрастает с 26 до 46 МПа (рис. 1), что коррелирует с пористостью материала, и является близкой к значениям прочности природной губчатой кости.

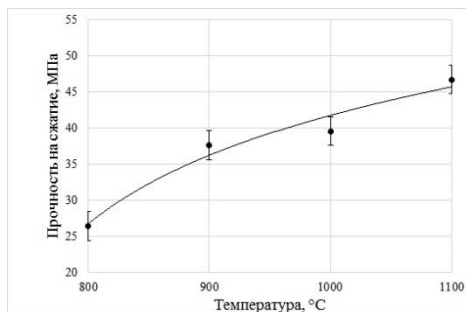


Рисунок 1. Зависимость прочности на сжатие гидроксипапатитной керамики, полученной методом микроволнового спекания, от температуры спекания

Кроме того, установлено, что характер разрушения керамики не зависит от температуры спекания и является хрупким, макротрещина образуется сразу после достижения максимального напряжения (рис. 2).

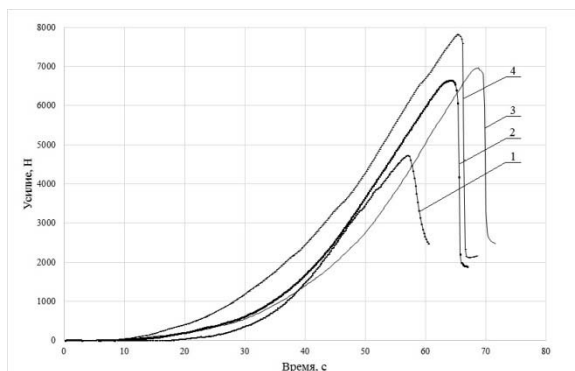


Рисунок 2. Кривые разрушения сжатие гидроксипатитной керамики, полученной методом микроволнового спекания, в зависимости от температуры спекания

Таким образом, варьируя температуру процесса спекания, можно получать материал с необходимым набором свойств, а приемлемые значения пористости и прочности для гидроксипатитной керамики можно получить уже при 900-1000°C.

КЕРАМИКА ИЗ МЕДЬ- И ЦИНКЗАМЕЩЕННОГО ТРИКАЛЬЦИЙФОСФАТА ДЛЯ ОСТЕОПЛАСТИКИ

Фадеева И.В., Баринов С.М., Комлев В.С., Филиппов Я.Ю., Шворнева Л.И.,
Тютюкова Ю.Б.

*Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова
Российской академии наук, fadееva_inna@mail.ru*

CERAMICS OF COPPER AND ZINC-SUBSTITUTED TRICALCIUM PHOSPHATE FOR OSTEOPLASTIES

Fadeeva I.V., Barinov S.M., Komlev V.S., Fillipov Ya.Yu., Shvorneva L.I., Tyutkova Yu.B.

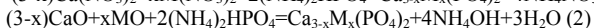
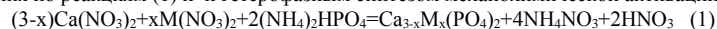
Zn (ZnTCP) and Cu (CuTCP) substituted tricalcium phosphates (up to 10%) were synthesized by precipitation method as well as mechano-chemical activation. ZnTCP ceramics strength increases when sintering temperature grows up from 950 to 1100 °C and is 30-35 MPa at porosity value 15-20%. Zn content doesn't influence the ceramic strength. CuTCP ceramics strength is more than 3 times higher in comparing with ZnTCP – about 75 MPa.

Одним из важных направлений современного неорганического материаловедения является разработка биоматериалов на основе фосфатов кальция. В настоящее время на первый план вышел так называемый регенерационный подход при лечении костных дефектов, в рамках которого биоматериал замещается нативной костной тканью. При этом материал является источником необходимых для построения костной ткани элементов. Регенерационный подход требует от современных биоматериалов контролируемой кинетики биодеградации в организме, сравнимой со скоростью образования новой костной ткани. Одним из ФК, применяющимися в настоящее время в медицине, является трикальцийфосфат (ТКФ) [1], однако скорость его биодеградации недостаточно высока.

Одним из известных способов повышения последней для ТКФ является модифицирование посредством замещения кальция катионами других металлов. Так, введение в

состав ТКФ ионов цинка и меди улучшает не только механические, но и медико-биологические характеристики [2].

Получение медь- и цинкзамещенных трикальцийфосфатов осуществляли методами осаждения по реакциям (1) и гетерофазным синтезом механохимической активации(2):



Механическую активацию проводили корундовыми шарами в тефлоновых барабанах в планетарной мельнице.

РФА полученных соединений проводили на дифрактометре Shimadzu в интервале 20-80 град. по шкале 2θ. Во всех случаях порошки имели структуру ТКФ.

Микроструктуру порошков и керамики изучали с помощью сканирующего электронного микроскопа “LEO 1420”. Введение катионов Zn и Cu в структуру ТКФ приводит к уменьшению размера частиц до 50-100 нм, что связано с увеличением дефектности кристаллической решетки. Керамические образцы в форме балочек спекали при T=950, 1050 и 1100°C в течение 1 часа. Скорость нагрева составляла 5 град/мин.

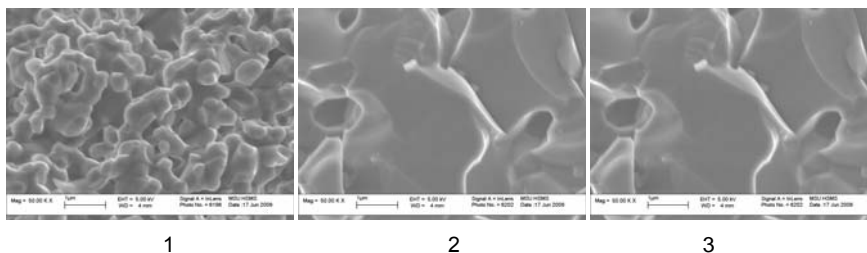


Рис. 1. Микроструктура керамики: температура спекания 1100°C; 1 – ТКФ, 2- цинк-замещенный ТКФ; 3 – медь-замещенный ТКФ

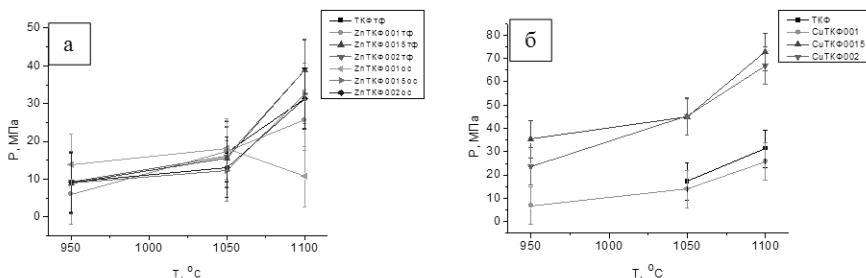


Рис. 2. Механическая прочность керамических образцов, полученных из Zn-замещенного (а) и Cu-замещенного (б) ТКФ.

Пористость образцов зависела от способа получения порошков и уменьшалась по мере возрастания температуры спекания (рис. 1) и степени замещения. Кроме того, было обнаружено, что образцы, полученные методом осаждения, спекались более эффективно, чем те, которые были получены гетерофазным методом.

Механическую прочность измеряли на машине “Instron 5581” методом трехточечного изгиба.

Повышение температуры термической обработки приводит к уменьшению пористости, что сопровождается увеличением механической прочности (рис. 2).

Как видно из рис. 2., увеличение температуры спекания приводит к образованию более крупнокристаллической керамики. Использование в качестве прекурсоров Zn-замещенного ТКФ позволяет получить менее пористую керамику с большим размером зерна. Прекурсоры,

полученные методом осаждения, спекаются более эффективно при прочих одинаковых условиях.

Таким образом, из проделанной работы можно сделать следующие выводы:

1) Синтезированы порошки ТКФ с замещением в катионной подрешетке до 10 % Zn и Cu методом осаждения и гетерофазным методом. Установлено, что использование метода осаждения приводит к образованию более мелкодисперсного порошка, чем в случае использования гетерофазного метода. Введение катионов- заместителей также приводит к уменьшению размера частиц.

2) Прочность цинксодержащей ТКФ керамики возрастает с увеличением температуры спекания от 950 до 1100 °С и составляет 30-35 МПа, при этом пористость снижается до 15-20%; зависимости порчности от содержания цинка не выявлено.

3) Прочность медьсодержащей керамики выше по сравнению с цинксодержащей ТКФ керамикой и достигает 65-70 МПа при температуре 1100°С. При увеличении содержания меди от до прочность возрастает более чем в три раза – от 20 до 75 МПа.

Литература.

1. Баринов С.М., Комлев В.С. Биокерамика на основе фосфатов кальция. // М.: Наука, 2005. 204 с.
2. Bettger WJ, O'dell BL. Physiological roles of zinc in the plasma membrane of mammalian cells. J. Nutr 1993;4:194–207.

Работа выполнена при поддержке Соглашения № 8299 в рамках реализации федеральной целевой программы «Научные и научно- педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 гг.

МИНЕРАЛЬНЫЕ ВЕЩЕСТВА ДЛЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПРОДУКТОВ ПИТАНИЯ

Фолманис Г.Э., Коваленко Л.В.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, folm@imet.ac.ru

MINERAL SUBSTANCES FOR FUNCTIONAL FOOD Folmanis G. E. Kovalenko L.V.

New highly effective mineral substances, including iron and the selenium suitable for production of raw materials of functional food are offered and toxic properties are investigated also.

Использование в сельскохозяйственном производстве ядов, пестицидов и антибиотиков, применение в пищевой промышленности консервантов, привело к значительному изменению свойств продуктов питания. С конца XX века в Японии, а затем и во всем мире, стали разрабатываться функциональные продукты питания. Ими называют продукты, обогащенные витаминами, минералами, и другими ценными пищевыми веществами, приобретающие свойства благоприятно влиять на различные функции организма. Необходимость расширения ассортимента и увеличения объемов производства обогащенных продуктов питания предусмотрено основными направлениями Национальной концепции «Политика здорового питания в России», утвержденной Правительством РФ. Важная роль в функциональных продуктах отводится минеральным веществам: железу, селену, кальцию, магнию, калию, йоду и кремнию.

Нами разработаны способы синтеза неорганических наноразмерных материалов, позволяющие получать как дисперсные минеральные вещества, так и их коллоидные растворы. Так, низкотемпературным водородным восстановлением гидроксида железа получены наноразмерные порошки железа [1], а методом лазерной абляции приготовлены коллоидные растворы селена, цинка, кремния и никеля. На сайте отраслевого портала «WebPitceProm» железо, селен и цинк отнесены к эссенциальным микроэлементам, а кремний и никель – к условно эссенциальным.

Токсикологическими исследованиями установлено, что наноразмерное железо, согласно ГОСТ

12.1.007-76, относится к 4 классу токсичности - малоопасное вещество с полудетальной дозой ($ДЛ_{50}$) более 10000 мг/кг, т.е. является безвредным препаратом и может применяться без ограничений. В настоящее время изучена токсичность наноразмерного железа, определен механизм его действия, дозирования, пути введения и эффективность использования в кормлении сельскохозяйственных животных и птицы [2].

Недостаточно изучено комплексное влияние наноразмерных микроэлементов в системе растение-животное-человек. Мало изучено влияние наноразмерного железа на накопление биологически-активных соединений (БАС) в растениях и о влиянии этих растений на кровяную, иммунную и ферментную системы животных. В [3] исследовано влияние наноразмерного железа на накопление в растениях лапчатки гусиной и влиянии данных растений на физиологическое состояние животных и морфо-биохимические показатели их крови. Параллельно исследовалось воздействие железа на организм кроликов при непосредственном их введении в рацион. Показано, что обработка семян лапчатки гусиной наноразмерным железом увеличила накопление биологически активных соединений, в частности полисахаридов, в надземной части растений выше контроля. Введение в рацион кроликов опытной лапчатки гусиной способствовало повышению массы тела опытных животных выше контроля. Таким же образом действовало введение в рацион кроликов суспензии наноразмерного железа - масса тела увеличилась у опытных животных выше контроля. Таким образом, показана возможность как непосредственного введения в рацион новых препаратов, так и функционального корма в виде растений, семена которых были обработаны новым микроэлементом.

Основной функцией селена, как необходимого минерального вещества, является защита от оксидантного стресса. Повышение усвояемости, биологической доступности и эффективности селеносодержащих препаратов нового поколения достигается за счет его наноразмерного состояния. Исследуемый препарат вводили мышам в максимально допустимом для внутрижелудочного введения объеме - 1 мл, что соответствует суммарной дозе препарата 300 мг/кг. Наблюдение за мышами проводили в течение 14 суток. Учитывалось внешнее состояние мышей, особенности их поведения, интенсивность и характер двигательной активности, состояние волосяного и кожного покрова, используемые для оценки токсического эффекта. Регистрировались сроки развития интоксикации и гибели животных [4]. Полученные результаты позволяют заключить, что $ЛД_{50}$ коллоидного раствора селена составляет 1,11 мг/кг, что не противоречит данным литературы об уровне токсичности препаратов селена при внутрижелудочном введении. Известно, что селен и его соединения по своей биологической активности относятся к классу чрезвычайно токсичных соединений.

Ценным растительным сырьем для приготовления функциональных продуктов питания является топинамбур, отличающийся богатым составом микронутриентов. С применением водных коллоидных растворов разработан новый способ обогащения селеном растительного сырья. Одним из наиболее рациональных способов изготовления коллоидных растворов селена является его внедрение в водную среду путем инъекции под воздействием лазерного импульса большой мощности [5]. Исследовалось влияние водного коллоидного раствора селена на низкорослое растение топичесолнечник румынского сорта "Малыш". В опытах на одно растение расходовалось 250 мл препарата с концентрацией селена 9 мг/л. Препаратом в пять приемов обрабатывалась надземная часть растения. Было замечено, что коллоидный селен ярко проявляет антиоксидантные свойства, о чем свидетельствует значительное продление вегетационного периода опытных растений. После завершения вегетационного периода растение высушивалось и поступало на анализ. Методом атомно-эмиссионной спектроскопии с индукционной плазмой (АЭС с ИНП) исследовали минеральный состав сухого сырья. АЭС с ИНП представляет собой метод, позволяющий одновременно определять большой набор элементов разных концентраций с большой точностью. Для определения селена выбрали наиболее чувствительную аналитическую линию 196,026 нм с пределом обнаружения 1,5 ppb Se.

Внекорневая обработка растений селеносодержащим препаратом во время вегетационного периода способствует накоплению селена во всех частях растения. При этом селен преимущественно депонируется в листьях. Отношение содержания селена в корнях растения и листьев определяется сортом растения. По сравнению с литературными данными, в наших образцах топинамбура обнаружено значительно более высокое содержание железа.

Напрашивается вывод, что важным фактором выращивания сырья для приготовления функциональных продуктов питания является состояние почвы.

Проведена сравнительная оценка аккумуляции элементарного селена, селената и селенита натрия растениями рода луковичных при внекорневом его внесении. Выбор многолетних луков в качестве объектов исследования обогащения селеном с использованием различных химических форм минерального вещества определялся тем, что растения этого рода являются известными аккумуляторами селена, устойчивыми к крайне высоким концентрациям селена в окружающей среде. Это позволило исключить явление токсикоза растений. Осуществление внекорневого внесения минерального вещества позволило также исключить влияние почвенных микроорганизмов на усвоение селена растениями. В результате проведенных исследований установлена интенсивность аккумуляции и миграции селена природными аккумуляторами минерального вещества и показано снижение этих показателей в ряду: селенат натрия > коллоидный селен > селенит натрия.

Предложены новые высокоэффективные минеральные вещества, пригодные для производства сырья функциональных продуктов питания и исследованы и токсические свойства.

Литература

1. Коваленко Л.В., Фолманис Г.Э. Биологически активные нанопорошки железа. М.: Наука, 2006, 124 с.
2. Картамышева Н.В., Коровина В.В. Биопрепараты нового поколения с использованием наножелеза. // Материалы XV Международной научно-производственной конференции «Проблемы сельскохозяйственного производства на современном этапе и пути их решения», Белгород, из-во Белгородской ГСХА, 2011, с. 74.
3. Назарова А.А., Чурилов Г.И., Фолманис Г.Э., Коваленко Л.В., Иваницева Ю.Н., Полищук С.Д. Биологическая активность нанокристаллического железа при скормлении кроликам и обработке семян растений. // Кролиководство и звероводство, 2008, № 6, с. 8-11.
4. Картамышева Н.В., Коровина В.В. Параметры токсичности новой формы селена. // Материалы XV Международной научно-производственной конференции «Проблемы сельскохозяйственного производства на современном этапе и пути их решения», Белгород, из-во Белгородской ГСХА, 2011, с. 73.
5. Казилин Е.Е., Маркевич М.И., Подольцев А.С., Фолманис Г.Э., Коваленко Л.В., Иванов Л.И., Янушкевич В.А. Формирование коллоидного раствора селена в воде. // Перспективные материалы, 2006, № 3, с. 30 – 33.

ПОЛУЧЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОРАЗМЕРНОГО ГИДРОКСИАПАТИТА И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ЕГО ОСНОВЕ **Шевчук О.М., Чобит М.Р., Букартик Н.М., Огар Г.А., Токарев В.С.**

Украина, Национальный университет "Львовская политехника", oshevch@polymet.lviv.ua

OBTAINING MODIFIED NANOSIZED HYDROXYAPATITE AND COMPOSITE MATERIALS ON ITS BASIS

Shevchuk O.M., Chobit M.R., Bukartyk N.M., Ogar G.O., Tokarev V.S.

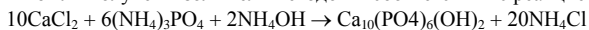
The work is devoted to the synthesis of hydroxyapatite nanoparticles with functional polymer shell and composite materials on their basis. The elaborated technique of bioceramics modification allows to form polymer compatibilizing layers of determined functionality and thickness that provides the enhancement of compatibility between mineral filler and polymer matrix of different nature and as a result obtaining composite materials with improved physico-mechanical properties.

Благодаря высокой биосовместимости и способности к взаимодействию с костными тканями дисперсный гидроксиапатит (ГА) привлекает значительное внимание как синтетический заменитель костных материалов в ортопедии и стоматологии. Однако, его использование ограничивается низкими механическими свойствами. Решением этой проблемы может быть использование композиционных материалов на основе ГА и полимеров (в т.ч. биоактивных полимеров). Проблема получения высоконаполненных композитов обусловлена плохой адгезией полимерной матрицы к поверхности частиц ГА, которая может вызывать расслоение на границе

раздела фаз и ухудшение механических свойств композита. Для повышения совместимости компонентов композитного материала используют модификацию поверхности частиц наполнителя полимерами, а также формирование тонких компатибилизирующих слоев на поверхности наполнителя путем привитой полимеризации, инициированной предварительно иммобилизованными инициаторами. Синтезированные нами функциональные олигопероксиды, содержащие в своей структуре пероксидные и другие функциональные группы, способны необратимо адсорбироваться на поверхности минеральных наполнителей и инициировать процессы привитой полимеризации.

Данная работа посвящена исследованию процессов получения модифицированных наночастиц (НЧ) ГА и формирования на их основе наполненных композиционных материалов.

В качестве модификаторов поверхности ГА были использованы функциональные пероксидсодержащие сополимеры (ФП) на основе 5-трет-бутилперокси-5-метил-1-гексен-3-ина (ПМ) и малеинового ангидрида (МА), а также макрофотонициатор (МФИ), полученный путем прививки бензоина к предварительно синтезированному сополимеру метилметакрилата (ММА) и МА. Наночастицы ГА были получены золь-гель методом в соответствии с реакцией:



Модификация поверхности наночастиц ГА проводилась в момент их нуклеации за счет ввода в реакционную смесь раствора ФП либо в результате адсорбции ФП или МФИ на поверхность сформированных частиц из органических растворителей. Прививку полимерных слоев к поверхности пероксирированного гидроксиапатита проводили путем радикальной полимеризации соответствующих мономеров, инициированной за счет пероксидных групп ФП, иммобилизованных на поверхности. Фотополимеризацию композиций на основе полиэфирной смолы ПЭ-246 и олигоэфиракрилата ТГМ-3, фотосенсибилизатора эозина Н, наночастиц ГА с адсорбционной оболочкой МФИ проводили под УФ-излучением (ртутно-кварцевая лампа ДРТ-400).

Структура синтезированного ГА была подтверждена результатами рентгеноструктурного анализа. Полученные данные свидетельствуют о чрезвычайно высокой адсорбционной емкости нано-ГА, что понятно, принимая во внимание высокие значения его удельной поверхности – 170-180 м²/г в случае синтеза по обычной методике и 280-290 м²/г в случае синтеза в присутствии ФП. Так, при синтезе ГА в присутствии 25% ФП величина адсорбции составляла 182 мг/г, тогда как в случае адсорбции на поверхность готового ГА – 136 мг/г. Исследования адсорбции МФИ на поверхность ГА показали, что изотермы адсорбции сополимера ММА-МА существенно не отличаются от изотерм адсорбции МФИ, то есть введение в структуру ММА-МА бензоиновых фрагментов практически не влияет на характер взаимодействия макромолекул адсорбата с поверхностью адсорбента.

Модификация поверхности ГА пероксидсодержащим сополимером позволяет инициировать полимеризацию виниловых мономеров для создания на поверхности компатибилизирующего полимерного слоя заданной природы и толщины. Полученные данные свидетельствуют, что радикальная полимеризация Ст и ММА, инициированная с поверхности НЧ ГА за счет пероксидных групп адсорбированного ФП, протекает с достаточно высокой скоростью и до высоких конверсий (85%). В то же время, данный процесс характеризуется некоторыми особенностями, обусловленными присутствием твердой фазы. Так, порядок реакции по инициатору близок к 1, что значительно превышает значения, ожидаемые для радикальной полимеризации (n = 0,5). Вероятно, фиксация макромолекул ФП в адсорбционных слоях (даже при их низкой общей концентрации в системе) приводит к резкому росту концентрации пероксидных групп в зоне реакции. В этих условиях большинство материальных цепей обрываются вследствие передачи цепи на пероксидные и другие функциональные группы иммобилизованного ФП, что приводит к росту порядка реакции. Другая особенность состоит в том, что в отличие от обычных зависимостей радикальной полимеризации, молекулярная масса полученного полимера возрастает с увеличением концентрации пероксирированного ГА в системе. Это может объясняться тем, что полимеризация в основном происходит в приповерхностной зоне НЧ, где реакции обрыва цепи подавляются в результате диффузионного контроля. Таким образом, рост концентрации ГА в системе вызывает увеличение объема реакционной зоны, что приводит к увеличению средней молекулярной массы полимера.

Были получены образцы нанокомпозитов на основе полиММА и немодифицированного ГА и ГА с пероксидсодержащей оболочкой. На дифрактограммах полученных образцов

наблюдается уширение дифракционных максимумов, отвечающих ГА, в сравнении с модельным образцом, что объясняется нанометровым размером минеральных частиц (рис. 1). Также следует отметить, что на этих дифрактограммах в области $2\theta \approx 15$ град наблюдается аморфное гало, которое, очевидно, обусловлено рассеиванием на полимерной матрице. Гало значительно шире в случае композита, полученного на пероксидированном ГА, что свидетельствует о меньшей степени упорядоченности полимерной фазы данного образца. На наш взгляд, возможное объяснение этого состоит в прививке определенного количества макроцепей пММА к поверхности ГА за счет инициирования полимеризации иммобилизованными на поверхности наполнителя пероксидными фрагментами ФП. В результате прививки макроцепей происходит частичная потеря мобильности их сегментов, что препятствует их упорядочиванию.

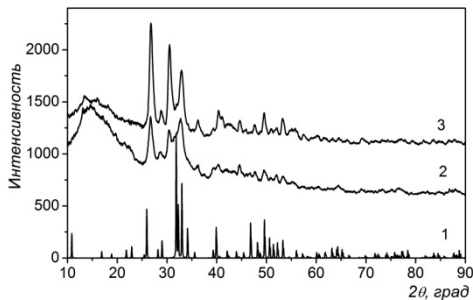


Рис. 1. Дифрактограммы модельного ГА (1) и образцов композитов на основе пММА с немодифицированным (2) и пероксидированным (3) ГА

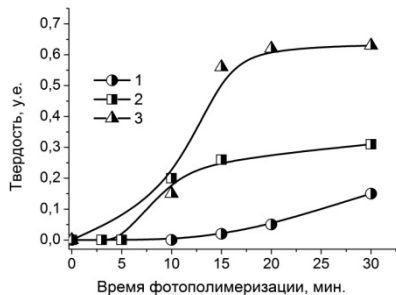


Рис. 2. Кинетические зависимости твердости пленок композита от природы фотонициатора: бензоин (1); полимерный МФИ (2); НЧ ГА с иммобилизованным полимерным МФИ (3).

Модификация поверхности ГА синтезированным МФИ обеспечивает фотоиницирование полимеризации для получения наполненных биосовместимых композитов. Показано, что прививка бензоина к сополимеру ММА-МА приводит к росту эффективности фотоиницирования, а также твердости полученной композитной пленки (Рис. 2). С другой стороны, иммобилизация МФИ на поверхности частиц ГА обеспечивает увеличение твердости пленки до 0,65 относительных единиц, что не могло быть достигнуто с использованием свободного МФИ при тех же условиях. Очевидно, в такой системе модифицированные НЧ ГА обладают хорошей совместимостью с полимерной матрицей и равномерно распределены в ней, так что сетка, сформированная при полимеризации в этом случае, более жесткая, чем при использовании свободного МФИ.

Таким образом, предложенный метод получения модифицированных наночастиц ГА позволяет формировать на их поверхности полимерные компатибилизирующие слои определенной функциональности и толщины, что обеспечивает повышение совместимости между минеральным наполнителем и полимерной матрицей и, в результате, получение композиционных материалов с улучшенными физико-механическими свойствами.

СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА

Яржемский В.Г., Изотов А.Д., Изотова В.О.

*РФ, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН (ИОНХ РАН)
vgyar@igic.ras.ru izotov@igic.ras.ru*

SPATIAL AND ELECTRONIC STRUCTURE OF FUNCTIONAL GOLD NANOPARTICLES

Yarzhemsky V.G., Izotov A.D., Izotova V.O.

RF, Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, RAS

Spatial and electronic structures of Au_n nanoparticles with substitution of Au atoms by parts of functional groups as SH, SiO_2 and Ag were calculated by DFT method. The dependence of structural changes with the position of attachment was investigated. It was obtained that the cases of stabilization or destruction of Au nanoparticles depend strongly on the position of attachments.

Нанокластеры золота привлекают внимание исследователей в связи с их необычным электронным и пространственным строением и уникальными свойствами [1]. Нанокластеры золота, покрытые слоем SiO_2 используются для лазерной генерации [2], а самоорганизующиеся монослои комплексов палладия с тиоловой терминальной группой рассматриваются как перспективные частицы для построения сложных функциональных нанокластеров [3]. Теоретические расчеты показали, что нанокластеры Au_n могут быть как слабо упорядоченными и не обладать группой симметрии, так симметричными тетраэдрами и икосаэдрами [4].

Малые нанокластеры золота имеют (Рис.1. а) симметрии C_{3v} , в которой присутствует центрированный шестиугольник (Рис.1 б). Возможна также структура пятиугольной пирамиды (Рис.1 в).

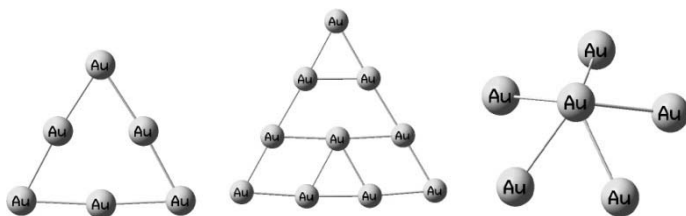


Рис. 1. а) Au_6 (C_{3v})

б) Au_{10} (C_{3v})

в) Au_6 (C_{5v})

Стабильная структура Au_{20} симметрии T_d имеет форму, в которой присутствует центрированный шестиугольник (Рис.2 а). В структуре Au_{32} присутствуют плоский центрированный шестиугольник и пятиугольная пирамида. (Рис.2 б).

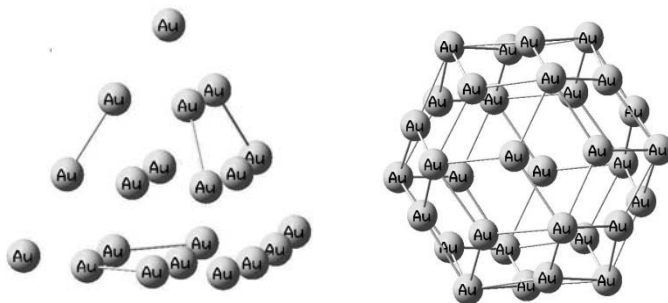


Рис. 2. а) Au_{20} (T_d)

б) Au_{32} (I_h)

Результат замещения атомов золота на группу SH, моделирующую тиоловую терминальную группу, зависит от положения замещаемого атома. Замещение Au в вершине пирамиды на SH не меняет структуры нанокластера (Рис. 3 а), в то время как замещение в центре грани (Рис. 3.б) и на ребре (Рис. 3.в) приводит к разрушению тетраэдрической структуры. Расчеты показали интересную особенность электронного строения наночастиц золота. Среди возбужденных МО кроме полностью гибридованных s-p-d состояний присутствуют состояния s-d- типа. (Рис.4). Переход из таких состояний в валентную зону, образованную тоже s-d орбиталями, запрещен дипольными правилами отбора. Поэтому на таких возбужденных состояниях (обозначено 1 на Рис.4) может накапливаться энергия, излучаемая при вынужденном (лазерном) переходе.

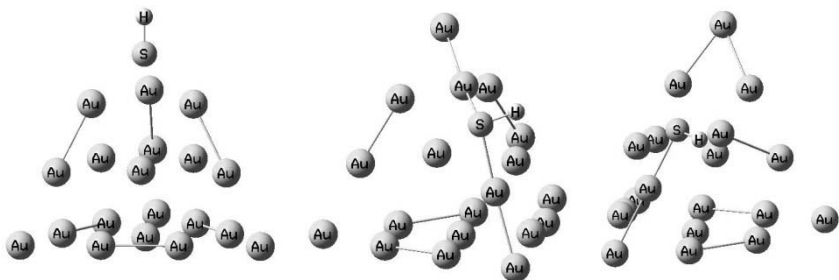


Рис.3. а) Au₁₉SH

б) Au₁₉SH

в) Au₁₉SH

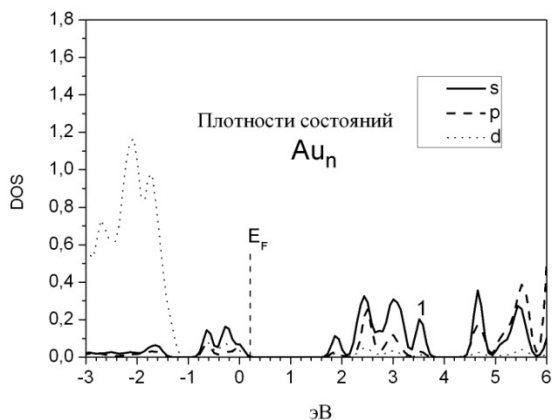


Рис.4. Парциальные плотности состояний Au_n. 1- возбужденное s-состояние

Работа поддержана Программой ОХНМ-02 РАН (проект ОХ 2.4)

Список литературы

1. V. G. Yarzhevsky, C. Battocchio, Russ. J. Inorg. Chem. 2011, V. 14 P. 2147.
2. M.A. Noginov, G. Zhu, A.M. Belgrave, et.al Nature Letters 2009. V.460. P. 1110.
3. C. Battocchio, I. Fratoddi, V. G. Yarzhevsky, et.al. Chem. Phys. 2011 V.379. P.92.
4. A.Karttunen, M.Linnolahti, T.A.Pakkanen, P. Pyykko. Chem. Comm. 2008, P.465.

СЕКЦИЯ 10
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ
СТРОИТЕЛЬНЫХ И ПРИРОДНЫХ
МАТЕРИАЛОВ

ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ГЛИНИСТОГО СЫРЬЯ

Андреева А.В.

Россия, Республика Саха (Якутия), Институт проблем нефти и газа СО РАН, aita1973@mail.ru

DURABILITY OF COMPOSITE CONSTRUCTION MATERIALS ON THE BASICS OF CLAY RAW MATERIALS

Andreeva A.V.

In work dependences of durability are established at compression of the samples, developed materials from technological parameters and structure products from clay. The main physicomaterial properties of materials, such as durability are investigated at compression, moisture absorption and frost resistance of samples from waste of a woodworking and clay raw materials.

Для получения стабильных по свойствам материалов из глинистых грунтов необходимо модифицировать комплекс воздействий, включающий введение вяжущих веществ и других добавок в определенных соотношениях с выполнением необходимых технологических операций.

Известно использование для этой цели цемента в количестве 10-20 масс. %, который образует прочные и стойкие кристаллизационные связи с глинистым минералом, тем самым увеличивая прочность и снижая его гидратацию [1].

В качестве объектов исследования были выбраны глина месторождения Ой-Бесс Республики Саха (Якутия), опилки от механической обработки древесины хвойных пород и сухая бетонная смесь с полимерной фиброй «Ремстрим-100».

Глина обладает удовлетворительной формовочной способностью, средней пластичностью, а также характеризуется малой чувствительностью к сушке, малой воздушной и общей усадками. В глинистом грунте имеется большое количество пылеватых частиц от 1 до 5 мкм, что обеспечивает заполнение промежутков между более крупными частицами и повышает связующую способность глинистого материала, наличие тонкодисперсных частиц (менее 1 мкм) достаточно для изготовления из них материалов и изделий методом полусухого прессования.

В качестве органического заполнителя использовали древесные опилки от механической обработки древесины хвойных пород. Опилки соответствовали следующими требованиям: размеры опилок характеризовались полным прохождением через сито с размером отверстий 10 мм; содержание примесей коры в опилках не более 10 %, а хвои – 5 % к сухой смеси заполнителя; опилки не имели видимых признаков плесени и гнили, а также примесей инородных материалов.

В качестве модифицирующей минеральной добавки использовали сухую бетонную смесь с полимерной фиброй «Ремстрим-100» производства ТД «Стрим», которая обладает хорошей адгезией к бетону и металлу. Является водонепроницаемой и долговечной в высокоагрессивных средах. Относится к гидроизоляционным, антикоррозионным материалам, антисептик.

Для улучшения физико-механических показателей безобжиговых строительных материалов были изготовлены цилиндрические образцы диаметром и высотой 50 мм на технологическом оборудовании, разработанном в Институте неметаллических материалов СО РАН [2]. Формовочная влажность (W) составляла 12 масс. %, усилие прессования (P) 10 МПа, содержание органических добавок – от 5 до 15 масс. %, содержание «Ремстрим-100» - от 3 до 30 масс. %. Продолжительность сушки составляла 28 суток.

Анализ полученных результатов показал, что прочность при сжатии образцов снижается линейно при увеличении количества вводимых древесных опилок от 5 до 15 масс. % на 20 %. Таким образом, было выбрано оптимальное количество вводимой добавки – 5 масс. % древесных опилок.

На основании полученных результатов заключили, что увеличение количества минеральной добавки приводит к линейному повышению прочности композитов, однако, учитывая показатели ГОСТ для глиносирцовых материалов (3,5 МПа), экономически выгодно

использовать композиты с добавкой «Ремстрим-100» в количестве 3 масс. % для изготовления строительных материалов для малоэтажного домостроения.

Исследование свойств композитов для выбора оптимального состава с наилучшим показателем по прочности при сжатии при исходной влажности от 8 до 12 масс. %. Исследования проводились на образцах следующего состава: опилки-5, 10, 15 масс. %, цемент – 3, 5, 7, 10, 15, 20, 30 масс. %, формовочная влажность – 8, 10, 12 %. Давление прессования составляло 10 МПа. Анализ полученных результатов показал, что при увеличении исходной влажности предел прочности при сжатии образцов всех составов повышается. При увеличении органической добавки – опилок – наблюдается уменьшение показателей пределов прочности при сжатии образцов. Тем не менее, прочность при сжатии образцов всех исследуемых рецептур увеличивается в среднем на 35 - 45% по сравнению с прочностью немодифицированных глиноопилочных образцов и соответствует рекомендуемым нормам для малоэтажного строительства.

Для регионов холодного климата важны не только механические свойства материалов строительного назначения, но и такие показатели как, влаго- и морозостойкость. В связи с этим были проведены исследования по определению влагопоглощения и морозостойкости.

Проведение исследований строительных материалов из глинистого сырья по существующему стандарту ГОСТ 7025-91 не представлялось возможным из-за растворения и размягчения образцов при выдержке их в воде. Поэтому, определение влагопоглощения, скорости сорбции воды оценивали при выдержке образцов в среде с относительной влажностью воздуха 98 %. Увлажнение проводили в эксикаторах над насыщенным раствором соли $\text{CuSO}_4 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$. Для определения морозостойкости материала был использован оригинальный метод, позволяющий в короткие сроки получить оценку морозостойкости материала [3].

Для испытаний были изготовлены цилиндрические образцы полусухого прессования диаметром и высотой 50 мм оптимального состава: отходы древесины - 5 масс. %, цемента – 3 масс. %, формовочная влажность – 12 %. Давление прессования составляло 10 МПа. Время естественной сушки – 28 суток.

Определяли кинетическую кривую десорбции исходных образцов до момента влагопоглощения - 1 цикл (рис.5), с помощью которого установлено, что основное количество влаги удаляется в первые пять суток, при этом влажность снижается почти на 40 %.

Далее высушенные образцы подвергались увлажнению. Анализ полученных экспериментальных данных показал, что величина влагопоглощения увеличивается линейно с увеличением времени и достигает равновесного значения по истечении 77 суток. Скорость сорбции максимальна в течение первых 7 суток, при этом величина влагопоглощения стабилизированных образцов снижается в 1,6 раза по сравнению с исходными. Далее влагонасыщенные образцы промораживали в климатической камере при температуре -60°C в течение 4 часов, после чего снимали кривую десорбции образцов.

Анализ результатов проведенных исследований показал, что скорость влагопоглощения и максимальное равновесное влагопоглощение совпадают при двух кривых исходного и промороженного образцов обоих составов. Совпадение кинетических кривых свидетельствует об отсутствии разрушения материалов в результате промораживания во влагонасыщенном состоянии. Установлено, что потеря прочности при сжатии образцов после влагопоглощения и промораживания составляет 17 % и 10 %, соответственно.

Проведенные экспериментальные исследования решают ряд важных задач по производству и применению строительных материалов для малоэтажного строительства и позволяют сделать следующие выводы: разработаны оптимальный состав и технологические режимы для производства мелкоштучных строительных материалов для малоэтажного строительства: глина – 80 масс. %, опилки – 5 масс. %, цемент – 3 масс. %, формовочная влажность – 12 %, оптимальное усилие прессования – 10 МПа; разработана ресурсо- и энергосберегающая технология переработки отходов древесины методом полусухого прессования, позволяющая получать композиционные стеновые материалы для малоэтажного строительства с высоким комплексом свойств и частично решить проблему утилизации отходов древесины.

Литература:

1. Андреева А.В., Буренина О.Н. Технология изготовления строительных материалов на основе древесных опилок методом полусухого прессования. – Композиционные материалы в промышленности. Трубопроводы из полимерных композиционных материалов: изготовление, проектирование, строительство, эксплуатация: Материалы 29 международной конференции и семинара 1-5 июня 2009 г., Ялта-Киев: УИЦ «НАУКА. ТЕХНИКА. ТЕХНОЛОГИЯ», 2009, С. 504-507.

2. Попов С.Н., Степанов И.И., Черский И.Н. Оборудование для полусухого прессования мелкоштучных строительных материалов // Неметаллические материалы и конструкции для условий Севера. – Якутск: ЯНЦ СО РАН, 1996. – С.81-87.

3. Патент 2090876 РФ, МКИ 84 с. Способ определения морозостойкости спрессованных дисперсных изделий / Игошин в.А., Егоров Е.Н., Иванова Т.Н., Старженецкая Т.А., Виноградов А.В. (СССР). – 6 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ГИДРАТАЦИИ И НАБОРА ПРОЧНОСТИ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ МОДИФИЦИРОВАННОГО КОМПЛЕКСНОЙ НАНОДОБАВКОЙ

Артамонова О.В., Кукина О.Б., Солохин М.А.

*Россия, Воронежский государственный архитектурно-строительный университет,
ol_artam@rambler.ru*

STUDY OF KINETICS OF HYDRATION AND STRENGTH GAIN CEMENT STONE MODIFIED COMPLEX NANO-ADDITIVE

Artamonova O.V., Kukina O.B., Solokhin M.A.

The technological chain of obtain nanoparticles SiO_2 , sol-gel method in the presence of superplasticizer. The kinetics of hydration of the cement stone. The degree of hydration of cement stone C_3S that by the third day reached 90%. Found that of nanoparticles SiO_2 participate in chemical reactions of a new phase, ensuring the formation of crystalline growths hydrosilicates calcium ratio $\text{C/S} \leq 1,0$.

Разработка современных композиционных материалов является важным приоритетным направлением строительного материаловедения. Эволюция понимания структуры как определяющего фактора в разработке высокоэффективных строительных композитов изменялась от макро-, через мезо- к микроструктуре и неизбежно достигла наноразмерного структурного уровня [1].

Химические добавки, являясь одним из самых простых и доступных технологических приемов совершенствования свойств цементного камня, позволяют существенно снизить уровень затрат на единицу продукции, повысить качество и эффективность большой номенклатуры бетонных изделий, увеличить срок службы как конструкций, так зданий и сооружений в целом. При этом одним из технологических методов равномерного распределения добавок (и особенно нанодобавок) в цементном тесте, является введение совместно с добавкой поверхностно-активных веществ, и в частности суперпластификаторов (СП).

Цель данной работы состояла в разработке методики синтеза комплексной добавки: наноразмерные частицы (НПЧ) кремнезема – СП GLENIUM® ACE 30 (на основе высококонцентрированного поликарбоксилатного эфира), а также исследование кинетики гидратации и набора прочности цементного камня модифицированного этой добавкой.

Разработана технологическая цепочка получения НПЧ SiO_2 , золь-гель методом в присутствии СП GLENIUM® ACE 30. Массовая доля НПЧ SiO_2 варьировалась следующим образом 1%, 0,1%, 0,05%, 0,005% и 0,001%; массовая доля СП составляла для всех систем 2%. Полученные системы помещали в термостат на 7 суток для созревания.

Для контроля процесса синтеза использовали следующие методы исследования:

- лазерной дифракции, с помощью лазерного анализатора размера частиц «Анализетте 22» установлена сферическая форма частиц в полученных системах, размер частиц на 7 сутки составлял 10 – 40 нм;

- динамического светорассеяния, с помощью спектрометра Photocor Complex изучены процессы агломерации частиц в полученных системах, установлено, что системы устойчивы в течении 7 дней;

- рентгенофазовый анализ (РФА) с помощью дифрактометра ARL X'TRA установили, что все полученные системы являются рентгеноаморфными.

Далее готовили цементный раствор с полученными системами НРЧ SiO₂ – СП (GLENIUM® ACE 30). Рентгенодифрактометрическим методом контролировали кинетику гидратации и фазовый состав модифицированного цементного камня. Используя экспериментальные данные, определяли степень гидратации (СГ) по C₃S цементного камня [2]. Согласно данным РФА практически максимальная степень гидратации достигается за 3 суток для систем 2 – 6, при этом количество фаз (CaO)_x·SiO₂·nH₂O, 3CaO·Al₂O₃·xH₂O, CaO·SiO₂·H₂O максимально, а 3CaO·SiO₂ и 2CaO·SiO₂ – минимально. Рентгенометрическое исследование кинетики процесса схватывания цементного камня, модифицированного наноразмерными частицами SiO₂ + СП (В/Ц = 0,33), выявило следующие закономерности: 1) процесс схватывания цементного камня протекает значительно быстрее, так как уже при времени твердения 3 сутки присутствует значительное количество гидросиликатных фаз; 2) процесс схватывания в данном случае принципиально отличается от процесса схватывания цементного камня без модификатора, так как доминирующей фазой в данном случае является (CaO)_x·SiO₂·nH₂O. Это связано с введением в систему наноразмерных частиц SiO₂, стоит отметить, что наблюдаемые рентгенографические пики являются более широкими по сравнению с рентгенограммами цементного камня без модификаторов, что также связано с введением наноразмерных частиц SiO₂.

Для оценки изменения параметров прочности цементного камня использовался пресс УММ-20. Физико-механические свойства полученных материалов оценивались по результатам испытаний малых выборок. Параметрами оценок являлись выборочная средняя величина, дисперсия, среднее квадратическое отклонение и доверительный интервал, которые устанавливались с вероятностью 0,95 при помощи компьютерной программы «STADIA». При постановке исследований использовались методы математического планирования эксперимента с варьируемыми массовыми долями НРЧ и СП при водоцементном отношении В/Ц 0,33.

Наиболее интересные результаты по степени гидратации и кинетике набора прочности показала система 4 с комплексным модификатором (НРЧ 0,01 % и СП 2%). В данной системе наблюдается к 7 суткам набор практически максимальной прочности, что согласуется с результатами по степени гидратации по данным РФА. Этот вид зависимости отличается от кривой набора прочности цементного камня без модификатора (рис.).

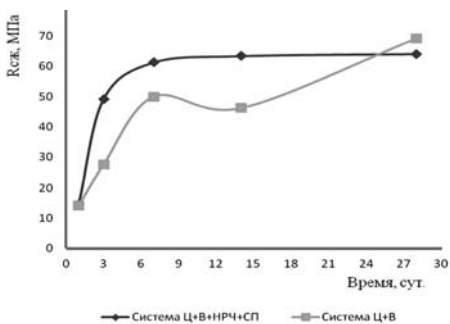


Рис. Зависимость предела прочности при сжатии системы твердения 4 от времени

гидратации цементного камня, на третьи сутки наблюдается СГ 90 %. Рост прочностных показателей модифицированного цементного камня, незначительный (64 – 66 МПа) и обусловлен повышением общего уровня поверхностной энергии частиц твердой фазы материала, обеспечивающего иную кинетику и результат процессов структурообразования. Таким образом,

Таким образом, роль наномодификатора в формировании структуры цементного камня является многоплановой: во-первых, частицы нанодисперсного кремнезема заполняют пространство микропор, тем самым повышая плотность системы; во-вторых, НРЧ участвуют в химических реакциях образования новой фазы, обеспечивая формирование кристаллических сростков низкоосновных гидросиликатов кальция с соотношением C/S ≤ 1,0 вместо первичных кристаллогидратов типа портландита и высокоосновных гидросиликатов кальция; в-третьих – принципиально меняется кинетика

в дальнейших исследованиях целесообразно подобрать более точно количество СП для улучшения прочностных характеристик.

Литература

1. Чернышов Е.М., Артамонова О.В., Коротких Д.Н. и др. Применение нанохимии в технологии твердых строительных материалов научно - инженерная проблема, направление и примеры реализации // Строительные материалы. 2008. №2. С. 32 – 36.

2. Вест А. Химия твердого тела. Теория и приложения в 2-х ч. Ч. 1, 2: Пер. с англ. / М.: Мир. 1988. 336 с.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТВОЛА ЛИСТВЕННОГО ДЕРЕВА ПРИ НАЗЕМНОМ ГРОВОМ РАЗРЯДЕ

Барановский Н.В.

Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет, fredanger@narod.ru

Грозовая активность [1] представляется одним из факторов возникновения лесных пожаров в различных регионах [2]. При относительно малой доли возгораний от наземного грозового разряда в их общем числе для таких пожаров характерны большие площади выгоревших массивов [2]. Так как такие возгорания часто возникают на удаленных от больших транспортных магистралей и населенных пунктов лесопокрываемых территориях. На территориях различных государств мира уже существуют системы пеленгации наземных грозовых разрядов [3], данные которых могут быть использованы для прогноза и мониторинга лесных пожаров [2]. Ранее разработана система оценке лесной пожарной опасности от грозовой активности [4], которая, однако, не учитывает физические процессы, протекающие в слое лесного горючего материала (ЛГМ) при возникновении возгорания. В тоже время получены результаты в рамках разработки детерминировано-вероятностного метода прогноза лесной пожарной опасности [5]: создана группа математических моделей загорания дерева лиственной или хвойной породы наземным грозовым разрядом [6,7]. Следует отметить, что возможно три сценария воздействия тока наземного грозового разряда на дерево: 1) в результате выделения Джоулева тепла происходит разогрев и последующее воспламенение ствола дерева; 2) происходит разогрев ствола дерева аналогично первому варианту и диспергирование приповерхностных слоев дерева с образованием нагретых до высоких температур фрагментов древесины и их последующее выпадение на слой ЛГМ в окрестности ствола и, как следствие, его воспламенение [8]; 3) ток разряда растекается в корневой структуре дерева с образованием искровых разрядов и последующим воспламенением слоя ЛГМ [9]. Представляет интерес исследование второго варианта развития лесопожарного возгорания.

Цель исследования – математическое моделирование процессов теплопереноса и термического напряжения в стволе лиственного дерева в условиях воздействия наземного грозового разряда.

Задача решается для цилиндра, который моделирует ствол дерева. Рассматривается определенное сечение ствола. В стволе дерева выделяются: 1 – сердцевина, 2 – крупные сосуды, в которых происходит транспорт влаги и 3 – слой коры. Процесс разогрева дерева наземным грозовым разрядом перед зажигом описывается системой двумерных нестационарных дифференциальных уравнений теплопроводности [10]. Для решения настоящей задачи необходимо также учитывать напряженно-деформированного состояния нагреваемой до высоких температур древесины ствола дерева, в котором происходит интенсивное тепловыделение по закону Джоуля-Ленца в области крупных сосудов. Для оценки уровня возникающих термических напряжений и деформаций используется модель напряженно-деформированного состояния [11,12], апробированная для условий нагрева теплозащитных материалов в [13]:

$$\sigma_r = \frac{E}{1-\mu} \left[-\frac{1}{r^2} \int_{r_1}^r \alpha T r dr + \frac{r^2 - r_1^2}{(r_2^2 - r_1^2) r^2} \int_{r_1}^{r_2} \alpha T r dr \right], \quad (1)$$

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{1-\mu} \left[-\frac{1}{r^2} \int_{r_1}^r \alpha T r dr + \frac{r^2 + r_1^2}{(r_2^2 - r_1^2) r^2} \int_{r_1}^{r_2} \alpha T r dr - \alpha T \right], \quad (2) \quad \sigma_z = \frac{E}{1-\mu} \left[\frac{2\mu}{r_2^2 - r_1^2} \int_{r_1}^{r_2} \alpha T r dr - \alpha T \right], \quad (3)$$

где T – температура; σ – термическое напряжение; α – температурный коэффициент линейного расширения; E – модуль упругости; μ – коэффициент Пуассона. r – координата, x, y, z – пространственные координаты.

При постановке задачи не рассматриваются химические процессы, возможные при разогреве древесины до высоких температур [5,6] (термическое разложение, окисление газообразных и твердых продуктов пиролиза воздухом). Учитывается только испарение влаги из приповерхностных крупных сосудов согласно уравнению Кнудсена-Ленгмюра.

Проведены расчеты процесса разогрева древесины ствола листового дерева в условиях воздействия грозового разряда в совокупности с моделированием напряженно-деформированного состояния древесины. Сила тока варьировалась в пределах 15 – 35 кА при напряжении 100 кВ. Напряжение изменялось в диапазоне 50 – 120 кВ при силе тока 23.5 кА. Получены зависимости радиальных, тангенциальных и осевых термических напряжений в стволе листового дерева от силы тока наземного грозового разряда и его напряжения.

В работе представлены основные закономерности процесса растрескивания древесины ствола листового дерева в результате его разогрева под действием Джоулева тепла, выделяемого в крупных сосудах листового дерева при наземном грозовом разряде. Для различных значений силы тока и напряжения наземного грозового разряда установлены условия разрушения древесины. Выявлен один из возможных вариантов загорания напочвенного покрова ЛГМ в результате выпадения нагретых до высоких температур фрагментов древесины, образовавшихся в процессе ее диспергирования под воздействием термических напряжений.

Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы (мероприятие 1.5). Соглашение № 14.В37.21.1979.

Литература

1. Козлов В. И., Муллаяров В. А. Грозовая активность в Якутии. Якутск: ЯФ Изд-ва СО РАН, 2004. 104 с.
2. Кузнецов Г.В., Барановский Н.В. Прогноз возникновения лесных пожаров и их экологических последствий. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2009. 301 С.
3. Cummins K.L., Murphy M.J., Bardo E.A. et al. A combined TOA/MDF technology upgrade of the U.S. national lightning detection network // J. Geophys. Res. 1998. V. 103. P. 9035—9044.
4. Пономарев Е. И., Иванов В. А., Коршунов Н. А. Спутниковые данные TOVS при решении задачи прогнозирования грозовой пожарной опасности в лесу // География и природные ресурсы. 2006. № 1. С. 147—150.
5. Барановский Н.В., Кузнецов Г.В. Конкретизация неустановленных причин в детерминированно-вероятностной модели прогноза лесной пожарной опасности // Пожаровзрывобезопасность. 2011. Т. 20, № 6. С. 24 – 27.
6. Кузнецов Г.В., Барановский Н.В. Исследование физико-химических процессов загорания хвойного дерева наземным грозовым разрядом // Бутлеровские сообщения. 2010. Т. 20. № 6. С. 52 – 58.
7. Кузнецов Г. В., Барановский Н. В. Математическое моделирование загорания дерева листового породы наземным грозовым разрядом // Пожаровзрывобезопасность. 2009. № 4. С. 19 – 22.
8. Барановский Н.В., Захаревич А.В., Максимов В.И. Об одном из возможных механизмов загорания лесных горючих материалов грозовым разрядом // Бутлеровские сообщения. 2012. Т. 32. № 13. С. 88 – 94.
9. Иванов В.А., Иванова Г.А., Кукавская Е.А. Зона возможного загорания молнией напочвенного горючего материала в лесу // Лесное хозяйство. 2006. С. 40–43.

10. Кузнецов Г.В., Барановский Н.В. Моделирование загорания листового дерева наземным грозовым разрядом в приближении крупных сосудов // Пожаровзрывобезопасность. 2009. № 5. С. 37 – 41.

11. Боли Б., Уэйнер Дж. Теория температурных напряжений. М.: Мир, 1964. 517 С.

12. Паркус Г. Неустановившиеся температурные напряжения. М.: Физматлит, 1963. 252 С.

13. Кузнецов Г.В., Рудзинский В.П. Исследование процесса разрушения поверхности теплозащитных и конструкционных материалов при интенсивном теплообмене с внешней средой // Теплофизика высоких температур. 1992. № 3. С. 529 – 533.

ТЕПЛОИЗОЛЯЦИЯ ИЗ КАРБИДИЗИРОВАННОЙ КИАНИТОВОЙ РУДЫ Белогурова О.А.

Россия, Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева Кольского научного центра РАН, belog_oo@chemy.kolasc.net.ru

Kyanite ore reserves in the deposits Keyvskoy of the Kola Peninsula are estimated at more than 2 billion tons and resources - about 10 billion tons. Their development requires the elaboration of the features of physical and chemical processes both in obtaining well-known products with standard options and new materials with superior characteristics, as well as the scientific and technological approaches that optimize existing technologies. Carbothermal reduction in pseudo close system for products of mullitization thermodynamically most probable are the reactions leading to the formation of silicon carbide. It may be formed during the firing of materials at the interface of carbon with SiO_2 on the reaction of $\text{SiO}_2+3\text{C}\rightarrow\text{SiC}+2\text{CO}$. Moreover the capture of gaseous silicon monoxide, emerging in the reaction zone, and link it to the carbide on the surface of the carbon particles according to the equation $\text{SiO}+2\text{C}=\text{SiC}+\text{CO}$ is occurred. Carbidity of aluminosilicate matrix was allowed to get insulating materials with apparent density 840-1070 kg/m^3 , open porosity 62-71 %, thermal conductivity 0.230-0.350 $\text{W/(m}\cdot\text{K)}$, strength – 30-60 МПа.

Особенностью современной отечественной сырьевой базы огнеупорного производства является истощение запасов высококачественных глин и каолинов, что обуславливает вовлечение в производство силлиманитовых минералов. Запасы кианитовых руд в месторождениях Кейвской группы Кольского полуострова оцениваются более чем в 2 млрд тонн, ресурсы - около 10 млрд тонн.

Цель работы - установить физико-химические закономерности получения теплоизоляционных материалов с плотностью менее 1300 kg/m^3 , теплопроводностью менее $0,5 \text{ Вт/(м}\cdot\text{К)}$, пористостью более 60%, прочностью более 10 МПа на основе кианитовой руды Кейвского месторождения.

Химический состав руды Al_2O_3 – 40,94, SiO_2 – 53,0, K_2O -1,31, CaO -1,57, TiO_2 – 1,16, Fe_2O_3 – 0,58, С – 2,33. Гранулы из кианитовой руды и углерода на лигносульфонатной связке обжигали в восстановительных условиях. Для углерода в составе шихты наиболее вероятны реакции: $\text{C} + \text{CO}_2 \rightarrow 2\text{CO}$; $\text{CO} + 0,5\text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2$; $\text{C} + 0,5\text{O}_2 \rightarrow \text{CO}$.

Диоксид кремния присутствует в качестве примеси в исходном сырье и образуется в результате реакции муллитизации. При восстановлении SiO_2 углеродом имеет место весьма сложный комплекс реакций, протекающих как в конденсированных, так и в газовых фазах. Из графиков температурной зависимости изменения энергии Гиббса для них видно, что в условиях псевдо закрытой системы для продуктов муллитизации термодинамически наиболее вероятными являются реакции, приводящие к образованию карбида кремния. Он может образовываться при обжиге изделий на границе контакта углерода с SiO_2 по реакции $\text{SiO}_2+3\text{C}\rightarrow\text{SiC}+2\text{CO}$. Кроме того происходит улавливание, появляющегося в зоне реакции, газообразного монооксида кремния и связывание его в карбид на поверхности углеродных частиц согласно уравнению $\text{SiO}+2\text{C}=\text{SiC}+\text{CO}$.

На процесс влияют: размер частиц, наличие тесного контакта и тип углеродного восстановителя. Вначале скрытокристаллический карбид кремния возникает вокруг углеродистых зерен и по трещинам в них, затем в результате диффузии силицирующего агента процесс перерождения углеродистого материала идет дальше.

Гранулы из кианитовой руды и углерода на связке из лигносульфоната обжигали в восстановительных условиях при 1350°C . К карбидизированным гранулам в качестве добавок

вводили элементарный кремний в виде отхода производства ферросилиция (ОПФ), алумосиликатные полые микросферы (АСПМ), вермикулит. В результате реакционного спекания основная составляющая ОПФ взаимодействует с монооксидом углерода, в качестве продукта реакции получается карбид кремния: $2Si + CO \uparrow \rightarrow SiC + SiO \uparrow$.

Массу для литья в формы готовят путем смешивания выше перечисленных компонентов с порообразователями (аммониевые соли минеральных кислот) и активным оксидом магния (каустическим магнезитом ПМК-90 и ПМК-83 (ГОСТ 1216-87) или гидроксидом магния, прокаленным при 800°C). Образцы сушат при температуре 50-60°C с $(NH_4)HCO_3$, и до 160°C с другими порообразователями для завершения процесса твердения, после чего форму разбирают, и готовые изделия обжигают в графитовом тигле при температуре 1250°C. Для составов с $(NH_4)_2SO_4$ производят выдержку при 320-355°C, температуре разложения этого соединения.

Создание высокопористой керамической структуры обеспечено:

- собственной пористой микроструктурой гранул и добавкой зольных микросфер;
- физико-химическими процессами, протекающими с увеличением объема (синтез муллита в гранулах и кордиерита при введении связки из активного оксида магния);
- применением химических газообразователей, аммониевых солей минеральных кислот (NH_4Cl , $(NH_4)HCO_3$, $(NH_4)_2SO_4$), выделяющих NH_3 и / или CO_2 при нагревании до 40-100°C.

Свойства полученных материалов:

- кажущаяся плотность – 600 - 1150 кг/м³; пористость – 60 - 76%;
- теплопроводность – 0,153 - 0,285 Вт/(м·К) при 25°C;
- прочность при сжатии до 4 МПа.

Прочность этих материалов была невысокой, поэтому исследования продолжили, изменив состав гранул и последовательность операций при их подготовке.

Например, ряд составов гранул предусматривал введение алюминиевой пудры или оксида алюминия, полученного из гидроксида или сульфата. Кроме того, кианитовая руда и углерод подвергались совместному помолу, затем обрабатывались лигносульфонатом, с последующим длительным вылеживанием.

Свойства полученных изделий: кажущаяся плотность – 840 - 1070 кг/м³; пористость – 62 - 71%; теплопроводность – 0,230 - 0,350 Вт/(м·К) при 25°C; прочность при сжатии до 60 МПа.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ БЕРИЛЛИЯ И СПЛАВОВ БЕРИЛЛИЯ С МЕДЬЮ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Босин М.Е., Русских В.М.

Украина, Харьковская гуманитарно-педагогическая академия, bosin@yandex.ru

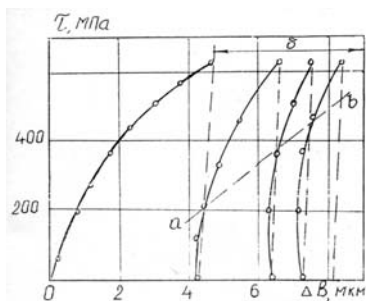


Рис.1 Диаграмма напряжение-смещение двойниковых границ, полученная на двойнике в монокристалле Ве (начальная толщина на плоскости базиса 33 мкм).

Исследовались монокристаллические образцы Ве чистой 99,999% и монокристаллы сплавов $Ve+0,23\%Cu$ и $Ve+1,34\%Cu$. Образцы имели размеры 204×3 мм³ с продольной осью $[\bar{1}100]$ и нагружались циклически 4^х-точечным изгибом вокруг оси $[11\bar{2}0]$ с постоянной скоростью увеличения напряжения сдвига в системе двойникового $(\bar{1}012)[10\bar{1}1]$, равной $\dot{\tau} \approx 0,4$ МПа/мин.

Цикл нагружения состоял в увеличении сдвигового напряжения от $\tau = 0$ до $\tau = 600$ МПа с последующим быстрым снятием нагрузки до $\tau = 0$ т выдержкой 10 мин. перед следующим циклом нагружения. При выбранной ориентации образцов и способе их нагружения сдвиговые компоненты напряжения в системе лёгкого базисного скольжения отсутствуют, а в системе двойникового и в системе

призматического скольжения $(10\bar{1}2)[11\bar{2}0]$ действуют существенные сдвиговые напряжения, которые вызывают образование и развитие двойников, а также интенсивное призматическое скольжение в матрице вблизи границ двойника; базисное скольжение наблюдается в теле двойника.

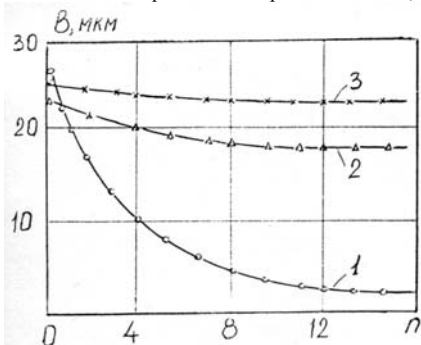


Рис.2. Зависимость толщины двойника от числа циклов повторных нагрузок при раздвойниковании: 1—Be; 2—Be+0,23%Cu; 3—Be+1,34%Cu; $\tau = 600$ МПа.

сдвойникованного объёма в случае изменения знака напряжений. В кристаллах *Be+0,23%Cu* пульсацией напряжений можно достичь лишь частичного раздвойникования. Двойниковые границы в кристаллах *1, 34%Cu* устойчивы к пульсирующим напряжениям обоих знаков. На рис.2 показано влияние легирования на стабилизацию двойниковых границ в кристаллах бериллия.

При пульсирующем режиме нагружения в нескольких циклах повторных нагрузок толщины двойников возрастают; с увеличением числа циклов смещения двойниковых границ затухают и после 8-15 циклов размеры двойников стабилизируются. Такая диаграмма для одного из двойников показана на рис. 1. В каждом последующем цикле нагружения напряжения, необходимые для начала движения границ двойника, возрастают (кривая *ab* на рис.1).

Легирование кристаллов приводит к уменьшению смещения границ двойников при пульсации напряжений. В кристаллах бериллия чистотой 99,999% пульсация напряжений в интервале 0 ± 600 МПа при деформации чистым изгибом сопровождается смещением двойниковых границ как в сторону матрицы, так и в сторону

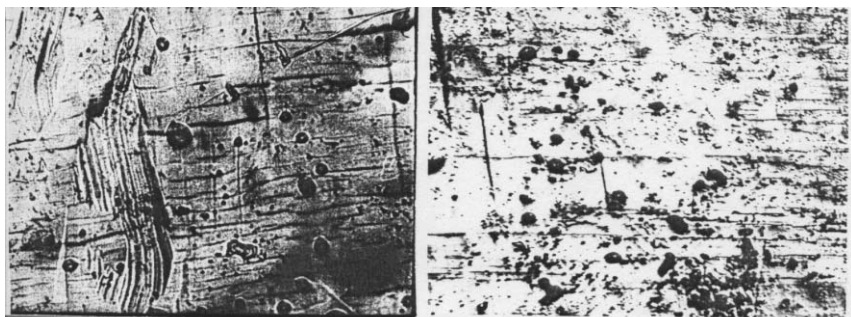


Рис.3

а

б

Изучение характеристик базисного и призматического скольжения в монокристаллах чистого бериллия и сплавов системы *Be-Cu* показало, что критические напряжения сдвига при легировании резко возрастают. При переходе от чистого бериллия к сплавам вклад поперечного скольжения винтовых компонент дислокаций из призматической плоскости в базисную в условиях комнатной температуры уменьшается. Об это свидетельствует, в частности, вид линий скольжения. У чистого бериллия линии скольжения волнистые и однородно распределены в зоне деформации (рис.3, а). У монокристаллов сплава *Be+0,23%Cu* линии скольжения более прямые, протяжённые (рис.3, б).

Поперечное скольжение в монокристаллах сплавов затруднено из-за возрастания величины критического напряжения сдвига в базисной плоскости $\tau_{(0001)}$ и приближением её к значению $\tau_{(10\bar{1}0)}$. Количественное смещение двойниковых границ при прямом двойниковании и при раздвойниковании связано с реакцией трансформации полных базисных дислокаций в двойнивающие в теле двойника.

О МЕХАНИЗМЕ НЕТЕПЛООВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ГЕОМАТЕРИАЛОВ

Бунин И.Ж.

Россия, ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр РАН, e-mail: bunin_i@mail.ru

NONTHERMAL EFFECT OF HIGH-POWER NANOSECOND PULSES ON THE PROPERTIES AND SURFACE STRUCTURE OF GEOMATERIALS

Bunin I.Zh.

A model for developing electric discharges between sulfide mineral particles under high-voltage nanosecond pulses in a liquid medium (water) is considered. A possibility of electrical breakdowns of liquid gaps between particles under nanosecond pulses is shown. This probability and the energy released in discharge channels depend strongly on the sulfide conductivity. Effect of nanosecond pulses on structural and flotation properties of sulfide minerals with a view to increase the separation selectivity of sulfides has been examined.

Воздействие мощными наносекундными электромагнитными импульсами (МЭМИ, $E \sim 10^7$ В/м) на дисперсные минеральные среды, представленные частицами (размером от 10 мкм до 1 мм) природных минералов-полупроводников, приводит к тому, что за счет переходных токов в частицах сульфидов электрическое поле концентрируется на контактах или промежутках между соседними частицами. Это создает условия для развития электрических разрядов между частицами (В.А.Чантурия и др., 2007). При электроимпульсной обработке порошкообразных образцов, предварительно увлажненных или помещенных в водную среду, межчастичные разряды происходят в воде, и механизмы этих разрядов отличаются от разрядов в воздушных промежутках. Механизм импульсного пробоя воды с микрочастицами (минеральные суспензии, пульпы) практически не исследован (Ю.А.Котов, и др. 2000).

Основная причина различия механизмов межчастичных разрядов в воде и в воздушных промежутках в том, что подвижность и время жизни электронов в жидкости очень малы. Во-первых, частота упругих столкновений электрона на порядки величины выше, чем в газе нормальной плотности. Во-вторых, очень большую роль играют неупругие столкновения: электрон быстро сольватируется или прилипает к молекулам воды или водным кластерам. Подвижность таких комплексов значительно ниже подвижности электронов и ниже подвижности таких ионов, как ионы гидроксила (OH^-) и водорода (H^+), образующихся в области сильного поля в результате термической диссоциации молекул воды.

В докладе рассмотрена модель развития процесса электрических разрядов между субмиллиметровыми частицами полупроводниковых сульфидных минералов при воздействии наносекундных МЭМИ в жидкой (водной) среде. Показано, что эффективность электроимпульсного воздействия на геоматериалы с целью направленного модифицирования фазового состава и физико-химических свойств их поверхности зависит от параметров воздействия и проводимости сульфидов.

В процессе МЭМИ-обработки сульфидов на их поверхности за счет истечения из каналов наносекундного пробоя и конденсации паров Me (железа) и серы образуются новые нанофазы оксидов железа, меди или никеля (в зависимости от химического состава минерала) и элементарной серы, которые, обладают специфическими свойствами, характерными для соединений, сформированных наноструктурами. Химический и фазовый состав вновь образованных соединений зависит от дозы электромагнитного излучения и характеризуется следующими тремя стадиями протекания процесса структурно-фазовых преобразований

поверхности сульфидов: 1) $<10^3$ импульсов (время обработки <10 с) – начальная стадия окисления сульфидов с образованием железо-(Ме)дефицитных сульфидов, оксидов (гидроксидов) и сульфатов железа, меди и цинка; формирования на поверхности минералов гидрофобной элементарной S^0 и полисульфидной S_n^{2-} серы; 2) $10^3 \div 5 \cdot 10^3$ имп. – стадия обновления («сульфидизации») поверхности минералов вследствие термического удаления с нее элементарной и полисульфидной серы в виде сернистого газа; накопление в поверхностных слоях пирротина, пентландита и халькопирита сульфатов железа и/или меди $Me_x(SO_4)_y$, а сфалерита – сульфата $ZnSO_4$ и карбоната $ZnCO_3$ цинка; 3) $>10^4$ импульсов – новый этап интенсивного окисления сульфидов с образованием оксидов (гидроксидов) и сульфатов.

Приводятся результаты исследований изменений структурно-химических и флотационных свойств сульфидных минералов при воздействии МЭМИ с целью повышения селективности флотационного разделения сульфидов с близкими физико-химическими и технологическими свойствами.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ГОРНЫЕ ПОРОДЫ

Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Осокин А.А.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем комплексного освоения недр РАН, kochanov@mail.ru*

REGULARITIES OF THE FORMATION OF SUBMICRON PARTICLES WHEN QUASI-STATIC AND DYNAMIC INFLUENCES ON THE ROCKS

Viktorov S.D., Kochanov A.N., Osokin A.A.

The experimental results on the study of the patterns of formation of submicron particles in a quasi-static and dynamic influences on samples with a through hole. Obtained the distribution of the number of mineral particles from the number of cycles for different rock types and materials

В ранее проведенных нами исследованиях экспериментально было установлено явление эмиссии субмикронных частиц с поверхности образцов горных пород при их одноосном сжатии [1-3]. В рамках методики проведения этих экспериментов в центре образцов создавали сквозную цилиндрическую полость и подвергали их одноосному ступенчатому сжатию вплоть до разрушения. При нагружении образцов наблюдался этап резкого возрастания интенсивности эмиссии частиц, что предшествовало макроразрушению горных пород. Эмиссия субмикронных частиц обусловлена тем, что в образцах горных пород на стадии их допредельного деформирования формируются локальные микрообласти разрушения вследствие неоднородного распределения напряжений и локального превышения предела прочности.

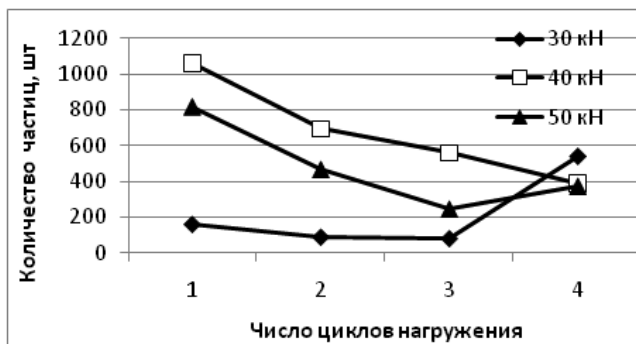


Рис. 1. Зависимость количества субмикронных частиц от числа циклов квазистатического нагружения

Эти исследования получили развитие и были проведены эксперименты по изучению влияния числа циклов нагружения на закономерности образования субмикронных минеральных частиц, результаты которых для красного гранита при различных уровнях нагружения представлены на рис. 1. По результатам экспериментов наблюдается общая тенденция уменьшения суммарного количества образовавшихся субмикронных частиц с увеличением числа циклов нагружения.

Известно, что характер разрушения материалов и конструкций существенно различается в зависимости от временных режимов нагружения. С целью изучения возможности образования микрочастиц при ударном воздействии с поверхности образцов горных пород были проведены лабораторные исследования. В образцах горных пород также как и при статическом нагружении, высверливалось сквозное отверстие, с помощью гибкого шланга один конец которого присоединялся к специальному воздушному фильтру, отсекающего проникновение частиц размером более 0,1 мкм, а другой присоединялся к входу счетчика аэрозольных частиц. Отличие заключалось в том, что образцы горных пород подвергались ударному воздействию и с заданной высоты сбрасывались стальные шары разной массы. По результатам измерений установлено, что при ударном воздействии наблюдается образование микрочастиц со свободной поверхности образцов горных пород. Получены распределения частиц в различных диапазонах размеров в зависимости от энергии удара и числа циклов нагружения. Результаты проведенных исследований демонстрируют сложный вероятностный характер динамики образования микрочастиц при ударно-волновом воздействии. В качестве иллюстрации этого положения приведены экспериментальные данные для образцов гранита, мезеовика и песчано-цементной модели (рис. 2, 3).

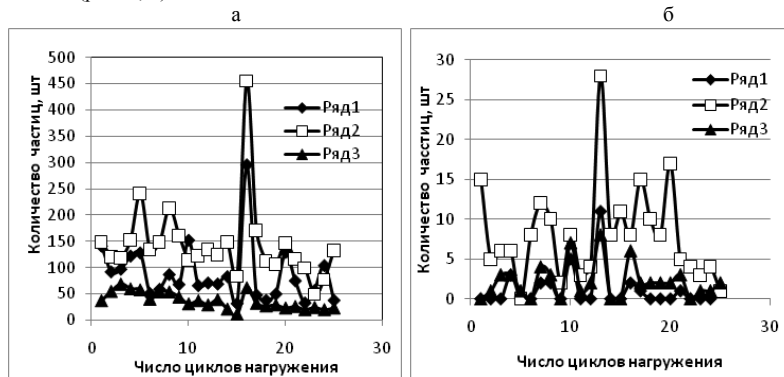


Рис. 2 Распределение субмикронных частиц для образца гранита в зависимости от числа циклов нагружения в диапазонах размеров: 1- 0,3-0,5 мкм; 2- 0,5-5 мкм; 3 – больше 5 мкм

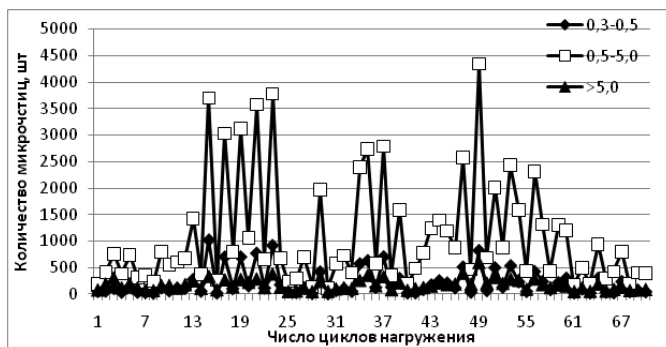


Рис. 3 Распределение субмикронных частиц для песчано-цементного образца в зависимости от числа циклов нагружения

Можно отметить следующие закономерности в образовании микрочастиц при ударном воздействии. Количество образующихся частиц, как и для квазистатического нагружения, зависит от петрографических особенностей горных пород и, например, для образца гранита оно примерно на порядок больше чем для мезефика при одинаковом уровне нагружения. Как правило, наибольшее количество частиц приходится на диапазон 0,5-5 мкм. Образование наибольшего числа микрочастиц наблюдается не после первого нагружения, а с некоторой задержкой после определенного числа циклов, что соответствует современным кинетическим представлениям о природе разрушения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (Проект 11-05-00528-а).

Литература

1. Викторов С.Д. Образование субмикронных частиц при горном производстве и новый метод оценки катастрофических явлений// Вестник РАН, 2013, Т 83, С.1-7

2. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Одищев В.Н., Осокин А.А. Эмиссия микрочастиц при одноосном сжатии образцов горных пород/ IV международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» М.: ИМЕТ РАН, 2011, С.656-657

3. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Осокин А.А. Эмиссия микрочастиц при деформировании и разрушения образцов горных пород в условиях одноосного сжатия// Вестник Тамбовского университета 2010, т.15, вып. 3, С.1163-1164

РАЗРУШЕНИЕ РАЗРЫВОМ КУСКОВ РУДЫ СКРЫТОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГРАФИТА

Дмитриев А.В.¹, Башарин И.А.²

Россия, Челябинск¹, ООО НП «Защита»², E-mail admitriev@csu.ru

Cryptocrystalline ore destruction by rupture at quick heating developed to full break of pieces into powder. Process is stimulated by water boiling in pores and very thin channels between pores. We found, by SEM, that structures of ore have two levels. In macro scale, lamellar structure is 2 – 4 nm thick, with micro substructure of very thin graphite sheets with nanometrical thickness.

Большие залежи рудного скрытокристаллического графита имеются в Восточной Сибири и на юге Челябинской области. При добыче и последующем обогащении руда дробится и измельчается. При использовании световой микроскопии руду характеризуют как аморфную, руду используют как содержащую обладающий смазочными свойствами графит, и как аналог явнокристаллического графита [1].

Руда Курейского скрытокристаллического графита имеет свойство полностью разрушаться до порошка при быстром нагреве увлажненных кусков [2, 3]. Разрушением разрывом получают порошки с пластинчатой формой частиц крупностью от 40 до 0,05 мкм. Дисперсный состав порошка при данном способе разрушения зависит от размера разрушаемых кусков, степени увлажнения, температуры и скорости нагрева. Отмечается, что анизометрия частиц порошка не зависит от размеров частиц и составляет от 15 до 20.

Разрушение увлажненных кусков руды разрывом происходит при перегреве водяного пара в микропорах до давления выше прочности графита на разрыв. При разрушении отслаивается часть материала на такой глубине от поверхности, откуда перегретый пар не успевает выйти через микропоры. Поверхность разрушения при разрыве проходит по наименее прочным скреплениям между структурными элементами и характеризует форму и агрегацию структурных элементов.

Для подготовки порошков отбирали крупные куски руды до 15 см в поперечнике с выраженной сланцеватостью и отсутствием минерализованных прослоек. Зольность руды составляла 8 – 10%. Для разрушения разрывом их дробили до размера кусочков от 10 до 20 мм. Увлажнение проводили длительной выдержкой в воде до насыщения. При разрушении разрывом жестяной закрытый контейнер с кусочком графита помещали в нагретую до 400^oC печь. После 3 – 4 минут прогрева графит разрушался с потрескиванием, после затихания контейнер извлекали из печи и охлаждали. Полученный порошок содержал до четверти фракции более 2 мм, пылевидная фракция менее 0,05 мм практически отсутствовала. Для микроскопических

исследований использовали частицы размером 1 – 2 мм. Микроструктурные исследования проводили с использованием растрового электронного микроскопа JSM - 6460 LV при увеличении 200 – 7000.

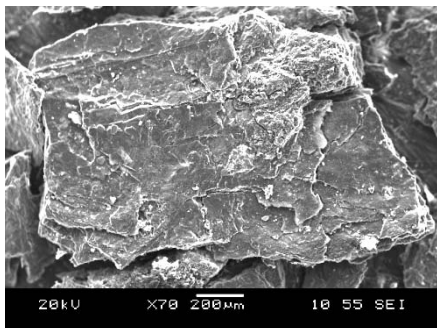


Рис. 1. Частица скрытокристаллического графита. $\times 200$

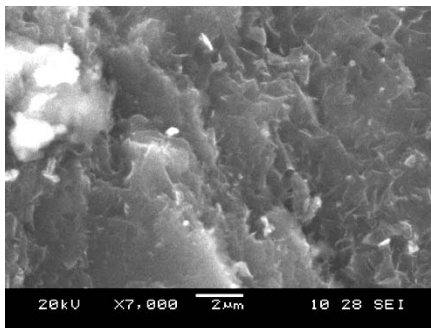


Рис. 2. Поверхность разрушения слоя вдоль сланцеватости $\times 7000$

Полученный разрушением разрывом порошок исследовали при различных увеличениях. Отдельные частицы порошка имеют пластинчатую форму. Поверхность пластинчатой частицы (рис. 1) образована преимущественно плоскостями после расслоения вдоль сланцеватости, с участками однородного темного матового цвета.

На поверхности слоя сланцеватости видны тонкие отслоения. Отдельно на поверхности частиц выявлены включения кристаллов со слоистой структурой явнокристаллического графита (рис. 2). Выделено включение кристалла прямоугольной размер 300×100 мкм и до 10 мкм в толщину. Поверхность разрушения внутри слоя неровная по высоте (рис. 2), отдельные листочки протяженностью до 10 мкм, угловатые выступы отдельных листочков достигают от 0,5 до 2 мкм. Толщина листочков составляет менее 50 нм, выявлены изогнутые листочки. Разрушение происходит при распространении поверхности разрушения вдоль слоев от начального участка с концентрацией напряжений по краям и сколом поперек сланцеватости. Структурными элементами руды скрытокристаллического графита можно считать тонкие листочки нанометровой толщины. Слои сланцеватости являются пакетами листочков, так что структура пластовой руды имеет два масштаба агрегации: пакетная упаковка листочков в слоях сланцеватости микронной толщины, и слоистая сланцеватая структура руды в пласте. Тонкие листочки графита непроницаемы, промежутки неплотной упаковки листочков создают плохо проницаемую систему микропор. Образование пластинчатых частиц при разрушении разрывом под действием сверхкритического давления осуществляется с расслоением листочков в слое сланцеватости, распространении трещины вдоль слоев с последующим хрупким отколом поперек сланцеватости.

Литература

1. Смирнов О.М., Крушенко Г.Г., Щипко М.Л., Махрова Ю.В. // Обогащение руд. 1999. № 1-2. С. 19-22;
2. Дмитриев А.В. // Химия твердого топлива. 2010. № 1. С. 39–44;
3. Дмитриев А.В. Патент РФ № 2357803. 2007.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ТВЕРДЕНИЯ МАГНЕЗИАЛЬНОГО ЦЕМЕНТА

Дуда О.М.

Украина, Прикарпатский национальный университет им. В. Стефаника, wulc@mail.ru

FEATURES OF HARDENING MAGNESIA CEMENT

Duda O.M.

The features of magnesia cement solidification, the analysis of experimental samples of cement and calcined dolomite mixture of magnesium chloride by infrared spectroscopy. The features of the structure of magnesia cement.

Изучены особенности процесса твердения магнезиального цемента.

Проведено исследование инфракрасных спектров образцов магнезиальных цементов, полученных путем обработки декарбонизированного доломита растворами чистых магния хлорида и сульфата, а также смеси декарбонизированного доломита с раствором магния хлорида с последующим испарением воды.

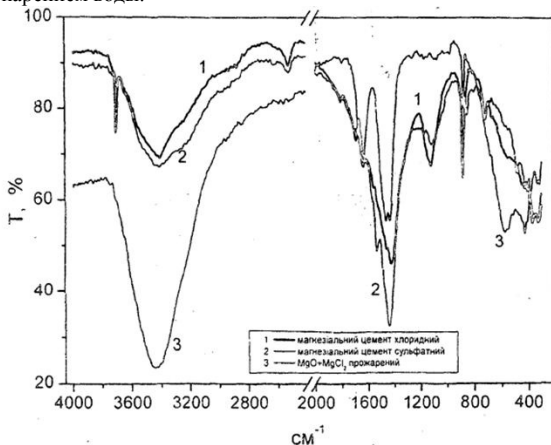


Рис. 1. Инфракрасные спектры нормированы и сглажены магнезиального цемента хлоридного, сульфатного и прокаленного доломита в смеси с магнием хлоридом, призма: калия бромид 1:100.

В спектре образца 1 обнаружено сильное поглощение гидроксильных и карбонатных групп, а также связанной водородными связями воды, и очень слабое поглощение атмосферного диоксида углерода.

В спектре образца 2 обнаружено сильное поглощение гидроксильных и карбонатных групп, а также связанной водородными связями воды, слабое поглощение сульфатных групп и очень слабое поглощение атмосферного диоксида углерода.

В спектре образца 3 обнаружено сильное поглощение гидроксильных и карбонатных групп, атмосферной воды, кроме того очень сильное поглощение связанной водородными связями воды, слабое поглощение атмосферного диоксида углерода.

Установлено, что при твердении магнезиального цемента происходит образование олигомерных цепей в которых магний связан с гидроксигруппами и хлором или сульфатными группами. Кроме того, в составе цемента содержится кристаллизационная вода.

Также в состав образцов цемента входит неразложившийся кальция карбонат, поскольку условия обжига доломита для приготовления образцов цемента позволяют разложить полностью только магния карбонат. Небольшое количество образованного кальция гидроксида при твердении поглощает атмосферный диоксид углерода.

В состав неотвердевшей смеси декарбонизированного доломита и магния хлорида входит неразложившийся карбонат кальция и магния оксид, кальция гидроксид поглощает атмосферную влагу и диоксид углерода. Также присутствуют кристаллогидраты магния хлорида.

Образцы магнезиального цемента выдержали воздействие агрессивных солевых, а также кислых и щелочных сред и сохранили механическую прочность. Прочность образцов на сжатие составляет 50МПа/см².

Цемент адсорбирует влагу, но прочность его при этом не изменяется. При прекращении воздействия воды происходит ее десорбция.

ХИМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ БАЗАЛЬТОВОГО СТЕКЛОВОЛОКОННОГО НАПОЛНИТЕЛЯ КАК ПУТЬ УПРАВЛЕНИЯ ЕГО СЦЕПЛЕНИЕМ С ЦЕМЕНТНОЙ МАТРИЦЕЙ

Кнотько А.В., Меледин А.А., Судьин В.В., Филиппов Я.Ю., Гаршев А.В., Путляев В.И.

Россия, МГУ имени М.В. Ломоносова, knotko@inorg.chem.msu.ru

THE CHEMICAL MODIFICATION OF THE BASALTIC GLASS FIBER FILLER AS A WAY OF ITS WITH THE CEMENT MATRIX COUPLING CONTROL

Knotko A.V., Meledin A.A., Sudin V.V., Filippov Ya.Yu., Garshev A.V., Putlayev V.I.

Russia, M.V. Lomonosov's MSU, knotko@inorg.chem.msu.ru

In this work the effect of the thermal at oxidation conditions and hydrolytic treatments of the basaltic glass fiber on the mechanical and micromorphological characteristics of its interface with the reinforced by its cement matrix was investigated.

Одним из перспективных направлений современного строительного материаловедения является разработка эффективных дисперсно армированных материалов типа стеклофибробетонов, фибробетонов и наполненных асфальтобетонов, в которых матрицей является цементный камень, а армирующим компонентом - волокнистая фаза. Правильное использование таких композитов позволяет заметно снизить количество цементного клинкера, требуемое для достижения нужных прочностных характеристик материала и, тем самым, повысить энергетическую эффективность строительства. Объектом исследования в данной работе является стекловидное минеральное волокно, получаемое путем минимальной переработки природного сырья – базальтов и других магматических пород основного состава, являющееся по комплексу своих механических и химических характеристик одним из наиболее эффективных волокнистых армирующих материалов. Основная проблема, возникающая при разработке и эксплуатации подобных материалов – низкая долговечность стекла, работающего в агрессивной химической среде (сильнощелочных цементных растворах). При этом эффективное совмещение входящим в состав композиционного строительного материала компонентом функций высококремнеземистой добавки и армирующего компонента (например в случае стеклофибробетонных композитов) требует достижения в нем оптимального соотношения между активностью кремнезема (в первую очередь вблизи поверхности частиц компонента) и коррозионной стойкостью по отношению к высокоосновной жидкой фазе твердеющего цемента.

Для повышения химической стойкости исследуемого волокна в щелочной среде оно было отожжено на воздухе при 500°C в течении 30 мин, при этих условиях происходило диффузионное перераспределение катионов в сечении волокна без кристаллизации базальтового стекла (которая приводит к резкому падению прочностных характеристик волокна), обогащающее его приповерхностный слой с толщиной несколько мкм ионами Na⁺ и, тем самым, значительно повышающее его основность. С целью управления формированием частиц гидросиликатных новообразований на границе раздела матрицы и волокна в процессе твердения композита, отожженное в окислительных условиях волокно было обработано безнатриевым буферным раствором с рН около 7 (1% водный раствор глицина), что привело к вымыванию с поверхности волокна части натрия и формированию относительно низкоосновного гидратированного слоя субмикронной толщины.

Механические испытания на диаметрально сжатие стеклофибробетонных композитов, содержащих окисленное волокно, показали, что упомянутая окислительная обработка приводит к повышению (до 1,5 раз) прочностных характеристик материала только в случае его твердения при повышенной (60°C) температуре, что, вероятно, свидетельствует об одновременном и конкурирующем действии щелочного разрушения волокна и пуццоланового эффекта. Для всех армированных волоконных композициях наблюдался эффект удержания на волокне при разрушении,

при этом для случая армирования волокнами, обработанными после окислительного отжига раствором глицина, разрушение с удержанием на волокне не приводило к уменьшению разрушающей нагрузки на следующем разрушении.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 07-03-00822-а), программ № 5 и 8 ОХНМ РАН, ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России», грантов Президента РФ МК-4910.2009.3 и МК-5269.2011.8), а также в интересах заявленного проекта РФФИ 13-08-12230-офи-м.

СИНТЕЗ ГРАНУЛЯРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПИРИТНЫХ ОГАРКОВ

Колпаков В.С., Лавров П.Б., Опарина И.Б., Раваев А.А., Федосов М.А.
*Российская Федерация, ОАО «Московский радиотехнический институт РАН,
Институт металлургии и материаловедения РАН им. А.А. Байкова,
ravaev@mrtiran.ru*

SYNTHESIS OF GRANULAR COMPOSITE MATERIALS BASED ON PYRITE CINDERS

Kolpakov V., Lavrov P., Oparina I., Ravaev A., Fedosov M.

The new method of synthesis of matrix type granular metal-ceramic composite materials based on pulverulent wastes of chemical industry (pyrite cinders) in the field of power microwave radiation is developed. Synthesized material with required mechanical properties may be successfully used as low-cost and durable abrasive.

Исследования и разработка инновационных методов получения дешевых композиционных материалов широкого назначения на основе отходов химической и металлургической промышленности представляет не только научно-технический, но и большой практический интерес. Так, мелкодисперсные порошки металлов, оксидов и других соединений могут стать сырьем для производства металлокерамики и, в частности, абразивных материалов. В настоящей работе описываются результаты исследований порошковых композиционных материалов на основе пылевидные отходов химической промышленности (пиритных огарков) и глинозема, получаемые в результате спекания гранул из такого материала в поле электромагнитного излучения СВЧ диапазона длин волн умеренной интенсивности. В работе выполнен комплексный физико-химический анализ полученного гранулярного композиционного металлокерамического материала.

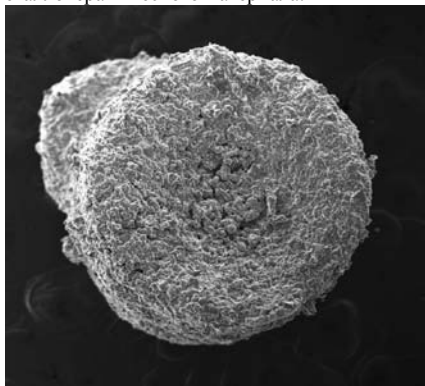


Рис. 1. Внешний вид гранулы

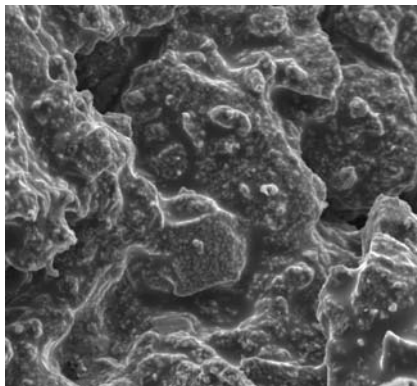


Рис. 2.

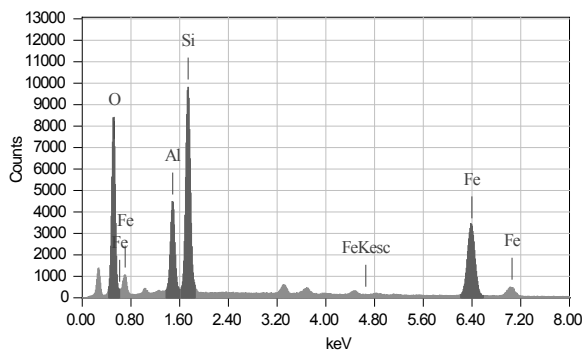


Рис. 3. Спектрограмма материала

Механические испытания образцов в виде цилиндров были проведены на универсальной испытательной машине INSTRON 3382 методом сжатия со скоростью нагружения 0,1 мм/мин.

Исследование морфологического строения шлифов, а также спектральный анализ был проведен на растровом электронном микроскопе с анализатором JED-2300.

Триботехнические испытания образцов проводились в условиях сухого трения скольжения на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме осевого нагружения: палец (KM) по диску (контртело) из стали 45 (HRC>63). Скорость испытания (0,37 м/с). Осевую нагрузку ступенчато увеличивали в пределах от 7 до 23 Н. Время испытаний при каждой нагрузке составляло 10 мин. Сила трения фиксировалась тензодатчиком.

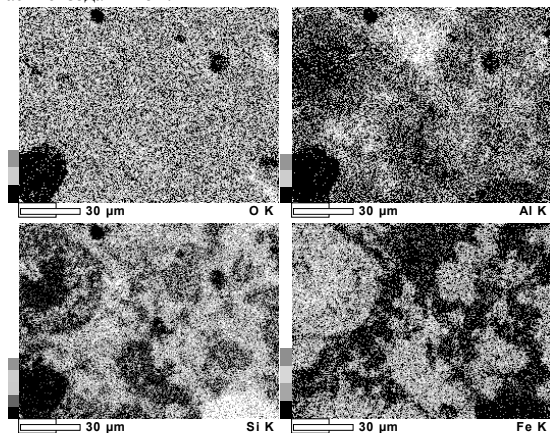


Рис. 4

Материал после СВЧ-спекания представляет собой гранулы цилиндрической формы, диаметром $l=2$ мм (рис. 1). Образцы имеют сильно очерченную морфологию поверхности с крупными и мелкими неравномерными структурными элементами (рис. 2). Гребни расположены в хаотическом порядке без определенной направленности. Имеются небольшие (порядка 10 мкм) включения округлой формы. Спектральный анализ выявил большое содержание в этих включениях алюминия.

Проведенный рентгеновский микроанализ шлифов показал, что преимущественно присутствуют 4-е элемента: Al, Fe, Si, O, которые образовали прочные соединения Al_2O_3 , SiO_2 и т.п. Элементный состав металлокерамики показан на рис. 3. Все элементы достаточно неравномерно распределены, кроме кислорода. Четко видны полости округлой формы (рис. 4)

разного размера. И кроме того, четко видна группировка областей железа и кремния.

Полученные в результате испытаний на сжатие механические свойства приведены на рис. 5. Вид кривой свидетельствует о множественном растрескивании образца уже на ранних стадиях деформации. При напряжении около 17 МПа от образца откололся небольшой кусок, но основной массив остался целым. Следующие куски отслаивались при 19 и 21 МПа. Предел прочности составил 26,5 МПа. По окончании испытаний образец распался на несколько довольно крупных кусков с небольшим количеством рассыпавшейся крошки.

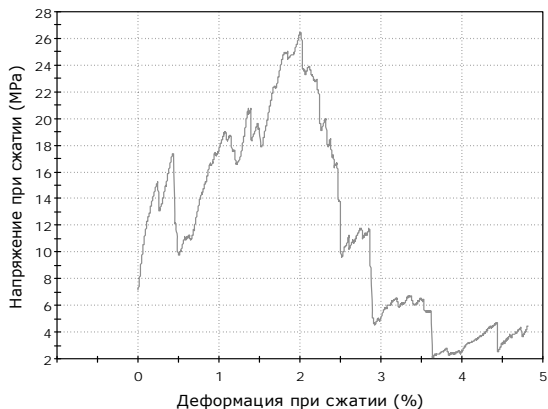


Рис. 5. Кривая деформации

Испытания на трение, показали, что при нагрузке 7Н происходит процесс приработки материала с возрастанием коэффициента трения. Средний коэффициент трения на этом этапе составляет 0,8186. При дальнейшем увеличении нагрузки процесс трения проходит нестабильно, значения средних коэффициентов при 11Н и 15Н составляли 0,9195 и 0,9 соответственно. В конце этапа при нагрузке 15Н происходит стабилизация процесса, что свидетельствует об установившемся механизме изнашивания. В условиях нагрузки 19Н процесс трения протекает стабильно с некоторым снижением коэффициента (0,8683). Увеличение нагрузки до 23Н приводит к явлению задира, отмеченное на диаграмме всплеском значений коэффициента трения (0,9174). Подобное свидетельствует о смене механизма изнашивания на более жесткий, что подтверждается исследованием поверхности образца, на которой обнаружены фрагменты контртела.

Выводы

Разработан новый метод синтеза гранулярных металлокерамических композиционных материалов матричного типа на основе пылевидных отходов химической промышленности (пиритных огарков) в поле мощного электромагнитного излучения СВЧ-диапазона длин волн. Получен абразивный материал с заданными свойствами, который может использоваться в качестве долговечного абразива с высоким содержанием железа.

Дальнейшие исследования будут направлены на исследование и разработку более эффективного метода СВЧ синтеза композиционных металлокерамических материалов рассмотренного класса в сильных электромагнитных полях.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ЗОНАЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНИХ НАГРУЗОК

Коровушкин В.В., Шипко М.Н., Смагина А.В.

Россия, НИТУ «МИСЦ», *krvsh@mail.ru*, *ivrgetu_nir@mail.ru*, *smagina.albina@gmail.com*.

INVESTIGATION OF DESTRUCTION PROCESS OF THE DOUBLE PHASED IRON ORE PELLETS UNDER EXTERNAL LOADS

Korovushkin V.V., Shipko M.N., Smagina A.V.

Abstract – This work has given a better understanding of the fracture behavior of iron ore pellets with double-phase structure which consists of magnetite core and hematite shell. There were carried out two experimental methods to determine the process of cracking inside the pellet under compressive loads. The first method consists of testing the half of double phased pellet between two horizontal plates. The sample was loaded until its failure. In the other case tested the whole pellet which also was loaded by the fixed stress. The results show that the fracture is initiated at the shell earlier than at the core of the double phased pellets, if that core doesn't have any cracks.

Разрушение обожженных железорудных окатышей происходит как непосредственно при действующих на них статических и ударных нагрузках, которые возникают при загрузке окатышей в доменную печь, так и в результате истирания друг о друга при их перегрузке и транспортировке. Данный процесс приводит к ряду негативных последствий, главные из которых: увеличение себестоимости чугуна и увеличение пылевывоса. Понимание механизма разрушения окатышей необходимо для разработки комплекса мер по повышению прочностных свойств окатышей. Особое внимание следует уделить все чаще встречающимся на производстве зональным окатышам с неоднородной структурой.

Для практического наблюдения и выяснения последовательности образования трещин и начала разрушения зональных окатышей были проведены два вида экспериментов. В первом случае окатыши разрезались с сохранением одной полной половины, которая затем шлифовалась и полировалась, после чего последовательно нагружалась до разрушения с видеозаписью. По данной методике были проведены испытания зональных окатышей из верхней части паллеты, ее середины и нижнего слоя, которые имеют четко выраженную зональность. В окатышах из верхней части паллеты начало разрушения фиксировали при нагрузке 52,8 кг. Это проявляется едва заметной трещиной в нижней части оболочки окатыша. При нагрузке 56,4 кг, эта трещина распространяется по ядру и оболочке окатыша, а далее при той же нагрузке окатыш разрушается вдоль приложения нагрузки. Картина разрушения окатыша из середины паллеты не отличается от выше рассмотренной. При нагрузке 58,4 кг также видна появившаяся трещина в оболочке, которая распространилась по границе раздела ядра и оболочки. Разрушение окатыша после образования трещин происходило уже при меньшей нагрузке. Окатыш из нижней части паллеты отличался большей трещиноватостью границы раздела между ядром и оболочкой, и развитие трещины при нагрузке 54,3 кг прошло именно по ней.

Из сопоставления разрушающей нагрузки следует отметить, что минимальное ее значение наблюдается в окатышах из нижнего слоя паллеты, во время как для окатышей из середины и верхнего слоя она выше. На это может сказываться как расположение окатыша в слое, так и большая выраженность границы раздела между ядром и оболочкой.

Во втором виде экспериментов окатыши были подвергнуты вертикальной нагрузке, не доводя окатыш до разрушения. Нагрузка увеличивалась ступенчато от 75 кг до 250, затем окатыши разрезались вдоль направления приложения силы, после чего на полированных поверхностях под микроскопом контролировалось начало образования трещин. В результате проведенных испытаний стало известно, что микротрещины начинают развиваться в магнетитовом ядре, обладающим большей пористостью, чем оболочка, преимущественно в направлении приложения нагрузки, при этом трещин в оболочке не наблюдалось.

Проведенное сравнение микротвердости ядра и оболочки в исходном окатыше показало, что микротвердость оболочки в 1,5 раза выше таковой ядра, при этом экспериментально было установлено, что магнетит более подвержен трещинообразованию по сравнению с гематитом и образование трещин в магнетитовом ядре наступает при меньшей нагрузке.

В результате проведенных исследований был сделан вывод, что разрушение окатышей начинается с появления трещины в оболочке в точках приложения нагрузки на поверхности, где

большие величины напряжений и деформаций окатыша. Это происходит, несмотря на первичное образование микротрещин в ядре окатыша магнетитового состава, вследствие распирающих горизонтальных сил в ядре окатыша, большую его пористость и меньшую твердость. При этом на величину разрушающих напряжений будет играть и диаметр ядра, поскольку с его увеличением прочность окатыша уменьшается, что было подтверждено в результате проведенных экспериментов. Таким образом, разрушение зональных окатышей проходит в две стадии. Сначала образуются микротрещины в ядре окатыша с одновременным увеличением пористости ядра, что ослабляет прочность магнетитового ядра в целом, а затем при достижении предела прочности оболочки, в ней появляются трещины и она раскалывается.

Результаты исследования распределения напряжений и деформаций в зональных окатышах при воздействии на них механической нагрузки имеют практическую значимость, поскольку позволяют понять механизм их разрушения. Так как прочность окатышей обусловлена прочностью ее оболочки, то при поиске путей упрочнения окатышей с помощью влияния на них физического воздействия, следует искать такие методы, которые в первую очередь укрепляют гематитовую оболочку. К таким методам может относиться магнитопульсная обработка

О ПРОЦЕССЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ ПРИ ВЗРЫВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Кочанов А.Н.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем комплексного освоения недр РАН, kochanov@mail.ru*

ABOUT THE PROCESS OF CRACKING AT VARIOUS SCALE LEVELS IN ROCKS UNDER THE EXPLOSIVE IMPACT

Kochanov A.N.

Discusses issues related to the mechanism of destruction of rocks. Notes that the role of a wave of voltages is the development of microdefects on a considerable distance from the charge. Quasi-static pressure gases determines the dynamics and time specific features of development of cracks.

Физический подход к разрушению как к кинетическому процессу подразумевает его многостадийность, и поэтому в большинстве исследований описание процесса разрушения материалов осуществляется с позиций развития дефектов на разных масштабных уровнях. Общие для всех материалов свойства, связанные со стадийностью протекания процесса разрушения заключаются в зарождении и росте микродефектов под действием напряжений, их слиянии и разделении материала с образованием одной или более свободных поверхностей и отдельных фрагментов. Специфика взрывного разрушения заключается в том, что оно происходит под действием двух факторов: волн напряжений и расширяющихся газообразных продуктов. В последнее время ряд современных исследователей отмечают особую роль «газового» фактора в процессе взрывного разрушения [1-3], предполагая, что волны напряжений играют только второстепенную роль и вызывают образование отдельных радиальных трещин вблизи заряда. Основное изменение свойств и состояния горных пород связывают с дроблением и образованием радиальных трещин в зоне непосредственно примыкающей к заряду. В данном случае методология анализа процесса взрывного разрушения горных пород основывается на идеализации горных пород как однородной сплошной среды с использованием критерием мгновенного хрупкого разрушения.

Однако горная порода принципиально неоднородный материал: особенность сложных геологических процессов, происходящих в массиве горных пород, обуславливает присущую всем горным породам неоднородность, связанную с неравномерностью распределения вещества и различными свойствами составляющих элементов. Одной из особенностей строения горных пород является трещиноватость, которая проявляется на различных масштабных уровнях. Для каждого масштабного уровня существует свой характерный размер дефекта, так на микроуровне характерным дефектом горных пород являются микротрещины длиной порядка 100 мкм и шириной от 0,1 мкм [4-5]. В результате процессов, инициированных в горных породах взрывным воздействием, происходит изменение структуры горной породы за счет развития

микротрещиноватости, и экспериментальные данные свидетельствуют о наличии поврежденности массива горных пород в области, радиус которой существенно превосходит область радиальных трещин. Проведенные исследования [6-7] показали, что изменения упругих и прочностных свойств горных пород, обусловленные локальным развитием микродефектов, могут наблюдаться на расстояниях 150-200 радиусов заряда. Изменения свойств горных пород на столь значительных расстояниях однозначно дает основание утверждать, что они вызваны прохождением волн напряжений. В настоящее время накоплены многочисленные экспериментальные данные по параметрам волн напряжений. Установлено, что скорость распространения волны напряжений практически совпадает со скоростью продольных волн и составляет в прочных горных породах 3-6 км/с. В рамках модели академика Шемякина Е.И. трение частиц и развитие микротрещин, которое носит локальный объемный характер, обуславливают более сильное затухание волн напряжений по сравнению с упругой моделью [8]. Для описания кинетики микротрещин можно использовать концептуальные положения механики рассеянных повреждений, описывающей динамику роста многочисленных, но малых по размеру дефектов. В рамках данного подхода для описания развития микродефектов при прохождении волн напряжений предложен показатель, характеризующий степень поврежденности горных пород с расстоянием от заряда в зависимости от свойств горных пород [7].

На основании теоретических и экспериментальных исследований работ [9-10] следует, что скорость расширения камуфлетной полости почти на порядок меньше чем скорость распространения волн напряжений, а это означает, что за время расширения камуфлетной полости волна напряжений распространяется на достаточно большие расстояния от заряда в горных породах, вызывая в них локальные микронарушения. Динамика процесса расширения газовой полости обуславливает закономерности и временные особенности развития макротрещин; имеет место синхронизация этих процессов во времени [11]. Модели взрывного разрушения, которые предусматривают совместное действие волн напряжений и продуктов детонации, хорошо известны. В работах [12-13] и других для устранения противоречий между теорией и экспериментом учтено не только квазистатическое действие продуктов детонации, но и волновое. Образование радиальных трещин вызывается волновыми явлениями, а под воздействием давлений газа происходит дальнейшее расширение первичных трещин. Отличие настоящего подхода состоит в том, что при прохождении волн напряжений в горных породах образуются множество рассеянных микронарушений на достаточно удаленных расстояниях от заряда, которые изменяют физические свойства среды и предопределяют дальнейшее развитие процесса взрывного разрушения горных пород под действием газообразных продуктов детонации. Таким образом, специфика процесса взрывного разрушения горных пород заключается в том, что трещинообразование зарождается на микроуровне при прохождении волн напряжений, а завершается образованием и развитием макротрещин на более высоком масштабном уровне под действием газообразных продуктов детонации. В рамках настоящего подхода предполагается возможность развития двух последующих схем фрагментации горных пород: за счет объединения микродефектов и при распространении отдельных начальных трещин от заряда ВВ. Роль в процессе взрывного разрушения той или иной схемы и волнового фактора определяется физическими свойствами горных пород, их структурными особенностями и степенью неоднородности. Для прочных однородных ненарушенных системой микротрещин пород механизм развития макротрещин за счет концентрации напряжений в их вершинах под действием газообразных продуктов детонации может быть основным.

Литература

1. Родионов В.Н., Адушкин В.В., Костюченко В.Н. и др. Механический эффект подземного взрыва. - М.: Недра. - 1971.-224 с.
2. Singh P.K. Rock fragmentation by explosives : An overview// Braunkohle –Surface Mining.- 2000. -№4.- С.401-407.
3. Казаков Н.Н. Вторая стадия безволнового расширения полости сосредоточенного заряда ВВ / Записки Горного института, 2001. - т.148, .- С.127-130.
4. Costin L.S. A microcrack model for the deformation and failure of brittle rock// Journal of geophysical research. 1983.-88-p9485-9492
5. Kragzn R.L. Microcracks in Rocks: A review// Tectonophysics/ 1983.-№100.- p.449-480
6. Садовский М.А., Адушкин В.В., Спивак А.А. О размере зон необратимого

деформирования при взрыве в блочной среде// Изв. АН СССР Физика Земли.- 1989.- С.9-15.

7. Кочанов А.Н. Исследование особенностей эволюции микродефектов при взрывном разрушении горных пород/ Инженерная физика.- 2007.- №6.- С.34-36.

8. Шемякин Е.И. Волна напряжений в прочных горных породах/ ПМТФ.- 1961.- №6.

9. Беляцкий В.П. Исследование развития полости и параметры ее энергообмена с породой при взрыве цилиндрического заряда ВВ /В сб.: Новые исследования в горном деле Научные труды ЛГИ.- Л.: 1972.- вып.5.- С.45-49.

10. Шемякин Е.И. О расширении газовой полости в несжимаемой упруго-пластичной среде. Тр. Сов. по народ.хоз. использованию взрыва. М.: 1959.- №3

11. Шемякин Е.И., Кочанов А.Н. О разрушении горных пород в ближней зоне подземного взрыва/ Взрывное дело № 92/49.- М.,- 1999.- С.7- 19.

12. Адушкин В.В., Спивак А.А. Геомеханика крупномасштабных взрывов.- М.: Недра, 1993.- 319 с

13. Мосинец В.Н. Дробящее и сейсмическое действие взрыва в горных породах. М.: Недра, 1976.- 271 с.

ОТ СИНЕРГОБЕТОНА К НАНОСИНЕРГОБЕТОНУ

Кузьмин И.Б.

Филиппины, i.b.kuzmin@gmail.com

FROM SYNERGYCONCRETE TO NANOSYNERGYCONCRETE

Kuzmin I.B.

The article presents the results of research and the creation of the building material of new generation - nanosinergyconcrete. It is superior to similar materials in their properties and characteristics are not the interest, but in many times. Nanosinergyconcrete is a qualitatively new material, as it works not only for compression but also in tension, torsion, bending. It allows to achieve a fundamentally new approaches in architecture, engineering, construction, and operation of buildings and structures.

Сегодня уже очевидно, что в нашу жизнь стремительно входит новый строительный материал – НАНОСИНЕРГОБЕТОН. Начиная с первых экспериментов [1] по модифицированию бетонных смесей наноматериалами стало ясно, что применение наноматериалов с использованием технологии бетонирования – синергобетонирования монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями, приводит к результатам, когда целый ряд свойств и характеристик бетона отличаются не только от обычного бетона, но и нанобетона не на проценты, а в разы [2].

Впервые в мире технология синергобетонирования монолитных конструкций бетонными смесями, разогретыми паром в смесительном барабане автобетоносмесителя, была применена автором в октябре месяце 1980 года при возведении фундаментов котельной животноводческого комплекса во Владимирской области (Россия). Тем самым было положено начало применения новой технологии, базирующейся на фундаментальных законах и принципах синергетики. Впоследствии исследования в реальных условиях строительного производства были продолжены в течение нескольких лет в разных регионах России и за ее пределами. Новая технология позволила максимально сократить время возведения монолитных конструкций и перейти к круглогодичной организации производства с суточным оборотом опалубки при повышении прочностных характеристик бетона и минимальных энергетических затратах.

Однако это оказалось лишь частью преимуществ, которые данная технология имела по сравнению с другими. Технология синергобетонирования монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями являлась по факту единственной, которая позволила без изменения прежних параметров перейти на качественно новый уровень при бетонировании монолитных конструкций. Как известно, бетон достаточно удовлетворительно работает на сжатие. Но для того, чтобы бетон работал на растяжение, изгиб, кручение необходимо выполнять дополнительно целый ряд мероприятий различного характера, как по составу его, так и по технологиям его производства.

Вместе с тем, используя в синерготехнологии бетонирования монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями различные наноматериалы, можно не только

достаточно просто решить технологические вопросы, например, равномерного распределения наноматериалов, подавая их в смесь компонентов бетонной смеси через пар, но формируя определенным образом наноматериалы в матрице бетонной смеси добиться увеличения прочностных характеристик бетона при работе его как на сжатие, так и на растяжение, изгиб и кручение. Фактически технология наносинергобетонирования позволяет заменить железобетон на наносинергобетон, полностью отказавшись от использования металла в бетоне. При этом характеристики такого бетона выше аналогичных в железобетоне. Это принципиально новое качество как технологии синергобетонирования пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями, так и работы бетона, приготовленного по этой технологии, в монолитных конструкциях.

Представленный в [1] фрагмент одного из первых экспериментальных образцов наносинергобетона был получен с применением наномодификатора НМ-1 (рис. а и б). Проводимые впоследствии исследования доказали реальность получения наносинергобетона, а к настоящему времени позволяют утверждать, что наносинергобетон – это не только материал будущего, но уже и настоящего [2].

Разработанный наномодификатор НМ-2 (рис. в и г) был направлен на усиление синергетического эффекта и создание высокопрочной структуры бетона. Фактически в наносинергобетоне данной группы составов удалось достичь передачи нагрузок и соответственно деформаций на матрицу, содержащую нанотрубки и нановолокна, а через нее и на нанотрубки и нановолокна. Это позволяет утверждать, что фактически получен материал, который при большей нагруженности, чем железобетон, продолжает работать в конструкции. Другими словами, что металлическая арматура такому бетону не нужна, а значит и понятие железобетон можно оставить истории.

Проектируя составы таких бетонов на базе разработанной и выдержавшей более чем 30-летнее “испытание временем” технологии синергобетонирования монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями, фактически можно перейти к моделированию деформирования и разрушения углеродных наноматериалов – нанотрубок и нановолокон с учетом связей с матрицей. Безусловно, на современном этапе развития технологии наносинергобетонирования, существует еще много вопросов ждущих своего ответа. Однако, уже сейчас с полной уверенностью можно констатировать тот факт, что за наносинерготехнологией бетонирования монолитных конструкций пароразогретыми в автобетоносмесителях смесями будущее.

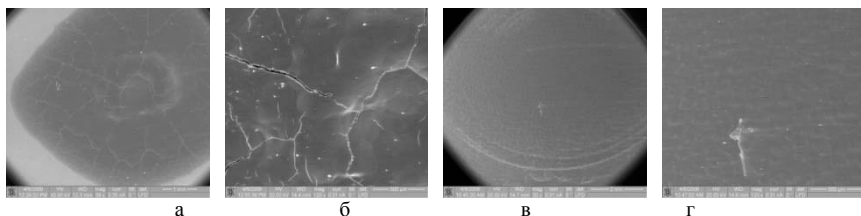


Рис. Виды образцов химических добавок – водных дисперсий наномодификаторов НМ-1(а, б) и НМ-2(в, г)

Как показывают теоретические разработки и практические исследования последних лет, для повышения прочности бетона в конструкции с использованием наноматериалов необходимо использовать определенный алгоритм. Этот алгоритм имеет как общие с ранее применяемым принципами, так и новые, отражающие особенности использования наноматериалов. Важной особенностью нового алгоритма является тот факт, что, пожалуй, впервые в истории человечества при проектировании зданий и сооружений архитекторы могут дать беспредельный полет своей фантазии и не заботиться о том, из каких материалов их сооружение будет возведено. При этом быть совершенно уверенными, что любые их самые немислимые фантазии будут реализованы проектировщиками и строителями.

Другими словами, если раньше строительное материаловедение шло по пути создания новых материалов или совершенствования уже существующих, и это являлось базой для архитектурного проектирования, то сейчас, с появлением наноматериалов и применением их в

строительных материалах, возможно применение другого алгоритма – материалы проектируются специально под конкретную конструкцию. И в этой связи, особую роль приобретают различные технологии моделирования. При этом, в отличие от нынешнего проектирования, когда проектировщики фактически не несут ответственность за свои проектные решения и не показывают, каким образом будет происходить разрушение материалов и конструкций, в новом алгоритме с проектированием материалов и конструкций с наноматериалами одним из первоочередных шагов является моделирование разрушения материалов и конструкций.

Таким образом, после воплощения архитектором своего замысла собираются нагрузки на конструкцию сооружения в целом и в частности на каждый элемент конструкции; подбирается набор материалов, включая наноматериалы, с характеристиками, позволяющими выдерживать нагрузки; производится компьютерное моделирование вплоть до разрушения материалов; моделируется матрица с конкретным расположением наноматериалов и ее работа в составе конструкции вплоть до разрушения. После чего остается всего лишь создать эту матрицу с наноматериалами и конструкцию из них.

1. Кузьмин И.Б. Применение нанокремнистых материалов при модифицировании мелкозернистых бетонных смесей. IV Всероссийская конференция по наноматериалам / Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2011. С. 503.

2. Кузьмин И.Б. Синерготехнология. Наносинергобетонирование. Изд-во LAP, Германия, 2013. – 225 с. ISBN: 978-3-659-40943-1.

ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ РАЗРУШЕНИЯ ПРИРОДНЫХ МИНЕРАЛОВ ПРИ БУРЕНИИ ТЕПЛООБМЕННЫХ СКВАЖИН

Кусаинов К., Турдыбеков К.М., Ахмадиев Б.А., Шуяшбаева Н.Н.

*Казахстан, Карагандинский государственный университет имени Е.А.Букедова
nn_shuish@mail.ru*

ELECTROHYDROIMPULSE TECHNOLOGY FOR GRINDING OF NATURAL MINERALS IN DRILLING WELLS FOR HEAT EXCHANGERS

Kussainov K., Turdibekov K.M., Ahmadiev B.A., Shuyushbayeva N.N.

Karaganda State University named after E.A.Buketov, Kazakhstan

Abstract: The aim of the study is to develop scientific and practical principles of implementation of energy saving heat pump technology for heat and cold supply to residential, public and industrial premises on the basis of alternative and renewable sources of energy. One of the effective methods to generate heat from groundwater by means of heat pump technology is the use of wells for consolidation of heat exchange elements produced by drilling. Fundamentally new innovative method of making wells is electro-hydraulic drilling, when electrical energy directly in the bottomhole transforms into mechanical energy of shock waves that can break up rocks. This paper describes the results of studies of the impact of electro-hydraulic pulse on hard and superhard rock minerals.

Разработка научно-практических основ внедрения энергосберегающих теплонасосных технологий для тепло- и хладоснабжения жилых, общественных и производственных помещений на базе нетрадиционных и возобновляемых источников энергии сегодня является актуальной задачей. Одним из эффективных методов получения тепла и грунтовых вод в теплонасосных технологиях является использование скважин для укрепления теплообменных элементов получаемых путем бурения.

Настоящая работа посвящена новому инновационному способу создания скважин методом электрогидроимпульсного бурения, на основе которого лежит уникальное явление – способ прямого преобразования электрической энергии в забое скважины в механическую энергию ударных волн, эффективно разрушающих горные породы.

Основными преимуществами данной новой технологии являются:

- возможность проведения работ в условиях ограниченного пространственного объема (построенные здания, крытые помещения, подвалы и т.п.), что является практически

невозможным при использовании традиционных методов бурения вследствие громоздкости оборудования;

- долговечная надежная работа за счет отсутствия трущихся и изнашивающихся частей установки;

- простота в эксплуатации и обслуживании, что обеспечивается применением в качестве активной части кабеля – электрода – являющегося единственным расходным материалом;

- малое энергопотребление и экологическая чистота при эксплуатации бурильной установки.

Для формирования импульса с коротким передним фронтом напряжения, прикладываемого к разрядному промежутку в жидкости, использовали разрядный промежуток в воздухе - воздушный разрядник, а для формирования определенной энергии импульса - накопительный электрический конденсатор [1]. Нами была разработана и испытана электрогидравлическая установка и рабочая ячейка для бурения (Рис.1).

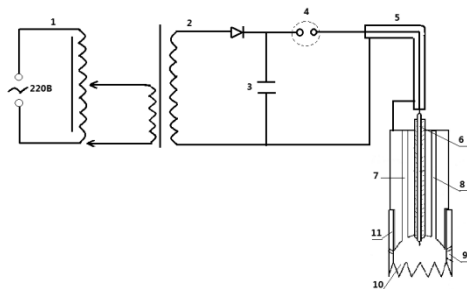


Рис.1. Схема электрогидравлической установки и электрогидравлического бора

1 – источника питания, 2-высоковольтный генератор, 3 - импульсный конденсатор, 4 - разрядник, 5 - коаксиальный кабель – электрод, 6 - центральный электрод, 7 и 8 – каналы для подачи промывочной жидкости, 9 – отверстие в коронке бора для выхода газов, 10 – зубцы коронки, 11 – коронка бора.

В результате экспериментального исследования определены оптимальные значения времени и количества искровых разрядов при электрогидравлическом бурении камней, определено время, при котором в процессе бурения происходит разрушение камней и твердых горных пород.

Объектами электрогидроимпульсной обработки являлись твердые горные породы в виде природных камней. В эксперименте были использованы природные камни, твердость которых составляет 5 – 6 единиц по шкале Мооса.

Эксперименты проводились следующим образом. Камни заданной толщины опускались на дно цилиндрической емкости, моделирующее забой реальной теплообменной скважины диаметром порядка 30 см. Цилиндрическая емкость заполнялась водой, и сверху емкости опускался электрогидравлический бур до достижения поверхности камня. После включения установки определялись количество разрядов до процесса разрушения[2-3].

Полученный график зависимости количества разрядов от толщины камня при разных значениях энергии представлен на рис.2.

По сравнению с традиционно используемыми установками достигнута более высокая скорость бурения электрогидравлическим буром. Электроимпульсное разрушение является безболотным, оно не требует специального прижатия электродов к забою со значительным усилием, а потому износ электродов при электрогидроимпульсном бурении сравнительно мал.

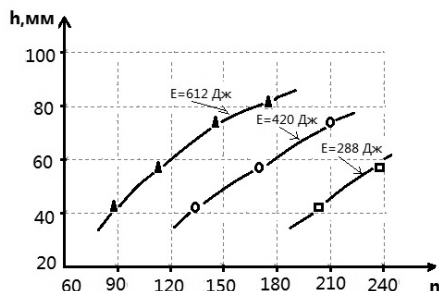


Рис. 2. График зависимости процесса разрушения камня заданной толщины от количества электрогидравлических импульсов.

Список использованной литературы

1. Юткин Л.А. Электрогидравлический эффект и его применение в промышленности.- Л: Машиностроение, 1986. – С.253.
2. Кусаинов К, Сакипова С.Е., Нусупбеков Б.Р., Турдыбеков К.М., Кужуханова Ж.А. Разработка электрогидроимпульсной технологии создания теплообменников для использования теплоты грунта на малых глубинах. Промышленная теплотехника. – международный научно-прикладной журнал. 2012. том 34, №7,-С. 32-33.
3. Кусаинов К, Nusupbekov B.R., Shaimerdenova G.M., Bulkairova G.A. Electroimpulse Grinding And Reduction Of Natural Minerals. Eurasian Physical Technical Journal. – 2009. – Vol.6. – №2 (12). – P. 60-64.

ВЛИЯНИЕ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРОЙ ЗАМЕРЗАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ МЕРЗЛОГО ГРУНТА

Малкин А.И., Бессонов А.И., Полукарова З.М., Афанасьева Г.Н.

*Институт физической химии и электрохимии им. А.Н.Фrumкина РАН
119071 Москва, Ленинский пр. 31 корп. 4, РФ*

The influence of water-ethanol solutions with halogen-containing compounds on the bend durability of model samples of frozen “sand/ice” dispersions has been studied under chosen conditions.

Изучено влияние водных растворов этанола, с добавлением галоидных солей: иодида калия или хлорида кальция на прочность образцов льда и модельного мерзлого грунта «песок/лед» в зависимости от температуры и концентрации поверхностно-активных растворов. Образцы, размером 1х1х6 см, готовились в разборной металлической форме из дистиллированной воды или водных растворов электролитов и кварцевого песка (фракция 0,15-0,25 см) с водотвердым отношением 0,285 промораживанием в климатической камере КПК630V (типа 3626/11 VEB Feurton Greiz) при температурах от -5 до -20°C в течение 7 часов и испытывались на поперечный изгиб по трёхточечной схеме со скоростью нагружения 16,6 кг/мин на приборе МП-9С [1], установленном также в климатической камере. Водные растворы C₂H₅OH с добавками 20 г/л KI или CaCl₂ подводились к напряженной (растянутой) поверхности образца через выпуклый мениск капилляра с помощью пипетки непосредственно перед нагружением (рис.1). Значения прочности на изгиб усреднены для 12 – 18 образцов. Коэффициент вариации измеренных значений прочности не превышал 6 % .

Опыты показали (рис. 2), что как чистый лед, так и образцы мерзлого грунта «песок/лед», полученные при -20°C и деформируемые изгибом при -20°C, обнаруживают снижение прочности при контакте со всеми испытанными жидкими средами. Наиболее резко влиял водно-спиртовой раствор с иодидом калия (рис. 2, среда 3): прочность снижалась более чем на 50%. Рис. 3 показывает влияние температуры замерзания образцов системы «песок-лед» и концентрации KI в составе раствора на степень понижения их прочности, которая оказывается наибольшей (прочность снижается вдвое) при концентрации KI в растворе 5-10%.

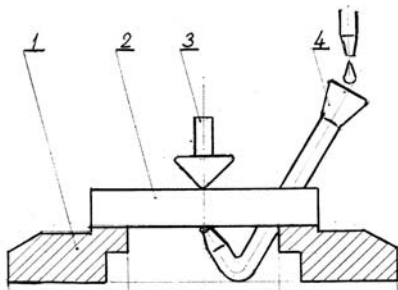


Рис.1 Схема нагружения и подачи водных растворов к образцу: 1 – раздвижная опора, 2 – образец, 3 – призма нагружения, 4 – капилляр.

В мерзлых грунтах структура льда, как и воды, формируется образованием водородных связей между молекулами [2, 3]. Поэтому по отношению ко льду, исходно менее прочному компоненту дисперсии «песок/лед», родственной средой будет вода («собственный расплав»). Также поверхностно-активными являются растворы, содержащие этанол и ионные соединения – галоидные соли калия и кальция (йодид калия и хлорид кальция). Величина поверхностного натяжения между льдом и водой, по оценкам разных работ (см., например, [4]), составляет от 10 до 26 мН/м, в то время как при 0°C поверхностное натяжение воды на границе с воздухом 75,50 мН/м. Поэтому возможно понижение прочности льда по механизму адсорбционного понижения прочности твердых тел (по Ребиндеру) [5].

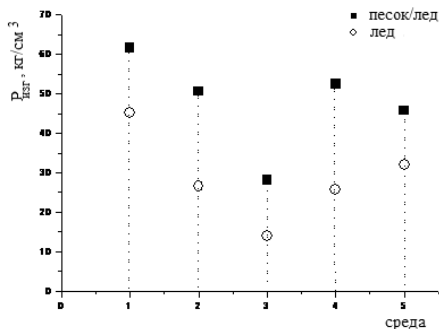


Рис. 2 Прочность на изгиб образцов льда и мерзлого грунта в условиях локального контакта со средой: 1- воздух, 2 - водный раствор C_2H_5OH (40% по массе), 3 - водный раствор C_2H_5OH (40%) + KI (20 г/л по отн. к р-ру), 4 - водный раствор C_2H_5OH (40%) + $CaCl_2$ (20 г/л по отн. к р-ру), 5 - водный раствор $CaCl_2$ (20% по массе)

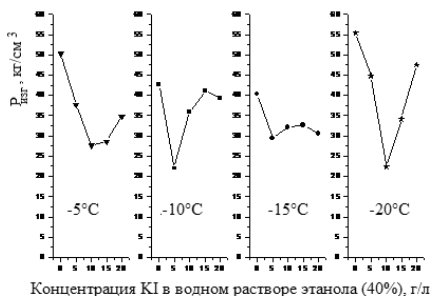


Рис. 3 Зависимость прочности на изгиб образцов мерзлого грунта «песок/лед» от концентрации иодида калия в растворе этанола и от температуры замораживания образцов.

Структура молекул C_2H_5OH дифильна, работа их адсорбции достаточно велика и может обеспечить на поверхности раздела фаз значительное понижение поверхностной энергии [4]. При 0°C поверхностное натяжение этанола 24,4 мН/м, на границе с водой – несколько единиц (до 8,5 мН/м) [4]. KI хорошо растворим в воде и почти полностью диссоциирует на ионы [6,7]. Анионы I^- вызывают наибольшее разрушение водородных связей, но, поскольку этот процесс эндотермичен и приводит к самопроизвольному понижению температуры [8], то возможен запуск механизма некоторой льдообразующей активности иодидов по отношению к

незамерзшей воде, всегда в каком-то количестве присутствующей на границе с твердой фазой мерзлой дисперсии и с воздухом [9], что может способствовать в некоторой степени упрочнению образцов.

Наоборот, в понижение прочности может быть внесен вклад процесса возможного локального подплавления льда в зоне контакта с жидкой средой. Молярная теплота плавления льда (1,44 ккал/моль) значительно меньше энергии водородной связи в нем (8 ккал/моль), и хотя при плавлении разрушается небольшое количество водородных связей (~9%) [10], все же может появиться дополнительная «порция» к фазе воды на границе со льдом или частицей песка. Основную же роль в понижении прочности льда в мерзлом грунте выполняют (в условиях опытов) локально-наносимые извне поверхностно-активные водные растворы с пониженной температурой замерзания, обеспечивая наличие жидкой фазы в зоне соответствующего напряженного состояния в образцах.

Баланс влияния ряда процессов, протекающих в мерзлых системах и действующих одно- или разнонаправленно с точки зрения обеспечения достаточного количества жидкой фазы на межфазных границах, при соответствующих напряженных состояниях может определять степень понижения прочности мерзлого грунта.

1. Шукин Е.Д., Бессонов А.И., Паранский С.А. Механические испытания катализаторов и сорбентов. М.: Наука, 1971. - 56 с.
2. Ершов Э.Д. Физико-химия и механика мерзлых пород. М.: Изд-во МГУ, 1986. - 333 с.
3. Пчелинцев А.М. Строение и физико-механические свойства мерзлых грунтов. М.: Наука, 1964. - 260 с.
4. Адамсон А. Физическая химия поверхностей. М.: Мир, 1979. - 568 с.
5. Лихтман В.И., Шукин Е.Д., Ребиндер П.А. Физико-химическая механика металлов. М.: Изд-во АН СССР, 1962. - 384 с.
6. Пчелин В.А. Гидрофобные взаимодействия в дисперсных системах, М.: Знание, 1976. -102 с.
7. Лурье Ю.Ю. Расчетные и справочные таблицы для химиков. М.-Л.: Госхимиздат, 1947.- 334 с.
8. Товбин М.В., Товбина З.М. Механизм гетерогенной нуклеации льда. // В Сб. Успехи коллоидной химии. Киев: Наукова думка, 1983. С. 84-88.
9. Цыгович Н.А. Механика грунтов. М.: Высшая школа, 1979. - 272 с.
10. Конищев В.Н., Рогов В.В. Методы криолитических исследований. М.: Изд-во МГУ, 1994. - 136 с.

СЕКЦИЯ 11
ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ
ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И
РАЗРУШЕНИЯ

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПТФЭ

Аргунова А.Г.

Россия, г. Якутск, ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН

RESEARCH OF FRICTION SURFACES OF NANOCOMPOSITES BASED ON PTFE

Argunova A.G.

Abstract. Processes of formation of friction surfaces in nanocomposites based on polytetrafluoroethylene are studied. It is shown that nanofiller particles concentrate on friction surfaces and form with PTFE molecules the focused structure. Thereof plastic deformation of blankets is at a loss. It leads to decrease in speed of mass wear.

Известно, что направленное изменение структуры полимерных композитов позволяет повысить служебные характеристики материалов. Взаимосвязь механических свойств полимеров с характером их надмолекулярных структур, определяемых микроскопическими методами, нашла свое отражение и в процессах трения. Молекулярная и надмолекулярная структура в поверхностных слоях весьма существенно отличается от строения в объеме материалов на основе полимеров. Проблема эта очень сложна и трудна, поэтому составить достаточно полную картину о наборе структурных состояний поверхностных слоев не представляется возможным.

В работе были исследованы нанокompозиты на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ). В качестве наполнителей использованы наноструктурные оксиды алюминия с размерами частиц 9-11 нм.

Ранее проведенными исследованиями показано, что при введении нанонаполнителя улучшаются деформационно-прочностные и триботехнические характеристики материала. Так, снижается и стабилизируется на минимальном уровне износ материала (в 300 раз), коэффициент трения, уменьшается длительность приработочного периода, что является нетипичным для наполненных полимеров.

На триботехнические свойства полимерных композитов влияет множество факторов, существенными среди которых являются: влияние нагрузки, скорости скольжения, ориентационные эффекты, структура поверхностных слоев материалов. В связи с этим, поверхность композитов была исследована методом растровой электронной микроскопии. При модификации дисперсными наполнителями ленточная структура ПТФЭ трансформируется в сферолитную. Известно, что диаметр сферолитов на поверхности образцов обычно меньше, чем в объеме. Изменение характера сферолитных образований вызывает изменение коэффициента трения. Более равномерной структуре соответствует меньший коэффициент трения.

В процессе фрикционного взаимодействия исходная структура поверхностных слоев претерпевает весьма существенные изменения. В процессе изнашивания материала частицы наполнителя ориентируются по направлению скольжения. При трении композита зарегистрирована миграция частиц наполнителя в поверхностный слой (рис.1) вследствие протекания трибохимических реакций при трении.

Формирование такой структуры нанокompозита обусловлено адсорбционным взаимодействием кластерных частиц НП с макромолекулами ПТФЭ при трении. Зарегистрировано образование вторичной сетчатой структуры из фрагментов прибораспада ПТФЭ. Вследствие этого затрудняется пластическое деформирование поверхностных слоев в процессе трения. Зарегистрировано сглаживание рельефа поверхности трения с увеличением содержания наполнителя за счет формирования тонких пленок, приводящая к пластификации поверхностных слоев материала, и, соответственно, к снижению коэффициента трения нанокompозита.

Установлено, что поверхности нанокompозитов обогащаются частицами оксидов при трении. Частицы наполнителя, сконцентрированные на поверхности трения формируют с макромолекулами ПТФЭ ориентированную структуру, которая выполняет роль защитного экрана, локализирующего в своем объеме деформации сдвига и предохраняющие поверхностный слой полимерного нанокompозита от разрушения.

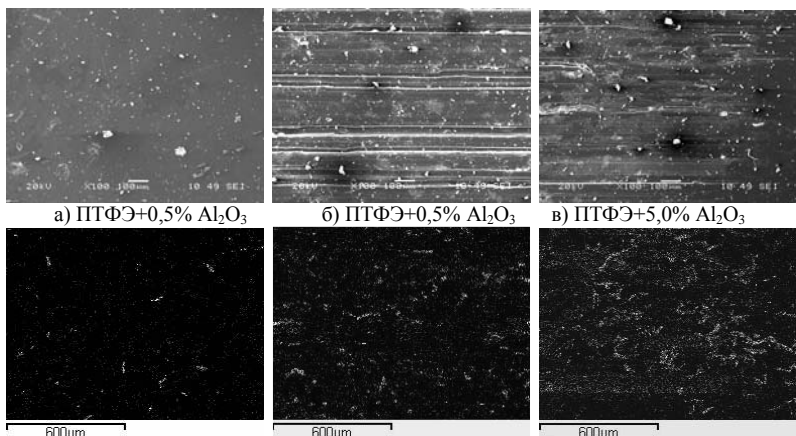


Рис.1. Микрофотографии поверхностей ПКМ (сверху) и растровая картина распределения оксида алюминия в объеме ПКМ в рентгеновских лучах по алюминию (снизу): а) до трения; б,в) после трения. Увеличение $\times 100$

Механизм и характер разрушения полимерного материала при трении зависят от соотношений энергий главных химических валентных связей и межмолекулярных связей между цепями, при этом разрыв главных цепей сопровождается образованием химически активных радикалов. Разрыв химических связей, очевидно, происходит в наиболее дефектных пограничных областях сферолитов.

Существенную информацию о трибологических процессах на поверхности ПКМ дают ИК-Фурье спектрометрические исследования. На основании анализа групповых частот и фактор-группы проведена интерпретация полос поглощения ИК-спектров исследуемых нанокомпозитов. На рис. 2 приведено сопоставление ИК-спектров нанокомпозитов до и после трения.

ИК-спектры по характеристическим пикам идентичны. Зарегистрировано появление полос интенсивности при 1657 см^{-1} и 1432 см^{-1} , относящиеся к валентным и маятниковым колебаниям $\text{C}=\text{C}$ групп, интенсивной широкой полосы при 3248 см^{-1} , отвечающей колебаниям OH групп. Это свидетельствует об окислении фрагментов трибораспада ПТФЭ вследствие разрушения структуры материала, разрыва цепей и «аморфизации» поверхностного слоя.

Кроме того, резко меняется соотношение полос в области $400\text{-}700\text{ см}^{-1}$, характеризующих кристаллические, упорядоченные фазы ПТФЭ. Увеличение интенсивности полос кристалличности в нанокомпозитах свидетельствует о повышении кристалличности в тончайших слоях полимеров при трении и изнашивании. Известно, что наносоединения оксидов металлов являются катализаторами трибохимических реакций в ПТФЭ, инициирующими не только разрывы C-F и C-C связей, но и в дальнейшем процессы «сшивки» фрагментов трибораспада полимера с формированием новых структур в поверхностных слоях. С этими данными согласуются и наши исследования.

Появление на поверхности трения композитов пиков, соответствующих окисленным группам является экспериментальным подтверждением участия кислорода в радикальных трибохимических превращениях макромолекул. Также при трении происходит протекание процессов дегидрирования, что, возможно, приводит к усилению образования в поверхностных слоях полимера сшитых структур – более износостойких, термически и механически устойчивых.

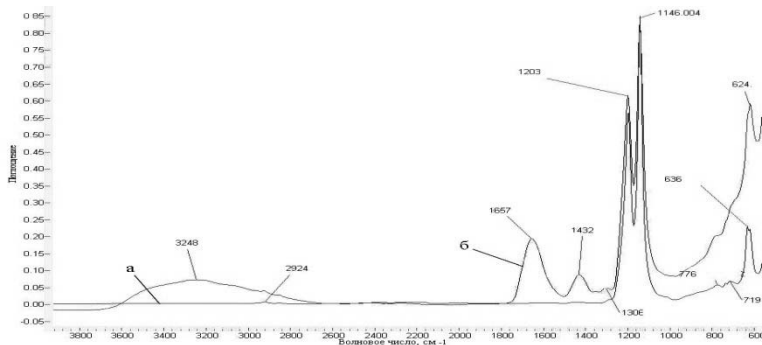


Рис. 2. ИК-спектры поглощения поверхностей нанокompозитов: а) до трения; б) после трения

Таким образом установлены факторы, определяющие механизм изнашивания нанокompозита на основе ПТФЭ, заключающиеся в обогащении поверхности трения частицами нанонаполнителя, которые участвуют в формировании высокоориентированных «сшитых» структур, защищающих поверхностный слой композита от износа.

О НАИЛУЧШЕЙ СТРУКТУРЕ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОВЕРХНОСТЕЙ С ВЫСОКИМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ВЫКРАШИВАНИЮ

Боровик А.В.¹, Боровик В.Г.²

¹Украина, Институт проблем прочности НАН Украины

²Украина, Институт проблем материаловедения НАН Украины, E-mail: v_borovik@inbox.ru

ABOUT THE BEST STRUCTURE FOR STRUCTURAL MATERIALS AND SURFACES WITH HIGH RESISTANCE TO SPALLING AND FLAKING

Borovyk O.V., Borovik V.G.

The results of the stress-strain state modeling of the isotropic and unidirectional fiber (layered) materials under uniaxial tensile specimen with crack and contact loading at different cohesive strength of the boundaries between the fibers were presented. It is shown that the inelastic sliding between the surfaces of load bearing elements of material microstructure, which are oriented along the direction of maximum stress, provide reduced stress concentration at the crack tip and more uniform stress distribution in the effective section of the specimen. The boundaries between the fibers (layers) which are perpendicular to contact surface (inner surface of the inelastic shear) help to minimize the tensile stress in the contact vicinity. Thus, unidirectional fibrous structure achieves the maximum possible strength of the material both in tension and in contact loads.

Представлены результаты моделирования напряженно-деформированного состояния изотропного и однонаправленного волокнистого (слоистого) материалов при одноосном растяжении образца с трещиной и контактным нагружением при различной когезионной прочности границ между волокнами. Показано, что поверхности неупругого сдвига между несущими элементами микроструктуры материала, ориентированные вдоль направления максимальных напряжений, обеспечивают снижение концентрации напряжений в вершине трещины и более равномерное распределение напряжений в эффективном сечении образца. Границы между волокнами (слоями), перпендикулярные контактной поверхности (внутренние поверхности неупругого сдвига), способствуют минимизации растягивающих напряжений в окрестности контакта. Таким образом, однонаправленная волокнистая структура обеспечивает достижение максимально возможного сопротивления разрушению материала как при растяжении, так и при контактных нагрузках.

При разработке новых конструкционных материалов возникает вопрос: какую структуру следует придать материалу с конкретным химическим и фазовым составом, чтобы он имел

максимальные прочность и сопротивление разрушению. Существует и можно себе представить множество структур материалов и их классификаций [1]. Однако рассматривать большинство из них в качестве перспективных для получения материала с экстремальными характеристиками, по-видимому, не имеет смысла. Гораздо продуктивнее воспользоваться «техническими решениями», имеющимися в биологической природе. Они прошли миллиарды лет эволюции и, очевидно, являются наилучшими. История всего человечества и его опыт по сравнению с этим периодом ничтожны.

Известно, что конструкционные материалы биологического происхождения имеют однонаправленную волокнистую и слоистую структуру. Она состоит из жестких несущих элементов (волокон и слоёв), ориентированных вдоль направления максимальных напряжений, и тонких прослоек между ними с достаточно большой неупругой деформативностью. Моделирование поведения такой структуры в процессе деформирования и разрушения проводили в рамках механики сплошной среды, линейной механики трещин и механики контактов с использованием метода конечных элементов. Исследуемую структуру представляли в виде пакета линейно-упругих несущих элементов (рис.1). Слабые боковые связи между несущими элементами имитировали моделями кулоновского трения, идеальной пластичности, когезионной моделью [2]. Сравнивали напряженно-деформированное состояние модели с волокнистой (слоистой) структурой и модели без внутренней структуры, представляющей однородный изотропный материал с такими же упругими характеристиками.

В результате моделирования показано, что, локальная концентрация напряжений, на границах несущих элементов у вершины и поверхности макротрещины приводит к неупругому сдвигу по этим границам, который начинается практически вначале нагружения при невысоких средних напряжениях в материале. Благодаря этому неупругому сдвигу единая область большой концентрации напряжений у вершины дефекта (трещины) распадается на множество областей малой концентрации напряжений на границах несущих элементов микроструктуры. Причем, по мере увеличения нагрузки эти области малой концентрации напряжений удаляются друг от друга вдоль границ несущих элементов, что приводит к исчезновению большой области концентрации напряжений у вершины трещины (дефекта) и выравниванию напряжений в эффективном сечении модели (элементе конструкции). В изотропном упругопластическом материале при достижении его предела текучести также происходит трансформация большой области концентрации напряжений в окрестности дефекта. Но области малой концентрации напряжений (зоны пластического течения) смещаются под углом примерно 45° к направлению максимальных напряжений и тем самым уменьшают эффективное сечение и несущую способность элемента конструкции. Таким образом, *ключевым признаком* конструкционных материалов биологического происхождения, который обеспечивает их экстремально высокие сопротивление разрушению и прочность, можно считать наличие в них механизма, обеспечивающего взаимный сдвиг несущих элементов структуры вдоль направления максимальных напряжений и отсутствие возможности сдвига в других направлениях. На рис. 2 показаны микроструктура и диаграмма деформирования образца модельного материала, в котором реализован этот механизм. Данный материал получен горячим прессованием пучка стеклянных (базальтовых) волокон [3]. Такую же структуру имеют передовые керамические материалы типа SA-Tyranohex [4].

При изучении напряженно-деформированного состояния поверхности твердого тела при вдавливании в неё индентора использовали те же модели материалов. Волокна (слои) материала были ориентированы перпендикулярно нагружаемой поверхности. В процессе моделирования индентирования торца волокнистого материала также наблюдали распад области концентрации напряжений вблизи границы контакта и снижения уровня сжимающих напряжений. Показано, что сдвиг по границам волокон минимизирует растягивающие напряжения в окрестности контакта и, соответственно, устраняет причину растрескивания и выкрашивания поверхности материала. Ресурс рабочих элементов бурильного оборудования с однонаправленной волокнистой структурой существенно выше, чем у таких же элементов с другими структурами [5].

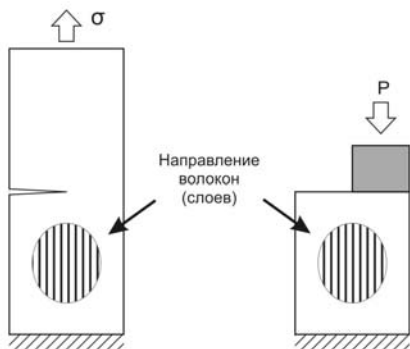


Рис. 1. Модель конструктивного элемента с трещиной и поверхности, подверженной контактной нагрузке.

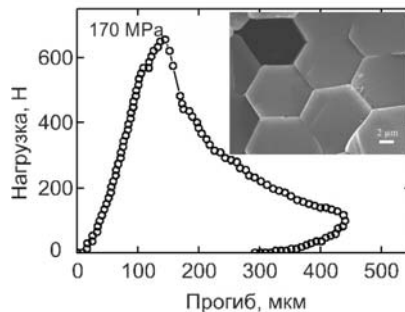


Рис. 2. Диаграмма деформирования образца без надреза при трехточечном изгибе. На вставке представлен фрагмент излома образца базальтовой керамики с однонаправленной волокнистой структурой.

Литература:

1. Олейник Г.С. К проблеме проектирования микроструктуры керамических материалов // Порошковая металлургия. – 2012. – No.11/12. – С. 117 – 138.
2. Alfano G., Crisfield M.A. Finite element interface models for the delamination analysis of laminated composites: mechanical and computational issues // International Journal for Numerical Methods in Engineering. – 2001. – 50, No 7. – P. 1701 – 1736.
3. Боровик В.Г., Григорьев О.Н., Субботин В.Н. Новый конструкционный материал с однонаправленной волокнистой структурой // Порошковая металлургия. – 2012, № 1/2. – С.65 – 74.
4. Ishikawa T. Crack-resistant Fiber-bonded Ceramic. // Advanced Engineering Materials. – 1999. – 1, № 1 – P. 59 – 61.
5. Pat. 7517580 U.S Aligned composite structures for mitigation of impact damage and resistance to wear in dynamic environments / A. C. Mulligan, et al. — Publ. 2009. — April 14.

ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ЧЕРЕДУЮЩИХСЯ НАНОСЛОЕВ CrN/AlN

Воронов А.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Калашников М.П.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, retc@ispms.tsc.ru

TRIBOMECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF MULTILAYER COATINGS ON BASIS OF CrN/AlN ALTERNATIVE NANOLAYERS

Voronov A.V., Sergeev V.P., Fedorishcheva M.V., Kalashnikov M.P.

By means of installation of vacuum ion-magnetron sputtering with simultaneous operation of two magnetron and ion source have been deposited nanoscale multilayered coatings based system CrN / AlN. Influence of parameters is investigated of magnetron sputtering on their structure-phase state, the chemical composition and tribomechanical properties. The phase composition and average grain size of the main phases is defined by X-ray diffraction analysis in the deposited coatings.

Одним из приоритетных направлений современной науки и техники является изучение методов формирования и свойств новых материалов, в частности, создание многокомпонентных, нанокристаллических покрытий с характерным размером зерна не превышающим 100 нм. Большое внимание в последнее время привлекают высокоизносостойкие нанокompозитные покрытия для режущего инструмента на основе системы Cr-Al-N. По сравнению с покрытиями типа Ti-Al-N они имеют более высокую окислительную стойкость при высоких скоростях резания, благодаря образованию защитного слоя хрома и алюминия, подавляющих диффузию кислорода в объем материала.

Целью настоящей работы является исследование метода формирования нанослоистых покрытий на основе системы CrN/AlN при одновременной работе двух магнетронов и ионного источника, и изучение влияния параметров магнетронного осаждения на их структурно-фазовое состояние, химический состав и трибомеханические свойства.

Осаждение покрытий проводили на установке вакуумного ионно-магнетронного напыления типа «Квант». Для работы магнетронов использовали мишени из алюминия и хрома диаметром 120 мм. Бомбардировка ионами хрома осуществлялась с помощью вакуумно-дугового ионного источника. Покрытия осаждали на образцы размером 15x6x6 мм из инструментальной стали.

Варьируя мощностями магнетронов, током дугового ионного источника, скоростью вращения поворотного стола, получали слоистые покрытия на основе CrN/AlN с различным соотношением содержания нитридов хрома и алюминия в покрытии, что приводило к определенному структурно-фазовому состоянию и свойствам таких покрытий.

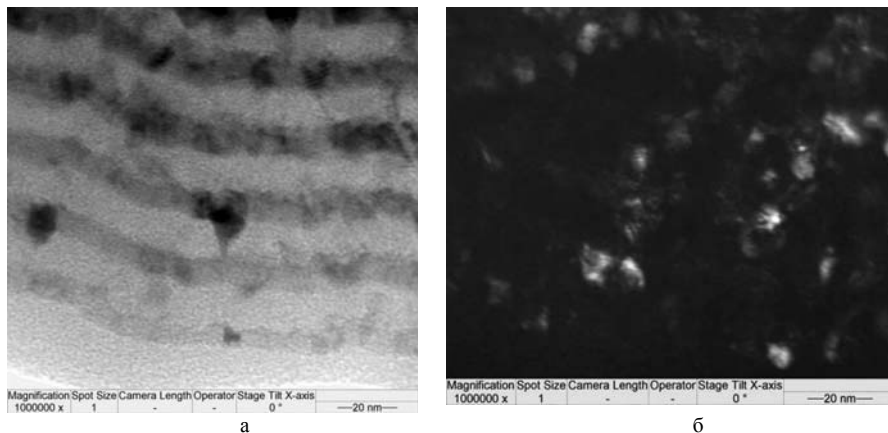


Рис. 1 Электронномикроскопическое изображение поперечного сечения покрытия образца 21, полученное с помощью микроскопа высокого разрешения JEM2100 в режиме светлого (а) и темного (б) поля.

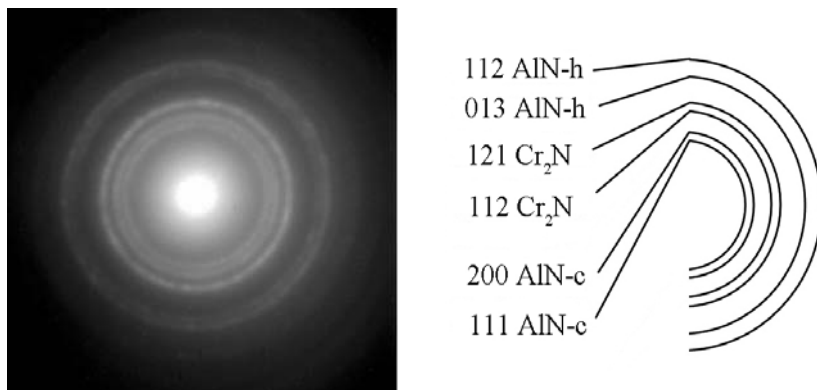


Рис.2 Микроэлектронграмма покрытия образца 6, полученная с помощью ПЭМ.

Методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) установлено, что покрытие имеет нанослоистую структуру (рис.1а) и

состоит из двух основных фаз: Cr₂N с гексагональной плотноупакованной решеткой и AlN с гексагональной решеткой типа вюртцита P6₃/mc (рис.2). Оценка среднего размера зерен основных фаз методом PCA по уширению дифракционных линий и электронномикроскопическим – по изображениям структуры в темном поле, дает величину от 5 до 20 нм (рис.1б). Размер зерен не выходит за пределы слоя. По границам слоев наблюдаются тонкие прослойки на основе интерметаллидов Cr₂Al и Al₃Cr₅. Установлен характер влияния ионной бомбардировки на трибомеханические свойства покрытий.

С помощью скрейтч-тестирования на приборах REVETEST-RST и NanoHardnessTester выявлены особенности влияния чередующихся нанослоев CrN/AlN на адгезию и трибомеханические свойства покрытий.

Установлено, что повышение износостойкости в области низкой концентрации Al (13 - 60 об.%) в покрытии происходит в связи с образованием окислительно-стойкой фазы Al₂O₃, препятствующей разрушению покрытия в трибоконтате в условиях окислительного изнашивания. Однако, при высокой концентрации Al в покрытии (более 70 об.%) происходит размягчение композиционного покрытия из-за повышения объемной доли более мягкой фазы AlN. В результате, износостойкость покрытия уменьшается в области высоких концентраций Al (70 – 80 об.%).

Таким образом, износостойкость покрытий на основе системы CrN/AlN, с изменением содержания Al в покрытии, носит экстремальный характер с максимумом в области ~ 60 - 70 об.%.

Литература:

1. Jong-Keuk Park, Young-Joon Baik The crystalline structure, hardness and thermal stability of AlN/CrN superlattice coating prepared by D.C. magnetron sputtering. //Surface & Coatings Tehnology. – 2005. – V. 200. – P.1519-1523.

2. M. Brizuela et al. Magnetron sputtering of Cr(Al)N coatings: mechanical and tribological study // Surface & Coatings Technology. – 2005. – Vol. 200. - P. 192–197.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОДУКТОВ ИЗНОСА ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ АЛЮМИНАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Калашников И.Е., Болотова Л.К., Чернышова Т.А.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им.А.А.Байкова Российской академии наук,
e-mail: kalash2605@mail.ru*

RESEARCH OF WEAR PRODUCTS AT TRIBOLOGICAL TESTS OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITES MATERIALS

Kalashnikov I.E., Bolotova L. K. and Chernyshova T.A.

The results of studying of wear products at tribological tests of aluminum matrix composite materials ex situ reinforced with disperse nanosize powders obtained by plasma–chemical synthesis, as well as with intermetallic phases formed by in situ reactions, are presented.

Результаты испытаний на трение показывают, что армирование алюминиевой матрицы интерметаллидными фазами в процессах in-situ повышает износостойкость и расширяет диапазон трибонагрузки алюмоматричных композиционных материалов (КМ). Антифрикционные свойства таких КМ обеспечиваются относительно высокой твердостью интерметаллидных фаз, отсутствием загрязнений на межфазной поверхности, прочной связью между включениями интерметаллидов и матрицей, определяющих нагрузочную способность КМ и сопротивление схватыванию [1]. Новые эффекты могут быть получены при модифицировании структуры КМ добавками наноразмерных тугоплавких фаз. Добавки тугоплавких наноразмерных фаз не участвуют непосредственно в процессе трения скольжения в качестве несущих элементов из-за малых размеров, однако заметно влияют на трибологические характеристики КМ благодаря эффекту модифицирования структуры КМ.

Исследовали образцы КМ полученные реакционным литьем при добавлении в матричный расплав АД1 металлических порошков Ti и Ni и наноразмерных модификаторов

составов: АД1+3вес.%Ti+3вес.%Ni (обр. № 1), АД1+3вес.%Ti+3вес.%Ni + 0,25вес.% W (обр. № 2), АД1+3вес.%Ti+3вес.%Ni + 0,25вес.% TiCN (обр. № 3), АД1+3вес.%Ti+3вес.%Ni + 0,25вес.% W-C (обр. № 4). Металлические порошки Ti и Ni имели размер 100 и 20 мкм соответственно, наноразмерные модификаторы W \approx 50нм, TiCN и W-C \approx 30нм. Ранее, в работе [2] в результате измерений элементов структуры КМ без нанодобавок и с нанодобавками, выполненных с использованием программы Qwin для анализа изображений, было показано, что модифицирующее влияние наноразмерных порошков на структуру модельного сплава состава АД1+3вес.%Ti+3вес.%Ni проявляется в уменьшении размера зерна матрицы, изменении относительной площади, занятой интерметаллидными фазами и эвтектикой, и размера блочных интерметаллидных фаз. В работе [3] установлено, что введение в расплав наноразмерных порошков, полученных плазмохимическим синтезом (W, TiCN, W-C), увеличивает дисперсность интерметаллидных фаз, образующихся в реакции in-situ, и стабилизирует их размер, а также уменьшает размер элементов эвтектики примерно в два раза при нулевой выдержке расплава перед разливкой и в 1,6 раза при выдержке, равной 60 мин. Испытания образцов КМ на трение скольжения без смазки против контртела из стали 45 показали, что введение наноразмерных добавок в модельный сплав АД1+3%Ti+3%Ni практически не отражается на коэффициенте трения КМ, но увеличивает задиростойкость и диапазон трибонагружения. Испытания проводили на установках CETR UMT Multi – Specimen Test System и МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004). Осевую нагрузку изменяли в пределах от 18 до 60 Н (0,2– 0,7 МПа) при скорости вращения втулки 540 об/мин, что соответствует средней окружной скорости скольжения 0,39 м/с, время испытаний при каждой нагрузке составляло 15 мин.

Образцы, отлитые при различных временах выдержки перед разливкой (от 0 до 60 мин), с наноразмерными добавками имеют более высокую износостойкость, чем модельный сплав АД1+3%Ti+3%Ni, причем наибольшее влияние на трибологические свойства КМ оказывает модифицирование порошками TiCN и W-C. Таким образом, важную роль в износостойкости КМ играет не только наличие твердых и прочных интерметаллидных фаз, но и их размер и форма. В КМ с нанодобавками увеличивается общее количество интерметаллидных включений и улучшается равномерность их распределения в матрице, доля матрицы в поверхности трения уменьшается. Другим фактором, определяющим поведение исследуемых материалов при триботехнических испытаниях, является образование промежуточного или переходного слоя, образующегося из продуктов износа контактирующих тел. Результаты исследований рельефа и состава поверхностей трения и продуктов изнашивания позволяют сделать заключения о ведущих механизмах изнашивания в опробованных условиях трибонагружения.

На рис. 1 представлены микрофотографии поверхностей трения и продуктов износа (дебриса) образцов исследуемых составов. Видно, что на поверхности трения исходного сплава (обр.1) в результате пластического деформирования формируются глубокие шероховатые борозды, вытянутые в направлении скольжения, наблюдаются участки с признаками абразивно-адгезионного взаимодействия, занимающие значительную часть общей поверхности трения (рис. 1а). Поверхность трения образцов КМ с нанодобавками (рис.1 б, в, г) заметно отличается от таковой образца АД1+3%Ti+3%Ni, борозды пластического деформирования менее выражены, участки абразивно-адгезионного взаимодействия носят фрагментарный характер (рис.1 б, г) или отсутствуют (рис.1 в).

Переходный слой состоит из дисперсной механической смеси из материала матричного сплава, интерметаллидных включений, контртела и их оксидов и характеризуется возросшей дисперсностью при испытании образцов №№ 2, 3, 4, модифицированных наноразмерными добавками (рис.1 е, ж, з). Важную информацию для определения доминирующего механизма изнашивания в исследуемых условиях трибонагружения дают данные микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) продуктов износа. Так, в условиях абразивно-адгезионного изнашивания (обр.№1) МРСА выявляет в составе дебриса высокое содержание Al (49,82 ат.%), а при исследовании КМ, характеризующихся высокой износостойкостью (обр.№ 2, 3, 4), в дисперсных продуктах износа доля Al уменьшается при увеличении содержания Ti, Ni, а так же Fe, Mn, Cr и их оксидов, обеспечивающих низкий уровень интенсивности изнашивания по окислительному механизму.

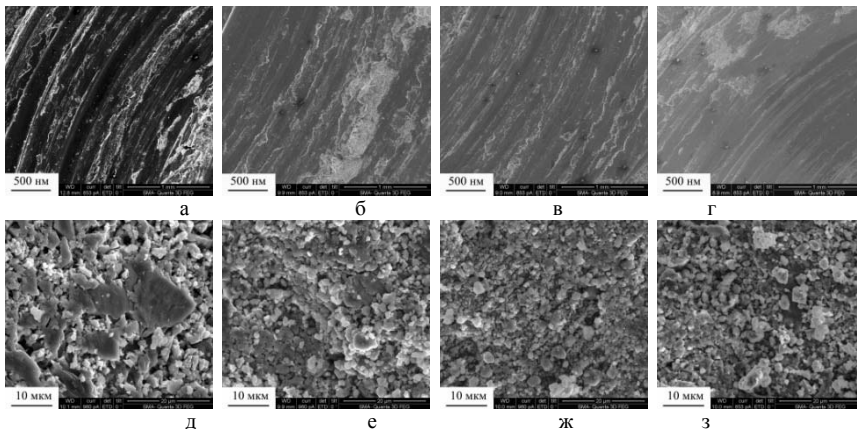


Рис.1. Микрофотографии поверхностей трения (а, б, в, г) и продуктов изнашивания (д, е, ж, з) образцов №№ 1, 2, 3, 4, соответственно. Выдержка расплава перед разливкой 60 мин, тепловые условия при кристаллизации одинаковые.

1. Чернышова, Т.А. Трибологические свойства литых алюмоматричных композитов, модифицированных нанопорошками / Т.А. Чернышова, И.Е. Калашников, Л.К. Болотова // *Металлургия машиностроения*. - 2010. - №2. - С. 17-22.

2. Чернышова, Т.А. Исследование модифицирующего влияния добавок нанопорошков, полученных плазмохимическим синтезом, на структуру литых алюмоматричных КМ / Т.А. Чернышова, И.Е. Калашников, А.В. Самохин, Н.В. Алексеев, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева // *Российские нанотехнологии*. - 2009. - т.4. - №7-8. - С. 149-154.

3. Калашников, И.Е. Трибологические характеристики литых алюмоматричных композиционных материалов, модифицированных наноразмерными тугоплавкими порошками / И.Е. Калашников, Т.А. Чернышова, Л.К. Болотова // *Российские нанотехнологии*. - 2011. - Т. 6. - № 1-2. - С. 135-142.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №11-08-00258-а и НШ-854.2012.3.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ТРЕНИИ ТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Al-N

Колубаев Е.А.^{1,2}, Рубцов В.Е.¹, Колубаев А.В.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, ^{1,2}Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, E-mail: eak@ispms.ru

ACOUSTIC EMISSION IN SLIDING OF Ti-Al-N HARD COATINGS

Kolubaev E.A., Rubtsov V.Ye., Kolubaev A.V.

A relation between parameters of acoustic emission (AE) and wear modes has been investigated in two hard Ti-Al-N vacuum-arc deposited coatings produced with different shift voltages. It was found that there is the correlation between the destruction of coatings and the friction coefficient, AE accumulated counts, the shape as well as the spectrum of single AE frames.

Вследствие сложности физико-механических процессов, протекающих при трении и износе, целесообразно искать новые методы анализа, которые могут дать информацию о процессах, происходящих и доминирующих в зоне трения. Среди методов, контролирующих процесс трения в режиме реального времени, наиболее привлекательным является метод акустической эмиссии (АЭ).

Обычно, при изучении акустического отклика системы на внешние воздействия, излучаемый ультразвуковой сигнал записывается не полностью, а в виде последовательности

коротких отрезков одинаковой длительности – фреймов, которые оцифровываются с заданной частотой дискретизации. Далее, при обработке сигнала, получают такие наиболее часто используемые интегральные характеристики фреймов как суммарная интенсивность и медианная частота. По нашему мнению, описанный подход, применительно к изнашиванию, является не вполне оправданным, так как при трении, за время записи одного фрейма, на поверхности могут реализоваться несколько совершенно разнородных событий вызывающих акустическую эмиссию. Имея только усредненные характеристики фрейма невозможно идентифицировать отдельные события внутри него, и в то же время, подробная информация о сигнале внутри фрейма не позволяет оценить изменения сигнала в целом в процессе всего испытания. Поэтому в данной работе обработка данных АЭ выполнялась с помощью специально разработанной компьютерной программы, позволяющей исследовать как спектральные характеристики фрейма в целом, так и их изменения внутри него.

В качестве материала исследований в работе использовали образцы из твердого сплава ВК-8 с нанесенными твердыми нанокристаллическими покрытиями системы Ti-Al-N. Покрытия были получены методом вакуумно-дугового осаждения с пропуском потока металлической электродуги плазмы сквозь магнитное и электрическое поля, создаваемые криволинейным плазмодом при двух значениях напряжения смещения - 0 и -300В. Испытания на трение проводили на триботестере фирмы «TRIBOtechnic», используя схему возвратно-поступательного движения при нагрузке на индентор 10 Н и скорости скольжения 3 мм/с, в качестве индентора применяли стержень из сплава ВК-8 с радиусом закругления 3 мм. Сигналы акустической эмиссии записывали с помощью модуля регистрации АЭ ЭЯ-2.

Исследования, выполненные с помощью растрового электронного микроскопа, показали, что за время испытания покрытие, полученное с нулевым напряжением смещения, полностью разрушилось практически на всем протяжении дорожки трения (рис. 1). Покрытие разрушилось в результате отслаивания из-за низкой адгезии к подложке. Кроме того, сама подложка в процессе трения подверглась интенсивному пластическому деформированию. Это доказывают сформировавшийся рельеф дна дорожки, а также наплывы материала подложки в конце дорожки трения.

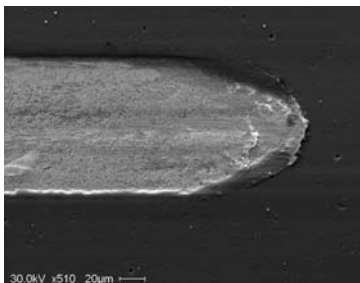


Рис. 1. Фрагмент дорожки трения образца (нулевое напряжение смещения)

идет интенсивное изнашивание пластичной подложки (участок 4). Анализ фреймов АЭ показал, что на каждой стадии наблюдаются сигналы нескольких видов, но при этом, для каждой стадии существует свой, наиболее характерный тип фрейма.

Совершенно иной характер трения показали покрытия, полученные при отрицательном напряжении смещения, равном -300 В. Прежде всего, эти покрытия не разрушаются за такой же промежуток времени, как и в предыдущем случае (рис. 3), что свидетельствует о более высоких физико-механических свойствах данных покрытий и хорошем сцеплении с подложкой. Зависимость от времени коэффициента трения, а также общего количества отсчетов АЭ имеют другой вид по сравнению с покрытием, полученным при нулевом напряжении смещения.

Анализ сигналов АЭ, записанных для данного покрытия позволил выявить четыре различных стадии изнашивания, на которых реализуются разные механизмы контактного взаимодействия. На кривой зависимости общего количества отсчетов АЭ (фреймов) каждой стадии соответствует практически прямолинейный участок с определенным наклоном (рис. 2). Чем больше угол наклона участка к оси абсцисс, тем выше плотность акустического излучения в единицу времени.

На первой стадии (рис. 2, участок 1) происходит приработка образца. После окончания приработки начинается стадия установившегося изнашивания покрытия (участок 2). Далее следует короткая стадия его разрушения (участок 3). После полного разрушения покрытия, на последней стадии

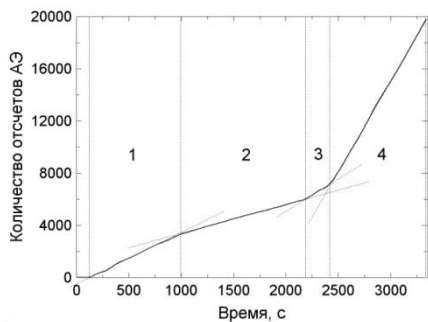


Рис. 2. Стадии эволюции контактной зоны: 1 - приработка, 2 – стадия установившегося изнашивания, 3 – стадия разрушения покрытия, 4 – изнашивание подложки (нулевое напряжение смещения)

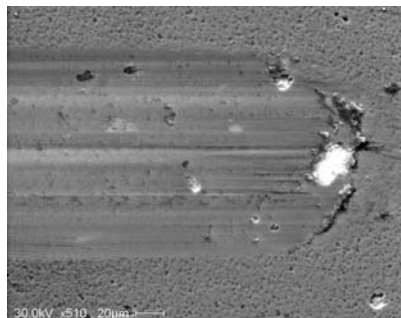


Рис. 3. Фрагмент дорожки трения образца (напряжение смещения – 300В)

В данном случае, для выявления стадий изнашивания более информативным оказался график изменения коэффициента трения. На кривой коэффициента трения можно выделить три участка: приработки (рис. 4, участок 1), изнашивания твердого покрытия в присутствии капельной фракции меди (участок 2) и установившегося изнашивания твердого покрытия (участок 3). Сравнение зависимостей общего количества отсчетов сигнала АЭ и коэффициента трения от времени показывает, что между ними существует прямая связь.

Анализ сигнала внутри фреймов АЭ для данного покрытия показал, что форма и спектр сигналов на стадии приработки были аналогичны полученным при приработке покрытия с нулевым смещением. После приработки и вплоть до окончания эксперимента сигнал был также аналогичен сигналу на стадии установившегося изнашивания покрытия, полученного с нулевым напряжением смещения.

Работа выполнена по Проекту III.23.2.1 Разработка научных основ создания мультимодальных функциональных материалов и покрытий триботехнического назначения на основе динамики контактирования поверхностей.

СТРУКТУРНЫЙ КРИТЕРИЙ ТРИБОПОВРЕЖДАЕМОСТИ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТРУЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ
Маленко П.И.

Россия, ФГБОУ ВПО “Тулский государственный университет”, e-mail: malenko@tsu.tula.ru

STRUCTURAL PERFORMANCE CRITERION TRIBODAMAGEABILITY TO ASSESS THE PERFORMANCE OF HIGH-STRENGTH RUBBING SURFACES
Malenko P.I.

In this paper to evaluate the tribological properties of high-strength materials proposed structural parameter - tribodamageability module that predicts their performance in friction.

Важной задачей является обоснованный выбор материалов для деталей узлов трения. Для решения этой задачи требуются длительные испытания на износостойкость, поэтому более перспективными являются структурные методы оценки износостойкости [1].

Класс высокопрочных материалов имеет отличительные особенности влияния комплекса физико-механических свойств на кинетику и механизмы поверхностного разрушения при трении скольжения, которые становятся еще более выраженными для покрытий. Релаксация напряжений в вершине трещины, формирующей частицу износа, в прочных структурах происходит сравнительно медленно, и по этой причине трещина распространяется непрерывно без промежуточных остановок с высокими скоростями. Это ограничение дает возможность использовать для описания физических процессов поверхностного триботехнического

разрушения модифицированную модель механики разрушения, в основу которой положена модель зарождения микротрещин на наследственных дефектах структуры. При этом предполагается ведущая роль макродефектов как концентраторов напряжений с учетом их геометрических характеристик и типа материала покрытия [2].

Для оценки триботехнических свойств материала предлагается структурная константа U , являющаяся некоторой характеристикой поверхностной прочности материала покрытия и позволяющая прогнозировать его работоспособность при трении в условиях, когда параметры среды пары (контактные давления и скорость скольжения) нормированы к единице величины. Триботехнической особенностью высокопрочных материалов является близость значений исходного и динамического коэффициентов трения, что дополнительно повышает корректность принятых допущений.

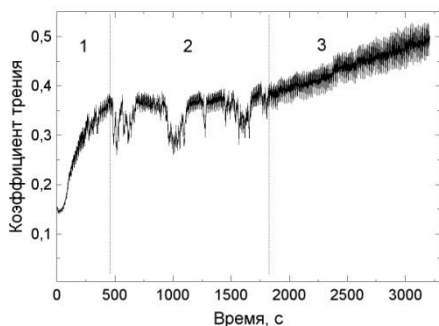


Рис. 4. Коэффициент трения (напряжение смещения – 300В)

свойств, влияющих на трение и износ: физико-механические характеристики (соответствующие модули упругости и константы кристаллического строения); технологическую структуру (характеристики макродефектности активного слоя материала); свойства фрикционности (динамический коэффициент трения).

С учетом этого константе U можно придавать смысл восприимчивости структуры с заданными свойствами к поверхностному повреждению при изнашивании, и по этой причине его можно характеризовать как структурный модуль трибоповреждаемости материалов.

Выражение для модуля U можно записать через соотношение удельных разрыхляющих контактных напряжений σ^* , нормированных к единичным контактным напряжениям и характеризующих удельную энергоёмкость материала F_U , и напряжений σ^* , необходимых на формирование единичной поверхности разрушения и характеризующих некоторую критическую энергоёмкость материала Q

$$U = \frac{\sigma_3}{\sigma^*} = \frac{F_U}{Q} \quad (1)$$

Процесс разрыхления поверхностного слоя при трении можно, таким образом, представить как накопление активным объемом материала энергии до некоторого определенного критического уровня, соответствующего моменту возникновения трещины, а затем ее распространение с затратами энергии или без нее. Интегральная функция $\int_{\sigma_k=1}^{\sigma_{крит}}$ характеризует

предельную энергоёмкость или энергию активации процесса разрыхления, то есть $Q = F_i^{max}$.

Для высокопрочных материалов энергия активации отражает только те энергетические затраты, которые связаны с формированием критической трещины, и предусматривает ее дальнейшее безэнергетическое распространение.

Константа обладает двойственной энергетической природой и пропорциональна величине энергии, накапливаемой и расходуемой на формирование критических предтрещинных конгломератов и распространение трещин. Этот параметр характеризует, с одной стороны, критический энергетический порог разрушения (энергоёмкость покрытия), а с другой стороны — способность материала к поглощению энергии (энерговосприимчивость). Физически эта константа характеризует чувствительность материала поверхностного слоя к усталостному механическому разрыхлению и должна включать следующий комплекс

При определении модуля трибоповреждаемости в качестве одного из основных допущений принимается, что составляющая σ^* в уравнении (1) для класса высокопрочных покрытий учитывает только стадию разрыхления, связанную с зарождением микротрещин на наследственных технологических концентраторах структуры $\sigma = \sigma_{тр} - \sigma_{def}$. Уменьшаемое $\sigma_{тр}$ характеризует приведенные напряжения, активирующие трещину, а составляющая σ_{def} учитывает возрастание уровня напряжений от концентраторов.

Учитывая, что работа микропластической деформации при механическом разрыхлении минимизируется за счет активации структурной концентрации напряжений и, принимая для поверхностной энергии $E_b/20$, модуль трибоповреждения для покрытия заданной структуры можно рассчитывать в соответствии с формулой

$$U = \frac{k_f f}{\frac{3\sqrt{2}\pi^2}{8} \sqrt{F_s G} \frac{m_u}{\sqrt{d}} - \sigma_{def}} \quad (2)$$

Значения U можно при прогнозировании определять, используя стандартные значения физических характеристик G , E , b , μ , учитывая концентрацию от дефектов напряжений и определяя дополнительным экспериментом или теоретически уровень σ_{def} , оценивая характеристики макропористости V и d и задавая табличным коэффициентом трения f для материалов трущихся поверхностей.

Значение удельной поверхностной энергии \bar{F}_S^* можно окончательно определить из выражения

$$\bar{F}_S^* = \bar{F}_S + \bar{F}_S^{def} \approx \frac{\pi(1-\mu)}{8} \sigma_{тр}^2 d^2. \quad (3)$$

В общем случае для квазихрупкого разрушения при определении энергии \bar{F}_S^* необходимо, помимо энергии микропластической деформации, дополнительно учесть энергию исходных субструктурных построений и субграниц [3].

Переход от транскристаллитного вида трибоповреждения к интеркристаллитному реален в покрытиях по той причине, что практически для любой из модифицирующих технологий поверхностного упрочнения границы зерен обогащаются элементами, значительно понижающими их поверхностную энергию.

Введение структурного параметра - модуля трибоповреждаемости позволяет оценивать износостойкое качество широкого класса высокопрочных материалов. Для прогнозирования работоспособности трущихся пар достаточно в уравнение для константы U подставлять соответствующее значение удельной поверхностной энергии \bar{F}_S^* с учетом действующего механизма разрыхления, а также требуемой точности расчетной оценки.

Расчет модуля согласно выражению (2) является нижней границей оценки, так как не учитывает возможную, даже для хрупких материалов, микропластическую деформацию при распространении трещины.

Список литературы.

1. Буше Н.А., Копытько В.В. Совместимость трущихся поверхностей. - М.: Наука, 1981. - 128 с.
2. Власов В.М. Работоспособность упрочненных трущихся поверхностей. - М.: Машиностроение, 1987. - 304 с.
3. Валиев Р.З., Герцман В.Ю. Структура и свойства решеточных дислокаций в границах зерен // Структура дислокаций и механические свойства металлов и сплавов. - Свердловск, 1984. С. 74.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО ИЗНОСА МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Потекаев А.И.¹, Хохлов В.А.², Галсанов С.В.²

¹ РФ, г. Томск, Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова

² РФ, Томский государственный университет, Potekaev@spti.tsu.ru

INVESTIGATION OF FATIGUE WEAR SHAPE MEMORY MATERIALS

Potekaev A.I., Khokholov V.A., Galsanov S.V.

Annotation. By the introduction of a number of conditions that preserve the performance of the real friction is highlighted as a major fatigue wear. In the mechanism of surface damage conventional metals and nickel titanium, presents comparative experimental results show that the wear resistance of NiTi is much higher than traditional anti-friction metal. Disclosed the nature of wear-resistant nickel-titanium.

Введение. Никелид титана (TiNi) относится к классу материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ), особенностью которых является изменение фазового состава в условиях термического или силового воздействия. Эти изменения характеризуются прямыми и обратными мартенситными превращениями, в результате которых исходная аустенитная фаза (А) превращается частично или полностью в новую мартенситную фазу с образованием температурного мартенсита М или мартенсита деформации М_д. При снятии внешнего воздействия происходит частичное или полное обратное М→А или М_д→А превращения.

Опыт эксплуатации конструкций и технологической обработки изделий из никелида титана, показал, что его износостойкость существенно выше, чем у обычных антифрикционных материалов и приближается или превышает по этому показателю высокоизносостойкие специальные сплавы и покрытия.

Ранее авторами в работе [1] затрагивалось это явление. В настоящей статье излагается более глубокое его рассмотрение и анализ с позиций мартенситных превращений, контактной механики разрушения, теории трения и износа, а также на базе имеющихся экспериментальных результатов.

Усталостное разрушение никелида титана при трении. Общее в усталостных разрушениях никелида титана и классических материалов состоит в процессах образования подповерхностных горизонтальных и вертикальных трещин в результате слияния микротрещин и микропор в магистральную, а также в пластических деформациях и в усталостном разрушении с образованием частиц износа в виде мелкодисперсных частиц.

Различие в износе обеих типов материалов заключается в структурно-фазовом состоянии (СФС) поверхностного слоя и в связи с этим – в особенности пластического деформирования, образования зародышевых и магистральных трещин. При силовом воздействии на TiNi (в нашем случае – это воздействия сжимающих и сдвигающих сил) проходят А↔М_д превращения, связанные с нагружением, последующей разгрузкой и сменой знака напряжений, т. е. происходят последовательные прямые и обратные мартенситные превращения. Причем обе фазы, имеющие разные прочностные свойства, обладают повышенной пластичностью. Так при трении в местах физического контакта возникают температурные всплески. Если значения местных температур превышают температуру начала образования М_д, то фазовых переходов не будет, но по окончании прохода контртела температура падает, деформации и напряжения остаются, и переход будет реализован. Таким образом, фазовое состояние и механические свойства поверхности сложены, а структурное состояние определяется направлением сдвигающих сил, т. е. зерна фаз ориентированы вдоль линий действия сдвигающих нагрузок τ.

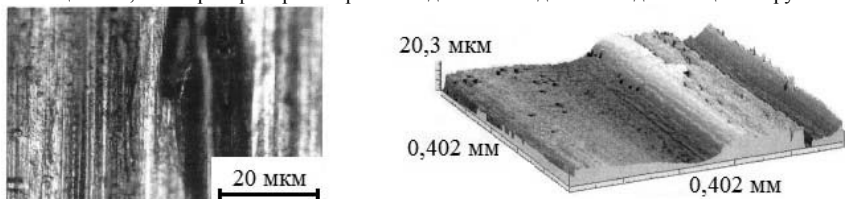


Рис. 1. Фото и 3D изображение поверхности трения никелида титана

Пластическая деформация сопровождается деформационным упрочнением – наклепом. Кроме того на поверхностях трения образуются белые слои повышенной по сравнению с матрицей прочностью, но обладающие высокой пластичностью. На рис. 1 приведены фотографии изношенных поверхностей со следами белых слоев. Толщина их и площадь зависят от давления q , скорости скольжения и состава сплава. При некоторых режимах трения слой может занимать всю поверхность трения. И следует предположить, что слой вносит немалый вклад в усталостный износ, поскольку он периодически удаляется в виде частиц износа и образуется вновь. С точки зрения СФС этот слой формируется в гидростатической зоне давлений и состоит из ультрамелкодисперсного (наноразмерного) мартенсита и остаточного аустенита.

Природа повышенной износостойкости никелида титана. Прежде всего, констатируем факт, что адгезионное изнашивание в никелиде титана обусловлено фазовыми превращениями с мартенситно–двойниковыми реакциями. Это обстоятельство указано для TiNi в работе [2] и подтверждено нами экспериментально [1]. Таким образом, основной вклад в износ вносит усталость деформированных поверхностных слоев. Износ за счет адгезионного схватывания второплавно и пример его возникновения приведен на рис. 1, где черные точки – результат адгезионного вырывания. В усталостном износе следует выделить два его вида: за счет циклической знакопеременной деформации слоя на фронте пластической волны, а также в области физического контакта с контртелом [3] и усталостное разрушение поверхностного слоя за счет периодического образования и разрыва адгезионных связей.

Обратимся к вопросу условий зарождения микротрещин в пластически деформированном поверхностном слое TiNi. Т.к. мартенситно-двойниковая структура не меняется от цикла к циклу [4], то в процессе механо- термоциклирования материалов с $A \leftrightarrow M_d$ и $A \leftrightarrow M$ превращениями накопления микрповреждений различного рода, приводящих к образованию трещины и последующему разрушению в материалах с ПФ, резко подавлено по отношению к обычным материалам. Поэтому для материалов с ПФ характерна высокая долговечность и большой предел усталости даже при интенсивном циклическом воздействии. Так, например, из работы [4] следует, что никелид титана выдерживают $N=10^3$ циклов при амплитуде деформации 10%, в то время как для металлов с дислокационной пластичностью те же циклы достигаются при амплитудах деформации всего 1%.

Поскольку существует связь объемного и поверхностного разрушений, те же цифры можно отнести и к усталостному разрушению на поверхностях.

Подобная повышенная усталостная прочность материалов с ПФ, в том числе и никелида титана, связана с тем, что при нагружении их доминирующими каналами деформации, как указывалось, являются геометрически обратимые мартенситные и двойниковые реакции [4]. Деформирование материала за счет движения обратимых носителей затормаживает образование концентраторов напряжений и, следовательно, – зарождение трещин.

Другим фактором, повышающим долговечность рассматриваемых сплавов, является их способность к пластической аккомодации, которая приводит к ослаблению трещинообразования при мартенситно-двойниковых реакциях.

Заключение

Путем введения ряда условий, не нарушающих работоспособность реальных узлов трения, выделен усталостный износ, как основной вид изнашивания. Рассмотрены процессы образования частиц износа за счет образования подповерхностных трещин. Повышенная по сравнению с обычными материалами долговечность никелида титана доказана экспериментально и связывается с двумя факторами: в силу мартенситно-двойниковых реакций происходит торможение образования концентраторов напряжений и зарождения микротрещин и магистральной трещины, приводящих к поверхностному разрушению металла. Другим фактором, определяющим высокую усталостную прочность, является пластическая аккомодация, предотвращающая трещинообразования.

Список литературы

1. Хохлов В.А., Потекаев А.И., Галсанов С.В. Исследование триботехнических свойств никелида титана // Известия Томского политехнического университета. – 2012. – Т. 321. – № 2. – С. 112–116.

2. Тарасов С.Ю. Исследование триботехнических свойств никелида титана // Перспективные материалы. – 1998. – № 5. – С. 24–30.

3. А.И. Потекаев, В.А. Хохлов, С.В. Галсанов и др. Пластические волны в никелиде титана при скольжении сферического индентора // Известия Томского политехнического университета. – 2013. – Т. 322. – № 2. – С. 112–116.

4. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. – Л.: Изд-во ЛГУ, 1987. – 216 с.

ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ ГРАНИТА И СПЛАВА АМГ2 В СКОЛЬЗЯЩЕМ КОНТАКТЕ

Рубцов В.Е.¹, Колубаев Е.А.^{1,2}, Колубаев А.В.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, ²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, E-mail: rvy@ispms.ru

ACOUSTIC EMISSION IN SLIDING WEAR OF GRANITE AND ALUMINUM ALLOY

Rubtsov V.Ye., Kolubaev E.A., Kolubaev A.V.

This paper describes the features of acoustic emission (AE) in friction pairs TC – granite and steel – aluminum alloy. It was found that these pairs generate different AE signals. In granite, in which the brittle wear takes place, the median frequency grows with the increasing of the signal amplitude. On the contrary, when the aluminum alloy deforms plastically, the median frequency decreases.

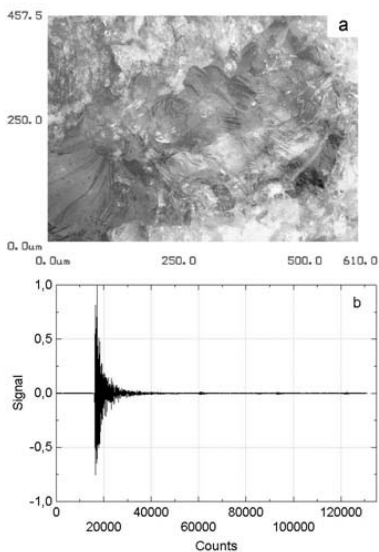


Рис. 1. Дорожка трения (а) и характерная форма сигнала (b) при трении гранита.

Развитие методик анализа сигнала акустической эмиссии (АЭ), с целью установления взаимосвязи между изменением его параметров внутри фрейма и процессами на поверхности трения, таких как упругое и пластическое деформирование, зарождение и распространение трещин, фазовые превращения, отделение частиц износа и др. представляется одной из актуальных задач экспериментальных исследований трения. Установление однозначных соответствий между событиями на поверхности трения и их «акустическими портретами» позволит в дальнейшем идентифицировать конкретные события в процессе испытания только по сигналу АЭ, без применения других инструментальных методов.

Как показали ранее выполненные исследования, одним из индикаторов, который способен отражать события разного рода, происходящие на поверхности трения, является изменение медианной частоты внутри фрейма акустического сигнала. Основываясь на этом, в данной работе применена методика расчета медианной частоты с использованием оконного преобразования Фурье, и рассмотрен акустический отклик двух различных пар трения, в которых при фрикционном контакте

реализуются хрупкое разрушение и интенсивная пластическая деформация. Хрупкое разрушение исследовалось на примере пары трения ВК8 – гранит, а пластическая деформация в паре сталь – сплав АмГ2.

Анализ экспериментальных данных АЭ показал, что каждой паре трения присущи свои, характерные только для нее формы сигналов. В паре ВК8-гранит изнашивание представляет собой процесс хрупкого разрушения гранита при контакте с твердосплавным индентором. Вид дорожки трения с признаками хрупкого откола частиц износа и характерная форма сигнала

приведены на рис. 1 а) и б) соответственно. Особенностью акустического сигнала внутри фрейма для данной пары трения является резкий рост его сигнала практически от нуля до максимального значения с последующим быстрым уменьшением до первоначальной величины. Резкий рост амплитуды сигнала сопровождается таким же резким ростом медианной частоты. Она увеличивается от $\approx 12\text{kHz}$ – частоты собственных колебаний системы трения, до $\approx 87\text{kHz}$, а затем уменьшается до начального значения. Следующие далее, даже едва заметные, изменения амплитуды сигнала также приводят к скачкам медианной частоты в этих областях фрейма. По-видимому, первый широкий затухающий пик связан с распространением микротрещины, отделяющей частицу износа, а последующие пики меньшей амплитуды образованы небольшими микротрещинами на поверхности.

При трении двух пластичных материалов - стали и алюминиевого сплава, дорожка трения представляет собой результат интенсивной пластической деформации поверхности менее твердого материала – пластины из АМг2. При этом, пластическая деформация протекает неоднородно, создавая на дне дорожки трения квазипериодический деформационный рельеф в виде волн, гребни которых перпендикулярны направлению трения со периодом порядка 10мкм (рис. 2а).

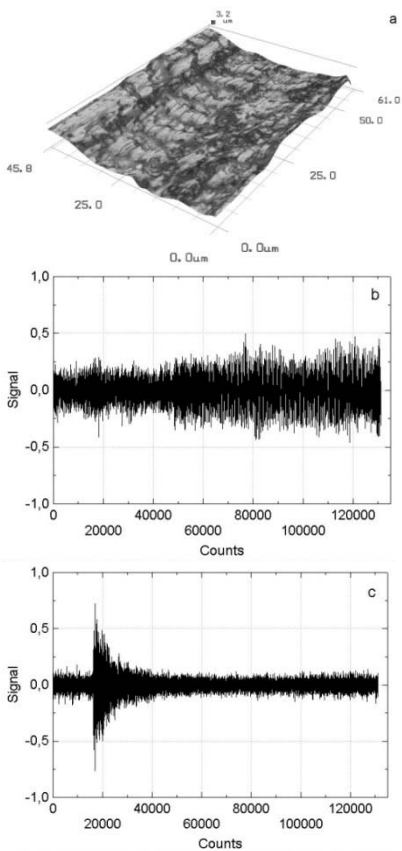


Рис. 2. Дорожка трения (а) и две характерных форма сигнала (б) и (с) при трении алюминиевого сплава АМг2.

Для пары сталь – АМг2 наблюдается два отличных друг от друга типа сигналов. Сигнал первого типа не имеет каких-либо особенностей, за исключением небольшого повышения амплитуды во второй половине фрейма (рис. 2б). Однако расчет медианной частоты показывает, что здесь, в отличие от рассмотренной выше пары ВК8 - гранит, ситуация прямо противоположная – с ростом амплитуды происходит не повышение, а существенное снижение медианной частоты. Кроме того, на этом низкочастотном участке фрейма наблюдаются также квазипериодические колебания медианной частоты. Пространственный период этих колебаний по порядку величины составляет 10мкм, т.е. совпадает с периодом волн деформационного рельефа на дне дорожки трения. Выполненное ранее компьютерное моделирование показало, что именно переход от упругого к интенсивному пластическому деформированию ведет к снижению частоты колебаний излучаемых трибосистемой. Суммируя эти два факта, можно сказать, что участки фреймов АЭ, где с ростом амплитуды сигнала медианная частота уменьшается, отвечают интенсивному пластическому деформированию с формированием рельефа поверхности трения.

Второй, характерный для пары трения сталь – АМг2, тип фрейма также имеет свои особенности (рис. 2с). В его первой половине, присутствует сигнал по форме аналогичный сигналу излучаемому микротрещиной. Это подтверждается таким же, как для гранита, резким ростом медианной частоты вместе с увеличением амплитуды сигнала. Отличие состоит лишь в

меньшей скорости затухания. Природа возникновения такого сигнала требует дальнейшего изучения, однако по аналогии с гранитом, можно с большой долей уверенности утверждать, что он генерируется при формировании и раскрытии микротрещины непосредственно перед отделением частицы износа алюминиевого сплава с поверхности трения. В пользу этого утверждения говорит отсутствие на изнашиваемой поверхности микротрещин т.е. других возможных источников возникновения такого сигнала. На протяжении всего фрейма также имеют место квазипериодические колебания медианной частоты, период которых практически совпадает с периодом микрорельефа дорожки трения. Можно предположить, что это связано с пересечением движущимся индентором гребней волн деформационного рельефа.

Таким образом, проведенные исследования показали, что примененная в работе методика позволяет идентифицировать распространение трещин и пластическую деформацию на поверхности трения. Обнаружено, что характерным признаком сигнала, генерируемого микротрещиной, является одновременное резкое повышение амплитуды и медианной частоты внутри фрейма АЭ. При пластическом деформировании материала рост амплитуды, наоборот, сопровождается снижением медианной частоты сигнала.

Работа выполнена по Проекту III.23.2.1 Разработка научных основ создания мультимодальных функциональных материалов и покрытий триботехнического назначения на основе динамики контактирования поверхностей.

ВИЗУАЛИЗАЦИЯ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СКОЛЬЖАЮЩЕМ КОНТАКТЕ

Тарасов С.Ю.^{1,2}, Рубцов В.Е.¹, Колубаев А.В.^{1,2}, Горбатенко В.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия, ²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия, tsy@ispms.ru

VISUALIZATION OF MACROSCOPIC STRAIN FIELDS GENERATED BY SLIDING CONTACT Tarasov S.Yu., Rubtsov V.Ye., Kolubaev A.V., Gorbatenko V.V.

Using digital image correlation we studied subsurface strain fields generated in copper sample in sliding test. Such a method allowed us not only to observe the contact spots by sliding-induced strain fields but also estimate their size and speed. It was shown that intense alternating-sign plastic deformation occurred on these spots and its magnitude was not depended on the contact spot size. Maximum either compressive or tensile plastic strain degrees achieved 8%. Plastic strains of both signs accumulated in the subsurface of the sample after single run achieved 50% and even higher degrees.

Изучение пластического деформирования при трении с высокими нагрузками является очень важным для понимания процессов формирования поверхностных слоёв, свойства которых отличаются от свойств основного материала. В частности, актуальным представляется, исследование макроскопических неоднородностей деформирования. Поскольку именно макроскопическое распределение напряжений в поверхностном слое, формируемое отдельными большими пятнами контакта или группами пятен, определяет размер, расположение и движение зон локализации, т.е. областей, в которых достигаются максимальные деформации материала.

Для испытания на трение в работе использовался стенд, спроектированный и построенный в Юргинском технологическом институте. Регистрацию полей смещений и деформаций в зоне контакта проводили методом цифровой корреляции изображений, однако в отличие от традиционного способа, когда систему реперных меток создают аэрозольной краской, в данном эксперименте в качестве реперов использовали спекл-структуру, сформированную при освещении поверхности когерентным светом лазера. Это позволило избежать дополнительной обработки исследуемой поверхности и расширить допустимый температурный диапазон испытания. Кроме того, данный метод, обеспечивая высокий уровень разрешения при измерении векторов смещений, не требует дополнительных мер по виброзащите, что делает его весьма удобным для применения совместно с испытательными машинами трения. Схема эксперимента приведена на рис. 1.

Изображение боковой грани испытываемого объекта, освещенного красным полупроводниковым лазером, регистрировали цифровой монохромной CCD камерой PixeLink B741. Съёмку производили с частотой до 50 кадров/сек и разрешением 640x400x10 bit, a

изображения сохраняли в памяти компьютера для последующих вычислений полей смещений и деформаций.

В процессе эксперимента, in-situ записывались последовательности спекл-картин с боковой матированной поверхности неподвижного образца из литой меди, по торцевой поверхности которого скользял прижатый к нему своей цилиндрической поверхностью диск. Образец представлял собой параллелепипед размером 7мм вдоль направления скольжения и толщиной 3,5мм. После обработки временной последовательности кадров были получены последовательности векторов смещений и рассчитаны компоненты деформаций.

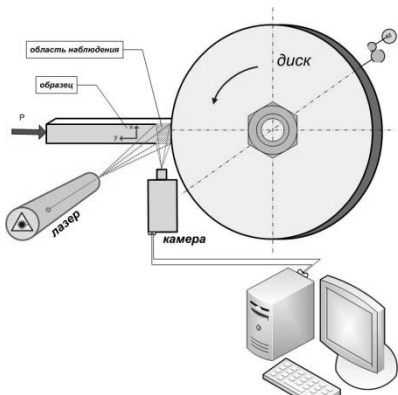


Рис. 1. Схема эксперимента

меняется со временем, что позволяет визуализировать перемещение пятен контакта. Фрагмент такой хронограммы приведен на рис. 4.

Анализ полной хронограммы показал, что за время эксперимента в поверхностном слое существовало более 20 пятен контакта размером от 0,42 до 1,12 мм. Большинство из них в процессе трения не меняют своего размера и движутся с постоянной скоростью, равной скорости контртела. Кроме того наблюдались пятна, которые изменяли свой размер и скорость, предположительно за счет попадания в контакт частиц износа.

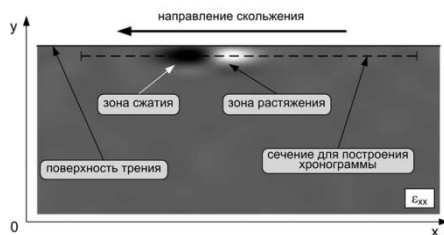


Рис. 2. Пятно контакта на карте компоненты деформации ϵ_{xx} , представленной в полутоновом виде

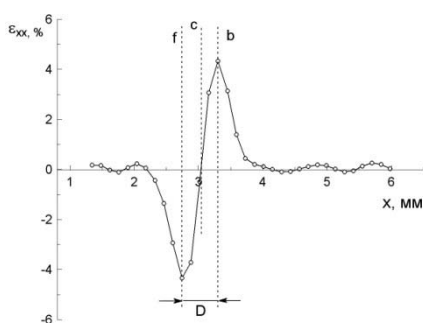


Рис. 3. Распределение компоненты деформации ϵ_{xx} для пятна контакта, показанного на рис. 2

Типичная величина максимальных деформаций ϵ_{xx} в зонах растяжения и сжатия составляет около 3-6%, максимальная – около 8%, при этом, величины деформаций не зависят от

размера пятна контакта. Таким образом, суммарные накопленные деформации в материале после прохождения одного пятна могут составлять 50% и более. Эта величина хорошо согласуется с оценками полученными в других работах и соответствуют современным представлениям о том, что деформации при трении могут существенно превышать деформации достигаемые при обычных видах нагружения.

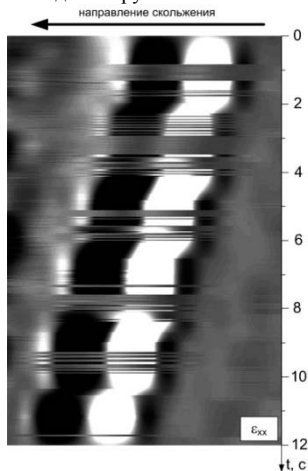


Рис. 4. Фрагмент хронограммы компоненты e_{xx} для пятна контакта, показанного на рис. 2

Таким образом, использованная в работе усовершенствованная методика корреляции изображений позволила четко выявить отдельные пятна контакта возникающие при трении по создаваемым полям деформаций, оценить их размер и скорость движения. Показано, что в материал в пятне контакта подвергается интенсивной пластической деформации. Получены количественные данные о величине пластической деформации накапливаемой в поверхностном слое за один проход пятна контакта.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 13-08-00324).

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, СОДЕРЖАЩИХ ГРАФИТ, В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ С ВЫСОКОЙ КОНТАКТНОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ТОКА

Фадин В.В.¹, Алеутдинова М.И.^{1,2}, Рубцов В.Е.¹, Алеутдинова В.А.^{1,3}

Россия, ¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,

²Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск, ³Томский государственный университет, г. Томск, aleut@ispms.ru

WEAR RESISTANCE AND STRUCTURE SURFACE LAYER OF METAL COMPOSITES CONTAINING GRAPHITE IN CONDITIONS FRICTION WITH HIGH CONTACT CURRENT DENSITY

Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Rubtsov V.E., Aleutdinova V.A.

Containing of basic chemical elements in contact layer of metal composites has been determined after friction at contact current density more 100 A/cm². Carbon concentration can achieve 40 at.% and more at depth up to 50 nm of graphite containing composites surface layer. It is established by X-ray phase analyses that oxides or oxygen solution are formed depending on composite base. Oxide FeO formation accords to higher wear resistance and higher contact electric conductance than in the case of oxygen solution forming.

Характер деформации и структурных изменений поверхностного слоя (ПС) при его нагружении трением и электрическим током зависит, в основном, от первичной структуры и контактной плотности тока. Эти входные параметры влияют на характеристики контакта – износостойкость и электропроводность. Износостойкость является интегральным выражением механической прочности ПС и зависит от вида и плотности дефектов структуры, элементного и фазового состава и т.п. Особый интерес представляет изучение взаимосвязи металлофизических параметров и характеристик контакта при трении под действием электрического тока с контактной плотностью более 100 А/см². Структурные изменения ПС при трении с высокой плотностью тока целесообразно изучать, применяя материалы на металлической основе. Обычно

токоусьмные материалы содержат графит как твёрдую смазку в своей структуре. Целью настоящей работы является изучение взаимосвязи первичной структуры, структурных изменений поверхностного слоя и функциональных характеристик контакта графитсодержащих металлических композитов, основанных на железе или сталях, при нагружении трением и электрическим током контактной плотностью более 100 А/см².

Модельные композиты имели составы по шихте 20%Cu+10%Гр+Fe, 20%Cu+10%Гр+ШХ15, 20%Cu+10%Гр+X13M2, 20%Cu+10%Гр+Г13. Образцы спекали в вакууме при температуре 1100°C в течение 2 часов. Удельное электросопротивление ρ композитов определено методом амперметра-вольтметра. Химический состав контактного слоя определен на Оже-спектрометре «Шхуна-2». Фазовый анализ проведён на дифрактометре ДРОН-3 в излучении СоК α . Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токоусьма без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1 с модернизированным креплением образца. Нагружение осуществлено по схеме "вал-колodka". Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Путь трения составлял 9 км.

Электросопротивление r и интенсивность изнашивания I_i зоны трения являются важными функциональными характеристиками трибосистемы с токоусьмом. Удельная поверхностная электропроводность $r_s^{-1}=j/U$ контакта увеличивается в некотором интервале значений контактной плотности тока j и контактного падения напряжения U . Максимум электропроводности контакта соответствует точке перегиба вольтамперной характеристики и резкому увеличению интенсивности изнашивания, что указывает на начало катастрофического изнашивания. Электропроводность r_s^{-1} контакта композита 20%Cu+10%Гр+Fe выше, чем r_s^{-1} контакта композитов на других основах. Высокая r_s^{-1} обуславливает низкую интенсивность изнашивания поверхностного слоя композита 20%Cu+10%Гр+Fe. Кроме того, электропроводность r_{sc}^{-1} и контактная плотность тока j_c , при которых начинается режим катастрофического изнашивания композита на основе Fe, имеют численные значения более высокие, чем эти же характеристики других композитов. Структурные изменения ПС всех композитов проявляются визуально в виде формирования слоя вторичных структур (ВС). Рабочий слой под действием трения и электрического тока насыщается кислородом, концентрация которого может достигать 40 ат.%.

Рентгеновский фазовый анализ показал, что на рентгенограммах поверхности трения композитов наблюдаются рефлексы основных структурных составляющих - железа и меди, параметры решётки которых незначительно отличаются от известных. Рабочий слой композита 20%Cu+10%Гр+Г13 не содержит ОЦК-железо, но содержит легированное ГЦК-железо, рефлексы которого накладываются на рефлексы меди. Поэтому параметр решётки a_{Cu} меди имеет более низкие значения, чем известный $a_{Cu} = 0,3615$ нм (карта ASTM 4-836). Рентгенограммы поверхности трения композитов содержат рефлексы оксида FeO. Интенсивность этих рефлексов заметно превышает интенсивность рефлексов других оксидов. Это указывает на преимущественное расположение кислорода в оксиде FeO. Оксид FeO имеет параметр решётки, близкий к известному $a_{FeO} = 0,43070$ нм (карта ASTM 6-615). Рентгенограмма поверхности трения композита 20%Cu+10%Гр+Г13 не имеет рефлексов каких-либо оксидов.

Известно, что микрообъём пятна контакта подвергается большой пластической деформации материала. Возбуждённое состояние ПС может привести к возникновению ультра дисперсных ротационных структур, которые являются основными и могут обеспечить переход металла в аморфное состояние [1]. В объёме слоя ВС и в пятне контакта находятся также дисперсные частицы исходных фаз. Следует учесть, что чистые металлы практически никогда не переходят в нанокристаллическое и аморфное состояние при большой пластической деформации, т.к. происходит лёгкая релаксация возникающих напряжений. В аморфное состояние могут перейти интерметаллиды вследствие сложности протекания процесса релаксации при большой пластической деформации. Т.е. релаксация является основным фактором, определяющим тип структуры [2]. Интерметаллиды имеют более сложную атомную решётку, чем одноэлементные металлы. Это позволяет предположить, что материалы, имеющие сложную структуру, сложный набор химических элементов или фаз в своей структуре, не способны легко релаксировать напряжения. Поэтому материал пятна контакта, имеющий сложную структуру, испытывая большую пластическую деформацию (например, при нагружении трением), будет разрушаться быстрее, чем материал с более простой структурой. В настоящей работе рабочий слой композита 20%Cu+10%Гр+Fe имеет более простую структуру в

начальном и конечном состояниях, что позволяет создавать контакт с более высокой сдвиговой устойчивостью ПС, т.е. с более высокой износостойкостью.

В момент контактирования микрообъём пятна контакта имеет структурное состояние, отличающееся от того, которое можно наблюдать после прекращения контакта. Однако можно предположить образование диссипативной структуры в микрообъёме пятна контакта в виде смеси химических элементов. Приближение к равновесию этой структуры после выхода из контакта может произойти с малым временем релаксации за счёт образования окислов или других фаз (исходных фаз, углерода, интерметаллидов и т.п.). Появление окисла FeO в рабочем слое композитов является способом релаксации, когда время релаксации мало. Оксид FeO может располагаться в виде шаржа на поверхности трения и увеличивать сдвиговую устойчивость ПС. Присутствие FeO не препятствует формированию контакта с относительно высокими электропроводностью и износостойкостью. Если время релаксации большое, то структура микрообъёма пятна контакта после контактирования будет представлять собой, в основном, смесь химических элементов. Тогда кислород может быть в ПС в виде раствора до 40% в металле, что реализуется в контактном слое композита 20%Cu+10%Гр+Г13 и формируется контакт с низкими характеристиками.

В заключение можно отметить, что нагружение материала трением и электрическим током приводит к большой пластической деформации микрообъёмов пятен контакта и к образованию слоя вторичных структур. Износостойкость и электропроводность контакта в этих условиях будут увеличиваться при реализации эффективной релаксации напряжений в этих микрообъёмах. Это достигается за счёт уменьшения количества легирующих элементов и фаз в микрообъёме пятна контакта или, более конкретно, за счёт создания более простой первичной структуры. В контактном слое содержится до 40 ат.% кислорода, основная часть которого связана в оксиде feo. Некоторые композиты имеют основу, способную формировать раствор в микрообъёме пятна контакта, что видно на примере композита 20%CU+графит+г13. Раствор кислорода и других элементов в контактном слое уменьшает характеристики контакта. Если основа материала позволяет релаксировать напряжения путём выделения кислорода из раствора в виде оксида feo, то характеристики контакта увеличиваются.

Работа выполнена по проекту III.23.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН и при финансовой поддержке гранта РФФИ 13-08-00076

1. В.И. Владимиров. Проблемы физики трения и изнашивания / Сб. научных трудов Физика износостойкости поверхности металлов Л: ЛФТИ АН СССР, 1988. С.8-41.

2. А.М. Глезер, В.А. Поздняков. Условия формирования различных дефектных структур в процессе больших пластических деформаций. Деформация и разрушение материалов, №4, 2005.-С.9-15.

ВЛИЯНИЕ ТРЕНИЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНТАКТА И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ КОНТАКТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И СТАЛЕЙ

Фадин В.В.¹, Алеутдинова М.И.^{1,2}, Рубцов В.Е.¹, Алеутдинова В.А.^{1,3}

Россия, ¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск,

²Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, г. Северск, ³Томский государственный университет, г. Томск, aleu@ispms.ru

INFLUENCE OF FRICTION AND CURRENT ON CONTACT CHARACTERISTICS AND STRUCTURAL CHANGES CONTACT LAYER FOR METALS AND STEELS

Fadin V.V., Aleutdinova M.I., Rubtsov V.E., Aleutdinova V.A.

Current dependence of electric conduction and wear intensity for sliding contact of metals and steels in conditions dry friction are represented. It is determined by Auger-spectroscopy that contact layers of steels, nickel and copper contain about 40 at.% oxygen. Titanium contact layer contains 60 at.% oxygen. It is established by X-ray phase analyses that in surface layer are formed oxide FeO and

FCC- iron. It is noted that FCC- iron reduce wear resistance of contact. It is established that catastrophic wear of steels and nickel is realized at contact current density less 300 A/cm² but catastrophic wear of titanium and copper realizes at contact current density more 300 A/cm²

Одновременное нагружение пятна контакта трением и электрическим током вызывает резкое повышение температуры, перераспределение химических элементов в деформируемом микрообъёме и образовании новых фаз. На поверхности трения образуется слой структурных изменений, состояние которого определяет износостойкость и электропроводность контакта [1]. Известные токоёмкие материалы, предназначенные для трения без смазки, содержат в своей структуре графит как твёрдую смазку. Однако такие материалы способны обеспечить удовлетворительную износостойкость при трении с контактной плотностью тока не более 50 A/cm² [2]. Можно предположить, что отсутствие графита в первичной структуре изменит характер контактного взаимодействия и позволит увеличить износостойкость материала. Важным этапом проверки этого предположения является определение элементного и фазового составов поверхностного слоя (ПС), а также его взаимосвязь с характеристиками контакта. Следует учесть, что высокая износостойкость может реализоваться в контакте, материалы в котором являются достаточно пластичными. Наиболее простыми материалами в этом исследовании могут служить литые стали и простые металлы. Целью настоящего исследования является получение начального представления о наборе структурных составляющих поверхностного слоя металлов и сталей и их взаимосвязи с характеристиками контакта при трении под действием электрического тока плотностью более 100 A/cm² без смазки. Металлы и стали, служившие модельными материалами, получены по стандартным промышленным технологиям (таблица).

Химический состав контактного слоя определён на Оже-спектрометре «Шхуна-2». Фазовый анализ проведён на дифрактометре ДРОН-3 в излучении кобальта. Триботехнические испытания проведены в условиях скользящего токоёма без смазки при давлении 0,13 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1. Нагружение осуществлено по схеме “вал-колодка”. Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Путь трения составлял 9 км.

Характер контактного взаимодействия отчасти проявляется в поведении токовой зависимости электропроводности и износостойкости. Поверхностная электропроводность $r_s^{-1} = j/U$ контакта сталей и металлов увеличивается до некоторого значения контактной плотности тока j и контактного падения напряжения U . Максимальная электропроводность контакта сталей и металлов соответствует точке перегиба ВАХ (вольтамперной характеристики) и резкому увеличению интенсивности изнашивания I_h . Сталь Р6М5 не может соответствовать этой закономерности вследствие высокого износа при низкой плотности тока.

Таблица. Основные параметры зоны скользящего электроконтакта металлических композитов в начальной стадии катастрофического изнашивания

Свойство/ состав по шихте, (об.%)	НВ, МПа	$\rho, 10^{-6}$ Ом м	λ_s Вт/м К	a_{FeO} , нм	$a_{ГЦК}$, нм	a_{Fe} , нм	r_s^{-1} , См/см ²	I_h А/см ²
1. Сталь 3	1360	0,2	55	0,4307	0,3595	0,2867	320	275
2. Сталь ШХ15	63 HRC	0,29	43	0,4303	0,3604	0,2867	220	200
3. Сталь Р6М5	64 HRC	0,46	28	0,4301	0,3609	0,2867	-	-
4. Сталь 110Г13	2430	0,67	11	0,4330	0,3610	0,2875	180	175
5. Медь М1	1100	0,018	400	0,4306	0,3616	0,2876	330	330
6. Никель Н0	700	0,073	70	0,4301	0,3524	-	290	240
7. Титан ВТ1-0	2910	0,55	15	$a=0,2948$ нм; $c=0,4689$ нм			190	370

Рабочий слой сталей под действием трения и электрического тока насыщается кислородом, концентрация которого может достигать 45 ат.%. Содержание железа составляет 40-50 %, что указывает на образование окислов. Поверхности трения сталей дают сильные отражения оксида FeO. Значения параметров решётки a_{FeO} оксида FeO (таблица) близки к значениям известного $a_{FeO}=0,43070$ нм (карта ASTM 6-615). Окислы железа более высокого порядка на рентгенограмме проявляются очень слабо. Отражения других химических соединений отсутствуют. Наблюдаются также рефлексы ГЦК- и ОЦК-железа, значения параметров решётки которых близки к известным параметрам $a_{ОЦК-Fe}=0,2866$ нм (карта ASTM 6-696) и $a_{ГЦК-Fe}=0,3579-0,3612$ нм.

Данные Оже-спектроскопии показали, что содержание кислорода в рабочем слое никеля и меди не превышает 45 %. Присутствие железа наблюдается в количестве 25–40 ат. % и углерода в количестве 5–20 ат. %. Концентрация меди в ПС медного образца и концентрация никеля в ПС никелевого образца не превышают 20%. Контактный слой титана содержит около 60% кислорода и 20%Ti (рис.2, с). Кроме того, можно видеть присутствие железа и углерода.

Отражения меди, железа и оксида FeO наблюдаются на рентгенограмме поверхности трения меди. Рефлексы никеля, оксида FeO и ГЦК-Fe наблюдаются на рентгенограмме поверхности трения никеля. ГЦК-Fe представлено широкими асимметричными пиками и соответствует параметру решётки в пределах $a_{ГЦК}=0,3563-0,3600$ нм. Существование ОЦК-железа в ПС никеля установить невозможно, т.к. может присутствовать только пик (110), на который накладывается пик Ni(111). Параметры $a_{ГЦК}$ решётки ГЦК-железа, которое содержится в сталях, а также $a_{ГЦК}$ меди и никеля, приведены в таблице. Рентгенограмма поверхности трения титана содержит только рефлексы титана.

Нагружение контактного слоя сталей и металлов трением и электрическим током приводит к появлению в ПС 40–45 ат. % кислорода, который почти полностью связан в оксиде FeO. Кроме того, на поверхности трения наблюдаются ГЦК- и ОЦК-железо. Присутствие большого количества ГЦК-железа в рабочем слое и высокое содержание легирующих элементов в исходной структуре стали соответствует уменьшению износостойкости. Исходная ГЦК-структура стали Гадфильда реализует наименьшую износостойкость и электропроводность контакта. Катастрофическое изнашивание всех сталей реализуется при контактной плотности тока до 300 А/см² Рабочий слой титана содержит около 60 ат. % кислорода. Рентгенограмма поверхности трения титана имеет только рефлексы титана, что указывает на отсутствие оксида TiO₂ или на малую толщину окисного слоя. Такое структурное состояние поверхностного слоя позволяет реализоваться катастрофическому изнашиванию при относительно высокой контактной плотности тока (более 300 А/см²). Структурное состояние поверхности трения меди похоже на состояние поверхности трения сталей, но электропроводность и износостойкость контакта меди выше.

Работа выполнена по проекту III.23.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН и при финансовой поддержке гранта РФФИ 13-08-00076

1. Федорченко И.М., Пугина Л.И. Композиционные спечённые антифрикционные материалы. Киев: Наукова думка, 1980, 404 с.

2. В.В.Кончиц, В.В.Мешков, Н.К.Мышкин. Триботехника электрических контактов. Минск: Наука и техника, 1986. - 256с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОДУКТОВ ИЗНОСА МАСЛОМОДИФИЦИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПТФЭ

Федоров А.Л., Петрова П.Н.

Россия, Институт проблем нефти и газа СО РАН, г.Якутск, gelvirb@mail.ru

RESEARCH OF THE WEAR PRODUCTS OF OIL-MODIFIED COMPOSITES BASED ON PTFE

Fedorov A. L., Petrova P. N.

In given paper researches of wear products of oil-modified PTFE based composites with help of optical microscopy and IR-spectroscopy are presented. It was established that sizes of wear products which are adhered on the surface of steel counterpart increases owing to modification by engine oil. This fact testifies to good adhesion between counterpart and wear products in the case of oil-modified composites. Besides that deep destruction of polymer with producing oxidized functional groups and compounds was registered after wear test by IR-spectroscopy.

Знание механизмов образования поверхностей трения и продуктов износа при фрикционном контакте пар: композит – металлическое контртело является основным фактором, определяющим возможность управления фрикционными свойствами разрабатываемых износостойких материалов. В связи с этим в данной работе приводятся

исследования продуктов износа полимерных композитов на основе ПТФЭ методом инфракрасной спектроскопии и оптической микроскопии.

В качестве объектов исследования выбраны полимерные композиционные материалы на основе промышленно-выпускаемого политетрафторэтилена (ПТФЭ) (ГОСТ 10007-80), полученные модифицированием моторными маслами марок М-8В, Ravenol 5W-40 и Motul 5W-30. Выбор минерального моторного масла марки М-8В обусловлен тем, что оно является наиболее распространенным и доступным маслом, которое используется в узлах трения различных машин и механизмов. Выбор синтетического масла Ravenol 5W-40 в качестве второй модифицирующей добавки обусловлен сходностью по химическому составу с минеральным маслом марки М-8В. Моторное масла марки Motul 5W-30 тоже является синтетическим, но отличается от двух других масел тем, что в его составе в виде добавки имеются сложные эфиры.

Триботехнические испытания проводили на универсальном трибометре UMT-2 фирмы CETR (схема "палец-диск", нагрузка при трении – 150Н, скорость скольжения – 0,16 м/с, путь трения – 2,7 км). Исследуемый образец - столбик диаметром 10 и высотой 20 мм; контртело – диск из стали 45 диаметром 75 мм с твердостью 45-50 HRC. ИК-спектры получали с помощью спектрометра Varian 7000 FTIR. Натирали поверхность контртела порошком бромиды калия и изготавливали из него таблетки методом прессования. Изображения поверхностей трения контртела получали с использованием оптического микроскопа Olympus BX-140.

Изнашивание исходного ПТФЭ сопровождается образованием крупных, хлопьевидных частиц износа. Перенос полимера на стальную поверхность происходит дискретно в виде «островков» преимущественно округлой формы размерами примерно до 5 мкм (Рис. 1).

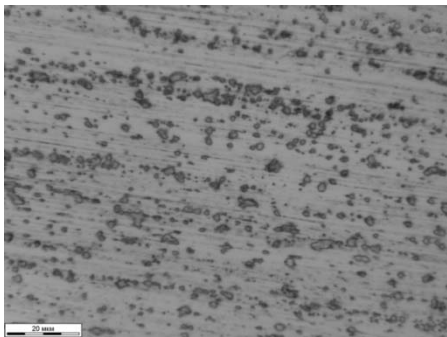


Рис.1. Микрофотография поверхности контртела после испытания на износостойкость ПТФЭ. Увеличение $\times 1750$

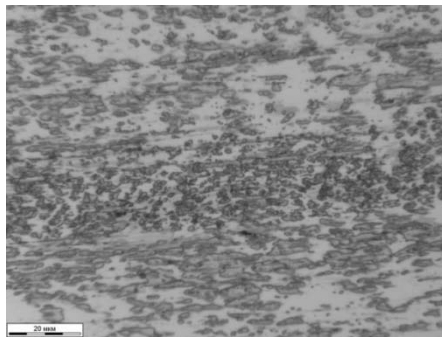


Рис.2. Микрофотография поверхности контртела после испытания на износостойкость композита ПТФЭ, полученного модификацией моторным маслом М-8В. Увеличение $\times 1750$.

Анализ частиц износа полимера методом ИК-спектроскопии показал, что при изнашивании ПТФЭ происходит сильная деструкция по связям С-С, с образованием полимера с относительно более низкой молекулярной массой, чем исходный полимер. Кроме деструктивных процессов, которые идут по основной полимерной цепи с разрывом С-С связей, здесь имеют место процессы, ведущие к образованию соединений, содержащих метильные группы $-CH_3$ и гидроксильную группу.

Исследование поверхностей контртела, контактировавшего с композитами ПТФЭ, полученными модифицированием моторными маслами говорит о том, что при трении масломодифицированные композиты переносятся на поверхность контртела тоже дискретно, но формы этих образований на поверхности контртела характеризуются как более вытянутые по направлению трения. В случае композита, полученного с применением моторного масла М-8В, размеры частиц являются наибольшими – около 10 мкм по длине.

В случае композитов, полученных с применением двух других видов масел, размеры частиц находятся на уровне до 5 мкм. Согласно ИК-спектрам частиц износа композитов модифицированных маслами (Рис. 3) процессы, протекающие во время трения с исходным ПТФЭ

также имеют место и в этом случае, за исключением того, что деструкция композитов приводит к менее значительному сокращению полимерной цепи.

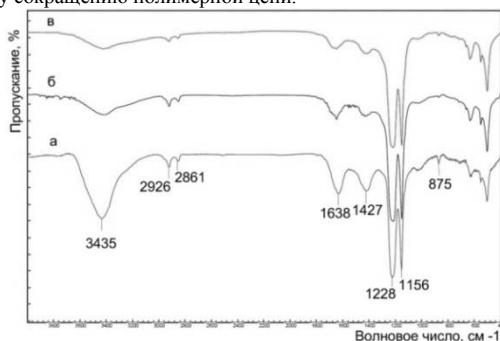


Рис.3. ИК-спектры частиц износа, оставшихся на контртеле после триботехнических испытаний масломодифицированных композитов: а) композит, модифицированный маслом М-8В; б) – маслом Motul; в) – маслом Ravenol.

Другими словами, продукты изнашивания масломодифицированных композитов имеют не такую критически малую молекулярную массу как частицы износа исходного ПТФЭ. По интенсивностям пиков в области 1230 и 1150 см^{-1} (по которым можно судить о молекулярной массе) композиты можно расположить в следующем возрастающем порядке: М-8В, Motul, Ravenol. Кроме этого, при модифицировании моторными маслами происходит значительное образование гидроксильных групп в композите (3435 см^{-1}). Наличие гидроксильной группы характеризует более лучшую адгезию частиц к металлическому контртелу, вследствие чего частицы лучше прикрепляются к контртелу и имеют вытянутую форму.

Таким образом, можно сделать заключение, что модифицирование моторными маслами приводит к тому, что трибодеструкция молекул ПТФЭ в композитах в процессе трения происходит менее интенсивно, чем в исходном полимере, при этом благодаря большему содержанию гидроксильных групп в продуктах износа композитов, модифицированных моторными маслами происходит усиление адгезии этих продуктов к поверхности контртела.

ВЛИЯНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КОНТАКТИРУЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛИ

Цыбанёв Г.В., Кураш Ю.П.

*Украина, Институт проблем прочности им. Г.С.Писаренко Национальной академии наук
Украины*

g.v.tsybanov@ipp.kiev.ua, kurash@ipp.kiev.ua

EFFECT OF TRIBOTECHNICAL PECULIARITIES IN CONTACTING SURFACES INTERACTION ON CYCLIC LIFETIME OF STEEL UNDER FRETTING FATIGUE

Tsyban'ov G.V., Kurash U.P.

The technique of fretting fatigue testing is presented. Experiments on steel with varying the size of contact and level of contact pressure were carried out. Resulting polynomial regression model is obtained. Based on this model the impact of the contact pressure and the scale factor on fretting fatigue life is predicted. A scheme of the contacting surfaces and fretting wear products interaction explaining the performed prediction is suggested.

Наличие контактирующих поверхностей в машиностроительных изделиях при воздействии переменных нагрузок ведет к их взаимоперемещению с малыми амплитудами скольжения и реализации механизма повреждения в результате фреттинг-износа или фреттинг-усталости. При определенной интенсивности и длительности таких процессов возможно наступление предельного состояния деталей в результате разрушения от фреттинг-усталости или

недопустимого фреттинг-износа. Фреттинг-усталостное повреждение характерно для заклепочных, болтовых, штифтовых, прессовых, замковых соединений деталей. Особенностью развития повреждений при фреттинг-усталости является трудность обнаружения в связи с их развитием в зонах контактирования, доступ к которым связан с демонтажем деталей, что затруднительно, например, для заклепочных или прессовых соединений. Поэтому часто трещины фреттинг-усталости обнаруживают после их выхода из зоны контакта, что связано с риском непредвиденных эксплуатационных разрушений. Для исключения таких отказов за последние годы изучению особенностей механизма фреттинг-усталостного разрушения различных контактирующих пар уделено значительное внимание. При этом одним из вопросов остается применение результатов лабораторных испытаний к реальным изделиям, когда одним из недостаточно исследованных аспектов является масштабный фактор.

В докладе описаны разработки авторов по методике испытаний с автоматизированным комплексом для регистрации, первичной обработки и хранения параметров фреттинга в процессе испытаний, которая использована для изучения влияния масштабного фактора на фреттинг-усталость пары сталь 15кп (образец) и сталь 45 (контртело). В эксперименте реализован контакт плоскость-плоскость, а циклическое нагружение осуществляется приложением нагрузки растяжение-сжатие. Используемая методика позволяет независимо варьировать основные параметры фреттинга: амплитуду осевого циклического нагружения, величину контактной нагрузки, площадь контакта – как изменение масштабного фактора (за счет изменения ширины контртела), амплитуду относительного скольжения. Кроме того, методика позволяет определять действующие в фреттинг-паре силы трения. Для замера усилий и деформаций с тензорезисторов снимаются сигналы, пропорциональные соответствующим параметрам. Сигналы с тензорезисторов поступают на входы усилителя УТ-3 и тензостанции Microtechna M1000 В. На вход электрометрического усилителя постоянного тока У5-9 поступает триботок с электродов, расположенных на образце и контртеле в непосредственной близости к месту контакта. Усиленные сигналы с выходов усилителей и тензостанции по коаксиальным линиям связи поступают на соответствующие входы аналого-цифрового преобразователя (АЦП). Кроме того, с выхода усилителя УТ-3 сигнал также поступает на вход программного реверсивного счетчика, который используется в качестве делителя частоты и источника запускающего импульса синхронизации АЦП. После запуска АЦП осуществляет выборку аналоговых сигналов параллельно по всем каналам, преобразование их в цифровой код и ввод в компьютер. Запись величины аналогового сигнала в цифровой форме производится через равные промежутки времени Δt , постоянные в течение каждого периода выборки. Количество каналов, частота дискретизации и размер одного блока данных устанавливаются программно.

В персональном компьютере инсталлирован пакет программ автоматизированной системы анализа сигналов в виде программных средств для корреляционного и статистического анализа сигналов. Для облегчения и ускорения обработки данные переводятся из временной области в частотную с помощью встроенной функции быстрого Фурье-преобразования.

В испытаниях варьировали площадь контакта контртела с образцом путем изменения размера контртела в направлении оси нагружения (A), который составлял 0,45; 1,0; 2,25 и 4,15 мм, в то время как второй размер контртела перекрывал образец по ширине рабочей части (равной 5 мм). Варьировался также уровень номинальных контактных напряжений P_c : 60, 90 и 120 МПа. Параметры фреттинга и циклического нагружения измеряли и регистрировали с помощью разработанного автоматизированного комплекса.

Результаты расчета были представлены в виде матрицы диаграммы рассеяния результатов. Диагональные элементы матрицы диаграммы рассеяния представляет собой гистограммы распределения факторов (амплитуда напряжения σ_a , логарифм долговечности lgN , контактное давление P_c , размер контртела A), а внедиагональные - иллюстрируют распределение одного фактора в зависимости от другого. Из анализа расчетных величин коэффициентов корреляции с учетом их графического представления в виде матрицы диаграммы рассеяния данных отмечены: отрицательная корреляционная зависимость между долговечностью до разрушения и амплитудой напряжения; слабая положительная зависимость между долговечностью до разрушения и размером контртела; слабая отрицательная зависимость между долговечностью до разрушения и номинальным контактным напряжением. Ввиду имеющихся в литературе данных о нелинейном влиянии размера контртела и контактного давления на долговечность до разрушения, построена полиномиальная модель регрессионного

анализа второго порядка, где в качестве функции отклика принят логарифм числа циклов до разрушения. Данная модель включает как главные эффекты (σ_a , A , P_k) и их квадраты (σ_a^2 , A^2 , P_k^2), так и парные эффекты взаимодействия ($\sigma_a \cdot A$, $A \cdot P_k$, $P_k \cdot \sigma_a$). Для сравнимости коэффициентов модели, а следовательно, и степени взаимовлияния натуральных значений, введены стандартизованные независимые переменные и функция отклика, что приводит оцениваемые факторы к единому масштабу.

Используя критерии оценки значимости и адекватности описания моделью результатов испытаний, установлено, что наиболее приемлемо экспериментальные данные описывает нелинейная модель второго порядка, в которую введено предельное значение контактного напряжения, превышение которого мало влияет на долговечность. Далее проанализирован прогноз о влиянии контактного давления и масштабного фактора на фреттинг-усталостную долговечность стали 15кп в соответствии с этой моделью.

Из нескольких результатов анализа прогноза выделим один, который позволяет объяснить предлагаемую ниже триботехническую схему взаимодействия контактирующих поверхностей. Эта схема применима и для других сочетаний исследованных параметров фреттинг-усталости. Из прогноза следует, что в области амплитуд напряжений, превышающих предел фреттинг-выносливости ($\sigma_{1фр} = 120$ МПа) до 1,5 раза, при $P_k = 90$ МПа кривые фреттинг-усталости мало отличаются при использовании накладок различного размера. При дальнейшем повышении амплитуды напряжения наблюдается расхождение кривых усталости для $A = 1$ мм и $A = 4,15$ мм со снижением долговечности для $A = 1$ мм и ее увеличением для $A = 4,15$ мм и различием в 1 порядок на уровне $\sigma_a \approx 220$ МПа. Такая прогнозируемая тенденция влияния масштабного фактора на долговечность при повышенных значениях амплитуды напряжения может быть объяснена следующим образом. Учитывая, что при испытанных уровнях контактных напряжений при циклическом нагружении зона контакта содержит участки сцепления поверхностей и скольжения, увеличение амплитуды напряжения приводит – в соответствии с используемой схемой реализации фреттинга – к увеличению участка скольжения. Это приводит к перемещению линии перехода от участка скольжения к участку сцепления, где происходит зарождение трещины фреттинг-усталости, в сторону середины контртела и, таким образом, происходит смещение места разрушения в зону меньших контактных и, соответственно, тангенциальных напряжений от трения. При этом, для фреттинг-пары с размером контртела $A = 4,15$ мм, где выход продуктов фреттинга в виде порошка $\alpha - \text{Fe}_2\text{O}_3$ из зоны скольжения затруднен, происходит частичный переход от трения скольжения к трению качения (с участием частиц $\alpha - \text{Fe}_2\text{O}_3$), что снижает коэффициент трения и соотношение тангенциальных и нормальных напряжений в опасной зоне. Для фреттинг-пары с $A = 1,0$ мм увеличение амплитуды скольжения приводит к более интенсивному выпаданию порошка $\alpha - \text{Fe}_2\text{O}_3$ из зоны скольжения, что связано с масштабным фактором, и таким образом, к увеличению коэффициента трения и тангенциальных напряжений в опасной зоне. Описанные механизмы взаимодействия образца, контртела и «третьего тела» – продуктов фреттинга – ведут к различию долговечностей при высоких амплитудах напряжения фреттинг-пар с различным размером контртела. Количественно это может быть учтено при расчете напряженно-деформированного состояния в зоне контакта и фреттинга.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ СЛОЕВ И ДЕБРИСА ИЗНОСА В СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ АЛЮМИНМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К., Катин И.В.

Россия, ИМЕТ РАН, chern@imet.ac.ru

THE FORMATION OF MECHANICALLY MIXED LAYERS AND WEAR DEBRIS IN DRY SLIDING OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITES

Chernyshova T., Bolotova L.K., Kobeleva L., Katin I.V.

The morphology of surface film and wear products of composite samples after tribological testing in conditions of sliding friction without lubrication are analyzed

Контактные поверхности деталей из композиционных материалов (КМ) в процессе трения скольжения подвергаются сложным физико-химическим процессам. На поверхности деталей можно наблюдать пластическое деформирование, различные тепловые эффекты, химические реакции, например, реакции "окисления-восстановления"; разрушение межфазных связей частица/матрица, дробление и перераспределение частиц, механическое легирование поверхностных слоев. В результате такого взаимодействия, в трибоконтакте КМ/контртело возникает переходный слой или "третье тело", имеющее значительно более сложную структуру и состав, чем в традиционных трибопарах. Наличие такого слоя может способствовать расширению интервала стационарного трения, росту критических контактных нагрузок и температур, при которых происходит смена режимов изнашивания от мягкого к интенсивному и схватывание.

В данной работе анализировали морфологию поверхностей трения и состав продуктов изнашивания алюмоматричных образцов КМ после трибологических испытаний в условиях

трения скольжения без смазки.

Образцы КМ для трибоиспытаний изготавливали литейным методом, механически замешивая частицы SiC (фракции 28 мкм) и частицы графитированного углерода (размер <400 мкм) в расплав АК12М2MгH состава в масс. %: основа - Al, 11-13 Si, 1,2-1,8 Mg, 0,3-0,9 Mn, 3,8-4,9 Cu, ≤ 0,5 Fe, 0,1 Cr, 0,25 Zn. Составы изготовленных образцов приведены в табл.1.

Таблица 1

№	Состав образцов
1	AK12M2MгH
2	AK12M2MгH -3%SiC ₂₈
3	AK12M2MгH -3%SiC ₂₈ -1,25%С

Испытания на трение скольжения проводили на установке УМТ-1 для оценки фрикционной теплостойкости (ГОСТ23.210-80) по схеме осевого нагружения втулок размером $\varnothing_{нар}28 \times \varnothing_{вн}20 \times h16$ мм. Осевые нагрузки составляли 70, 105, 140 и 180 Н, скорости скольжения изменяли в пределах от 0,38 до 1,88 м/с (300-1500 об/мин). Контртела были изготовлены из стали 40X (HRC≥45). Поверхность трения и продукты изнашивания исследовали на оптическом (Лейка DM ILM, с программой Qwin для анализа изображений) и электронном сканирующем (LEO 430i) микроскопах, состав продуктов – методами рентгенографического (ДРОН-3М) и микрорентгеноспектрального анализов. Твердость образцов определяли по микро-Виккерсу 401/402-MVD.

При визуальном и микроскопическом исследовании образцов после испытания на трение установлено, что уже при малых скоростях относительного перемещения трущихся тел (до 600 об/мин) и малых нагрузках (70Н) на поверхности трения втулок в направлении скольжения формируются борозды пластического деформирования (рис.1,а). Наиболее заметны полосы на неармированных образцах (глубина борозд более 10 мкм с шагом между гребнями до 0,5 мм). Борозды образуются в результате абразивного действия обломков контртела. На образцах КМ, где керамические частицы выполняют роль несущих элементов, глубина борозд уменьшается, частота возрастает. В присутствии графита, выполняющего роль сухой смазки, поверхность трения становится более гладкой, очаги схватывания отсутствуют (рис.1б). На стадии установившегося изнашивания в полосах пластического деформирования образцов КМ появляются признаки структурной самоорганизации в виде ячеек, околнуренных керамическими частицами. Последнее может быть результатом декогезии и разрушения армирующих частиц с последующим шаржированием их в матрицу. Формирование на поверхности трения такого рода диссипативных, структур можно определить как промежуточное состояние. С увеличением параметров нагружения и длительности испытания ширина полос, где формируются диссипативные структуры, и размеры их фрагментов уменьшаются.

Изучение структуры поверхностных слоев на шлифах, вырезанных из втулок нормально к торцевой поверхности, показывает, что пластическая деформация при трибонагружении распространяется вглубь образцов. Видна подповерхностная зона интенсивной пластической деформации с поворотом осей α -дендритов, дроблением эвтектического кремния и ориентации армирующих частиц в направлении скольжения. В слое, прилегающем непосредственно к

поверхности трения, в результате контактного взаимодействия формируется дисперсная механическая смесь из материала матричного сплава, армирующих фаз, контртела и их оксидов. Глубина зоны деформирования зависит от условий трения (нагрузки, скорости и длительности испытания) и может достигать 50-150 мкм в зависимости от состава КМ. Армирующая фаза ограничивает развитие пластической деформации вглубь образца. Измерения микротвердости образца №3 показывают, что в результате фрикционного разогрева происходит размягчение подповерхностной зоны: HV5 составляет 97,1 в зоне трения против 119,8 в центральной части образцов. Этот граничный слой может быть определен как защитный, в присутствии которого переход от режима слабого изнашивания к интенсивному изнашиванию осуществляется при более высоких критических нагрузках.

Просмотр на растровом электронном микроскопе поверхности образцов после задира показывает, что армирование матриц приводит к изменению микрорельефа очагов схватывания. В присутствии керамических частиц очаги схватывания более фрагментированы (рис.2), вероятно, вследствие возрастания частоты чередования процессов схватывания и разрыва адгезионных связей. При введении в КМ частиц графита адгезионные связи ослабевают, в очагах схватывания возрастает доля площади относительного проскальзывания трущихся тел. Механизм износа при введении в алюминиевую матрицу твердых керамических частиц меняется по мере увеличения нагрузки от абразивного к окислительно-абразивному и абразивно-адгезионному.

При испытании втулок из матричного сплава АК12М2МгН на первых этапах трибонагружения образуется дебрис в форме пластин или чешуек в результате абразивного воздействия контртела на относительно пластичную матрицу. При увеличении контактных нагрузок и скоростей скольжения дебрис состоит из смеси порошков и чешуек. По данным МРСА в порошках КМ присутствует железо (4-7 масс.%), что указывает на абразивное воздействие армирующих частиц на материал контртела.

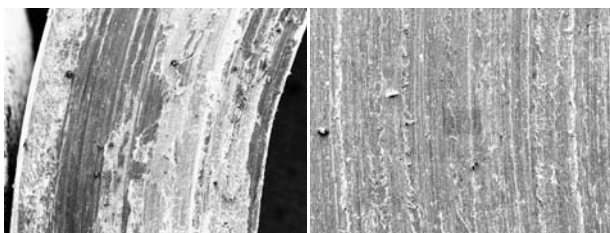


Рис.1. Рельеф на поверхности трения втулки из сплава АК12М2МгН с очагами схватывания, x36 (а), и на поверхности трения образца КМ $Al_{25}+3\%SiC+1,25\%C$, x50 (б).

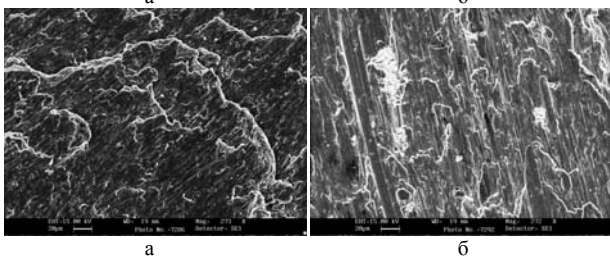


Рис. 2. Поверхность образцов после задира: АК12М2МгН -3%SiC (а), АК12М2МгН -3%SiC -1,25%C (б)

Работа выполнена при поддержке НШ – 854.2012.3

СЕКЦИЯ 12

***ОЦЕНКА РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН, МЕХАНИЗМОВ,
КОНСТРУКЦИЙ ПРИБОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ
ПРЕДУПРЕДИТЬ ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ, СПОСОБЫ БОРЬБЫ
С КАТАСТРОФИЧЕСКИМ РАЗРУШЕНИЕМ***

DETERMINATION OF CYCLIC CORROSION CRACK RESISTANCE CHARACTERISTICS OF AN OIL TRUNK LINE PIPE MATERIAL

Luzhetsky V.

*Ukraine, Department of Machine Engineering & Material Study
of Ivan Franko State Pedagogical University of Drohobych*

Research topicality. Technical diagnostics of responsible constructions exploited in the conditions of combined power load and corrosive aggressive media is an actual scientific and technical problem, particularly, for definition of long-term exploitation objects. Pipes, used for oil production and transportation, are in constant contact with corrosive and deleterious substances which cause intensive internal corrosion of pipes, whereas their abrasion is accompanied with great material losses and severe ecological consequences [1, 2].

As demonstrated by multiple researches, processes of wear-out failures of industrial constructions under the influence of combined action of mechanical loadings and corrosive workspaces are caused by a number of physical and chemical localised processes of formation and development of fissuring troubles in the material. Besides, alongside with places of enhanced exertion concentration (openings, cuttings, cracks and other technological and constructive exertion raisers), these processes often arise on smooth distorted surfaces, which is due to heterogeneity of their physical and chemical condition. This has been affirmed by the latest statistical data [1], namely, that almost 80 % of all oil pipelines failures are caused by primary corrosion-mechanical damage and by progressing surface fissuring troubles in places of corrosive caverns and welding joints. In this connection, there appears an acute problem in development of effective methods of evaluation of these phenomena and adequate loading diagrams for engineering practice.

Thus, definition of features and evaluation criteria of technical state of oil pipelines and the interrelation between parameters of physical-mechanical state of their material and operating environment corrosion mechanisms is an actual scientific and applied engineering task.

Problem setting. It is possible to prolong durability and provide reliable exploitation of trunk pipelines by diagnosing the actual state of metal and characteristics of its resistance to fissuring troubles expansion, taking into consideration a number of exploitation factors (such as static, cyclic and dynamic loads, corrosive media) which influence probable development of the detected damages.

In order to carry out these engineering evaluations, today they use modern approaches to fracture mechanics [1 – 3], which enables the definition of regularities of corrosion cracks expansion under the influence of fatigue failures that are represented in the form of cyclic corrosive crack resistance charts, which are dependences of fracture growth rate on stress intensity factor K_I . Such charts are arranged between its two boundary values: bottom threshold value K_{Ih} corresponding to the value of K_I at which there occurs no corrosive fatigue failure growth, and upper K_{Ic} corresponding to the value of K_I at which there occurs spontaneous (catastrophic) growth of a fracture. The average amplitude part of such charts is analytically described by Paris power dependence [3]

$$dc/dN = da/dN = C(\Delta K)^n,$$

wherein C and n are system “material – environment” constants, ΔK_I is stress intensity factor ($\Delta K_I = K_{I_{max}} - K_{I_{min}}$), definable as a function of working pressure inside a pipe.

The four aforementioned chart parameters (K_{Ih} , K_{Ic} , C and n) are characteristics of cyclic corrosive crack resistance of the oil-trunk pipe material.

The purpose of research. Grounding on charts of cyclic corrosive crack resistance of the oil-trunk pipeline material to substantiate a comparative evaluation of the influence of corrosive media on corrosive fatigue failures developing in it for different “material – environment” systems.

The investigations have been carried out for both unused (new) metal (steel 10Г2БТЮ3, $\sigma_{0,2} = 423,7$ mPa, $\delta = 26,9$ %, $d_{ext} = 530$ mm, $t = 8$ mm) and used metal (steel 10Г2БТЮ3, $\sigma_{0,2} = 438,9$ mPa, $\delta = 25,6$ %, $d_{ext} = 530$ mm, $t = 7$ mm) of oil pipeline “Druzhba”. Mechanical characteristics of steel have been defined after a standard testing procedure of cylindrical samples for stretching.

All basic physico-mechanical investigations of corrosive fatigue failures' developments have been conducted on prismatic models. The intermediates for samples of 10 mm \times t \times 40 mm in size have been cut out from fragments of real pipes. The total length of the sample add up to $l = 200$ mm.

The diagrams of cycle crack resistance of unused metal of the pipeline have been received by way of testing of approbation beam samples with rectangular section (8×10 mm) with the initial edge crack $c = 1,5 \dots 2,0$ mm.

Also, investigations have been conducted of cyclic crack resistance of used metal of an 81 km long “Druzhba” oil-trunk pipeline segment, which have been in operation for 41 year. What should be underlined is, that as a result of metal abrasion during operation process the thickness of the pipe wall lessened from 8 mm to 7 mm, and the most typical operational defects are corrosion defects, caused by joint action on metal of working loadings and environments.

The investigations for cyclic crack resistance have been conducted on special experimental equipment in pure bend conditions of the models with 1 Hz frequency at the sinusoidal form of loading cycle ($R \approx 0,8$). They have been tested in laboratory air, in distilled water (pH 6,7), as well as in 0,1 % NaCl solution (pH 6,5), which served as a soil water model. Environment temperature $T = 25^\circ\text{C}$.

The models have been tested to final fracture with the subsequent analysis of fracture surfaces. The computerized fracture surface images, that correspond to different stages of corrosive fatigue failures development, can be used as models at identification of fracture conditions of real elements of pipelines in operation.

Investigation results. Approbation results have been represented as diagrams of cyclic crack resistance. These diagrams for various testing media for new and used metal are shown in Fig. 1.

The analysis of the final results testifies to the following. With the growth of test media corrosiveness (laboratory air – distilled water – soil water), cyclic crack resistance of both new and used metal declines. For all analysed cases the cyclic crack resistance of used metal of “Druzhba” oil-trunk pipeline is lower, than for the metal of the new pipe. The exploited metal is more sensitive to the environmental influence.

In particular, during the tests of used steel in soil water, the value of exertion intensity factor K_{th} declines in 1,5 – 1,7 times, whereas critical value K_{fc} declines in 1,3 – 1,6 times in comparison with the analogical data for new metal in the air.

Thus, we have defined the degree of influence of aggressive corrosive media on propagation of fatigue failure in the indicated steel.

Conclusion. New data on character and peculiarities of fatigue and corrosive fatigue failure of pipes in dependence on the initial size and form of the detected in the pipeline defects have been obtained.

It has been established, that the exploited over 40 years (degraded) metal of “Druzhba” oil-trunk pipeline (steel 10Г2БТЮ3) in corrosion medium has smaller resistance to propagation of cracks in comparison with unused metal. It has also been found out, that aquatic corrosive media (soil and distilled water) essentially influence the process of a fatigue failure propagation in steel 10Г2БТЮ3. The most dangerous corrosive medium is 0,1 % NaCl solution, that is, model soil water.

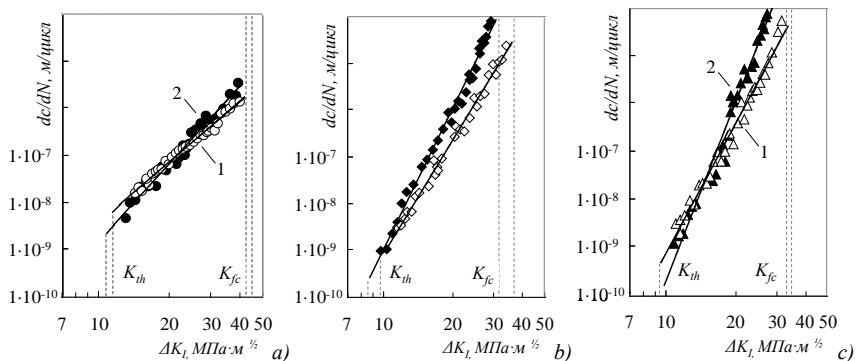


Fig. 1. Influence of operational medium on cycle crack resistance diagram for new (1) and used (2) metal (steel 10Г2БТЮ3) of “Druzhba” oil-trunk pipeline: a – laboratory air; b – distilled water; c – soil water

References

- [1] Panasyuk V.V. Strength and fracture of solids with cracks / V.V. Panasyuk. – Lviv: National Academy of Sciences of Ukraine, Karpenko Physico-Mechanical Institute. – 2002. – 468 p.
- [2] Murakami Yu. Handbook of stress intensity factors / Yu. Murakami // Pergamon Press, Oxford (UK). – 1987. – 1011 p.
- [3] Paris P. A critical analysis of crack propagation laws / P. Paris and F Erdogan // Trans. ASME, J. Basic Engng. – 1963. – Vol. 15. – P. 528 – 534.

FATIGUE ANALYSIS OF NISSAN ASHOK LEYLAND TRUCK AXLE

Sunder R., Savkin A.N., Andronik A.V., Sukhanov M.A.

Russia, Volgograd State Technical University (tfpic@vstu.ru, tank_leclerc@mail.ru)

India, Bangalore Integrated System Solutions (biss@gmail.in)

Tests of vehicle suspension and heavy-duty components are very important and compulsive stadium of project work. Meanwhile full-scale tests are the most effective, whereas they allow dealing with real technical objects, mitigating simulation tasks, but they require powerful test equipment. One of these tests is reviewed at the present paper. At present time full-scale tests of truck front axles for Nissan Ashok Leyland are carried out in the BISS-ITW factory. Designing, manufacturing and mounting of tools with BISS servohydraulic actuators for tests are fully completed; tests come to the end. Character of fatigue tests is defined by customer, Nissan Ashok Leyland: 1) vertical loading (mean load $F_m = 3850$ N, amplitude load $F_a = 3380$ N, frequency $\nu = 5$ Hz) is applied to the axle in area of attachment to vehicle's body; 2) vertical ($F_m = 1200$ N, $F_a = 600$ N, $\nu = 5$ Hz) and lateral ($F_m = 600$ N, $F_a = 300$ N, $\nu = 5$ Hz) stationary loadings are applied to wheel hub simultaneously; 3) vertical ($F_m = 2300$ N, $F_a = 1100$ N, $\nu = 2$ Hz) and longitudinal ($F_m = 1200$ N, $F_a = 1200$ N, $\nu = 2$ Hz) stationary loadings are applied to wheel hub. Photographs of the axle and appropriate test equipment are introduced on pic. 1.

The intention of current tests is detection of dangerous areas and service life from viewpoint of fatigue crack formation. Simulation of assembly (pic. 2a) has certain difficulties in case of finite-element approach using for virtual test support, however, it is still possible to estimate fatigue damage of distinct elements.

Simulation of vertical axle loading with using of SolidWorks and Ansys, which appropriates to the test on pic. 1, allows finding dangerous places of structure from the standpoint of conceivable fatigue fracture. In such a manner, area the most sustained to fatigue processes is located under the axle of steering knuckle (mentioned by red color on pic. 2b). The schedule of tests suggest only stationary loading, so interest of spectrum loading using based on SAESUS sequence is appeared in simulation context. Maximal value of load ($F_{max} = 7230$ N) in test schedule for vertical loading is used for sequence's scaling and assigning. It is specified in calculation results with using of standard spectrum, that fatigue processes are more typical for roundings on axle's arms among remaining structural elements of assembly (mentioned by red color on pic. 2c). [1, 2]

Henceforth, it is planned to carry simulation of all the tests, and to compare experimental and simulation results in case of stationary loading, standard spectrum loading and generated by multibody systems spectrum loading also. In the end, it is feasible to draw some conclusions:

- 1) Areas of maximal fatigue damage and fatigue life can be differ in cases of stationary loading and spectrum loading of structural elements.
- 2) Implicit structural damage simulation can be a basis of explicit fatigue crack formation simulation, because it clarifies location of defects.
- 3) Assembly analysis based on finite element method is considerably laborious task, consequently, it is essential to use multibody systems for more accurate stresses and life estimation, and spectrum generation for structural elements also. [3]

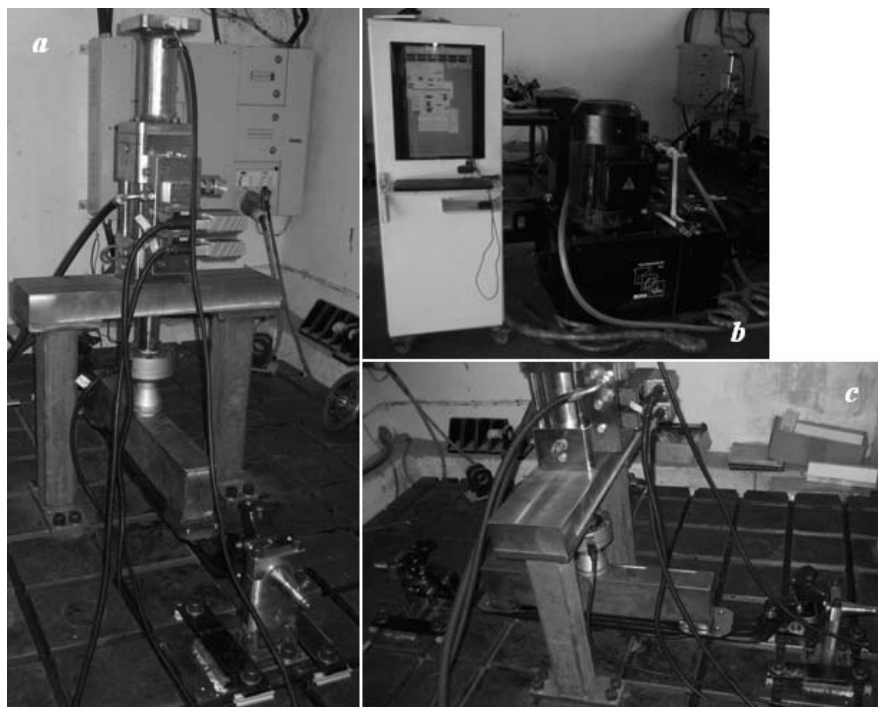


FIG. 1. Stationary loading of truck assembly containing axle and steering knuckle (the hall of full-scale tests, BISS-ITW, Bangalore, India): a – servohydraulic test equipment; b – power supply adapter, user's interface and test equipment; c – axle during the vertical test.



FIG. 2 – Assembly model and fatigue damage plot for axle assembly: a – 3D assembly model; b – fatigue damage plot of steering knuckle in case of stationary vertical loading; c – fatigue damage plot of axle in case of spectrum SAESUS loading.

References

1. Алямовский, А.А. Инженерные расчеты в SolidWorks Simulation / А.А. Алямовский. - М.: ДМК Пресс. - 2010. – 464 с.
2. Басов, К.А. ANSYS: справочник пользователя / К.А. Басов. – М.: ДМК Пресс, 2005. – 640 с.
3. Савкин, А.Н. Оценка прочности и усталостной долговечности конструктивных элементов автомобиля / А.Н. Савкин, А.С. Горобцов, А.В. Андроник // САПР и графика, 2012. - №8. – С. 93-96.

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК НАДЕЖНОСТИ

Библик И.В.

*Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины,
Харьков, Украина, miles@ipmach.kharkov.ua*

APPLICATION OF COMPUTER SIMULATION OF STRUCTURAL ELEMENT OPERATIONAL DAMAGING TO DETERMINE THE RELIABILITY CHARACTERISTICS

Biblik I.

The possibility of reliability estimation according to the load – strength reliability model by computer simulation in the framework of the special design-experiment method is considered. The changes in operational damage degree obtained for straight line segment and bend of NPP pipelines are determined. Results of survival probability estimation for two dominating mechanisms of ageing – corrosion wear and fatigue are obtained.

Создание и использование моделей накопления повреждений оборудования на стадии эксплуатации является одним из перспективных направлений решения задач повышения его надежности. Значительную часть задач о прогнозировании показателей надежности для широкого класса элементов конструкций можно сформулировать на основе физико-статистической модели «нагрузка – несущая способность» [1], в которой нагрузка представляется стационарным случайным процессом, а несущая способность – нестационарным случайным процессом с монотонно убывающим математическим ожиданием. Согласно этой модели, вероятность безотказной работы (ВБР) объекта P за время t определяется по формуле

$$P(t) = \frac{1}{2} + \left[\frac{\eta(t) - 1}{\sqrt{A_R^2 \eta^2(t) + A_S^2}} \right],$$

где $\eta(t)$ - функция изменения коэффициента запаса во времени, определяемая через функцию «усталости» $\varphi(t)$ как $\eta(t) = \eta_0 \varphi(t)$;

A_R , A_S – коэффициенты вариации несущей способности и нагрузки соответственно;

$$\Phi(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_0^x e^{-z^2/2} dz - \text{функция Лапласа.}$$

Для оценки влияния старения на показатели надежности оборудования необходимо решать задачу нахождения аналитического вида функции «усталости», которая является непрерывной монотонно убывающей функцией с $\varphi(t=0) = 1$.

В настоящей работе рассмотрена возможность применения компьютерного моделирования в рамках специального расчетно-экспериментального метода (РЭМ) [2] для определения функции «усталости» в модели «нагрузка – несущая способность» с последующей оценкой ВБР для прямых участков и гибов трубопроводов энергоблоков АЭС.

Эксплуатация конструкции по ее фактическому состоянию возможна при решении двух основных проблем: надежной оценки текущей поврежденности физическими методами контроля

состояния материала и прогноза развития текущей поврежденности на базе различных прогнозных моделей развития деградиационных процессов. Поскольку к отказам элементов конструкций могут приводить различные физико-механические процессы, протекающие на разных масштабных уровнях, с различной скоростью и механизмом воздействия, при определении показателей надежности необходим учет всего многообразия факторов, приводящих к снижению эксплуатационных свойств.

Как было показано ранее [3], РЭМ позволяет моделировать «промежуточную поврежденность» при усталостном и длительном статическом нагружении с учетом данных о фактическом состоянии материала оборудования, бывшего в эксплуатации. Для построения с помощью РЭМ функции «усталости», представляющей собой изменение степени поврежденности материала элемента конструкции при его эксплуатации, необходимы сведения о режимах нагружения элемента конструкции, а также о времени проведения контроля для оценки фактического состояния материала.

В зависимости от доминирующего механизма деградации сведения о фактическом состоянии материала должны включать конкретные параметры, в частности:

- толщину стенки элемента конструкции при эрозионно-коррозионном износе;
- число циклов нагружения при накоплении усталостных повреждений;
- характеристики дефектов при растрескивании металла и росте трещин.

В качестве примера рассмотрим результаты построения функции «усталости» прямых участков и гибов трубопроводов энергоблоков АЭС для двух доминирующих механизмов старения – эрозионно-коррозионного износа и усталости.

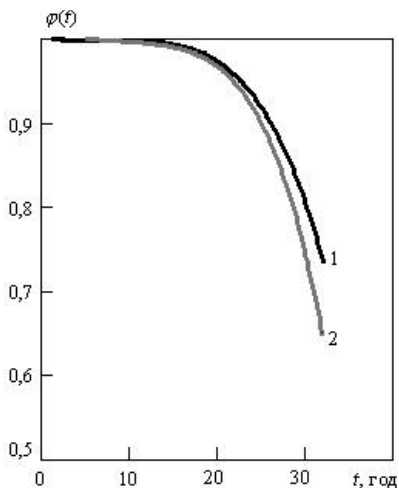


Рис. 1.

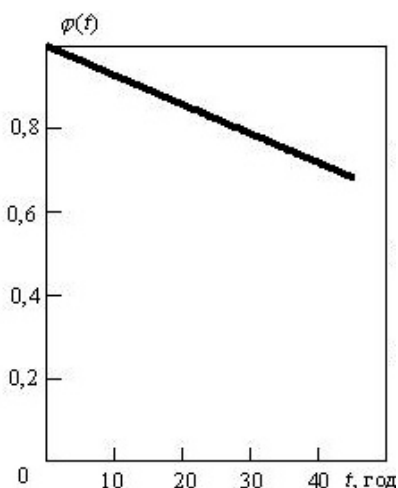


Рис. 2.

На рис. 1 приведены функции «усталости» для двух режимов эксплуатации прямого участка трубопровода главного циркуляционного контура Ду-500 ВВЭР-440, выполненного из стали 08X18H12T: кривая 1 соответствует нормальным условиям эксплуатации, кривая 2 – нормальным условиям эксплуатации + гидроопрессовка 1 раз в 4 года + гидроиспытания 1 раз в год [1]. Полученные функции «усталости» аппроксимировались многочленами четвертой степени, что дало возможность определять значения $\varphi(t)$ и ВБР при произвольно выбранном t .

На рис. 2 приведена функция «усталости» гiba трубопровода питательной воды [4], доминирующим механизмом старения которого является коррозионный износ. Контролируемым эффектом проявления коррозионного износа является утонение стенки. За 30 лет эксплуатации утонение составило 2,4 мм при начальной толщине стенки 21,6 мм и допустимой толщине

стенки, соответствующей 45 годам эксплуатации, – 18,0 мм [4]. Полученная функция «усталости» аппроксимировалась линейной зависимостью $\varphi(t) = 1 - 0,00703t$.

Очевидно, что данные о фактическом состоянии материала оборудования в процессе эксплуатации будут служить дополнительной информацией для определения функции «усталости», внося необходимую корректировку в расчеты с применением компьютерного моделирования для оценки показателей надежности. Кроме того, исходя из анализа данных, полученных при эксплуатации элементов конструкций, можно, создав соответствующую базу данных по полученным с помощью компьютерного моделирования функциям «усталости», проводить оценку надежности оборудования с учетом старения и делать выводы о возможности продления срока его эксплуатации.

Литература

- 1 Острейковский В. А. Старение и прогнозирование ресурса оборудования атомных станций. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 288 с.
- 2 Милешкин М.Б., Библик И.В. Новый метод исследования особенностей механического поведения материалов и оценки прочностной надежности элементов конструкций // Надежность и долговечность машин и сооружений. – Киев, 2006. – Вып. 26. – С. 302-310.
- 3 Милешкин М.Б., Библик И.В. Применение специального расчетно-экспериментального метода для оценки остаточного ресурса элементов конструкций по фактическому состоянию материала // Надежность и долговечность машин и сооружений. – Киев, 2006. – Вып. 27. – С. 304-310.
- 4 Методика оценки технического состояния и остаточного ресурса трубопроводов энергоблоков АЭС. – М.: ГП Концерн «Росэнергоатом», 1999. – 64 с.

ВЛИЯНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ УЗЛА СОЧЛЕНЕНИЯ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ СТЕРЖНЕВОЙ СИСТЕМЫ

Буйницкая Ю.Ф., Доронин С.В.

*Россия, Специальное конструкторско-технологическое бюро «Наука» КНЦ СО РАН,
julfla@rambler.ru*

INFLUENCE OF DAMAGE OF THE JOINT ON DEFORMATION OF ROD SYSTEM

Buynitskaya J.F., Doronin S.V.

Methodical reception for the analysis of influence of damage of a structural element on nature of deformation of system is offered. The formal rule of ensuring survivability and security of the system, connected with the analysis of sensitivity of a structural element to defect existence is formulated.

Классические методы строительной механики стержневых систем предполагают отсутствие дефектов и повреждений элементов и узлов их сочленения. При наличии повреждений в зависимости от их формы и размеров применяются подходы сопротивления материалов или механики разрушения, при этом объектом анализа является локальная зона стержневой системы (фрагмент стержня или узел сочленения), влияние дефекта на изменение особенностей и характера деформирования не рассматривается.

Предметом исследования является анализ возможности и целесообразности учета влияния локальных повреждений элементов и узлов их сочленения на характер деформирования стержневой системы. Методически стержневая система представляется состоящей из элементов двух типов: собственно стержневых элементов и элементов-узлов сочленения стержней. Это связано с тем, что при рассмотрении узла сочленения исключительно как связи элементов исключается возможность моделирования особенностей повреждения узла сочленения как трехмерного деформируемого тела.

Предложен и апробирован следующий алгоритм анализа влияния повреждения элемента стержневой системы на особенности ее деформирования.

1. Декомпозиция стержневой системы. Вычленение повреждаемого элемента из системы и установление связей между элементом и системой. В качестве этих связей рассматриваются степени свободы (поступательные и вращательные перемещения) на границе элементы и

системы. В этом случае закрепление элемента по этим степеням свободы позволит определить реакции (силы и моменты), являющиеся воздействиями со стороны системы. Эти же реакции с противоположным знаком представляют собой воздействия элемента на систему.

2. Последовательное приложение единичных нагрузок по каждой степени свободы с наложением ограничений по всем оставшимся. Это позволяет определить полный комплекс реакций неповрежденного элемента, имитирующий его связи со стержневой системой.

3. Введение в расчетную схему элемента повреждения с возможностью варьирования исследуемого параметра (формы, размера, местоположения). Определение реакций со стороны системы для каждого значения параметра повреждения. Построение зависимости реакций от параметра повреждения.

Проиллюстрируем общие рассуждения конкретным примером. При декомпозиции стержневой системы вычленен узел сочленения четырех стержневых элементов (рис. 1). По граням 1, 2, 3, 4 узел связан с системой посредством шести степеней свободы в каждой грани, соответствующих трем усилиям (осевому и двум перерезывающим) и трем моментам (крутящему и двум изгибающим). К грани 1 приложена единичная осевая растягивающая сила F_z . На боковой поверхности одного из элементов рассматривается объемный дефект, представляющий собой несплошность в виде кругового клина, с варьируемыми параметрами a и r .

Конечно-элементный анализ рассматриваемого узла сочленения позволил установить реакции в гранях 2, 3, 4 (на рис. 3 в качестве примера представлена сравнительная диаграмма реакций бездефектного узла сочленения, а также при наличии трех вариантов геометрии дефекта сплошности). Таким образом, наличие дефекта сплошности существенно изменяет реакции на гранях рассматриваемого узла сочленения, что означает влияние на характер деформирования всей стержневой системы. Применительно к рассматриваемому конкретному примеру изменение реакций обусловлено тем, что наличие дефекта приводит к нарушению условий симметрии узла в плоскости YZ и возникновению дополнительных изгибающих моментов.

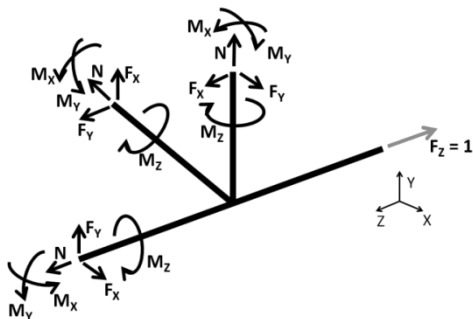


Рис. 1. Расчетная схема узла сочленения четырех стержневых элементов

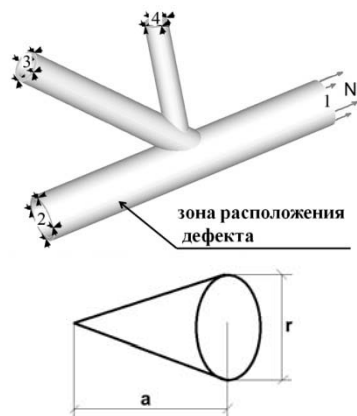


Рис. 2. Расположение и форма дефекта сплошности

При анализе результатов рассматриваемого типа необходимо исходить из следующих соображений. Незначительное влияние дефекта на реакции по граням узла сочленения свидетельствует о способности узла инкапсулировать дефект в рамках подсистемы, исключить его влияние на характер деформирования всей системы. Это свидетельствует о защищенности системы от инициации сценария каскадных разрушений вследствие поврежденности одного из ее элементов. Напротив, большая чувствительность реакций к наличию дефекта и варьированию его параметров свидетельствует об опасности изменения характера деформирования всей системы при повреждении отдельного ее структурного элемента, что требует дополнительного анализа напряженно-деформированного и предельных состояний системы.

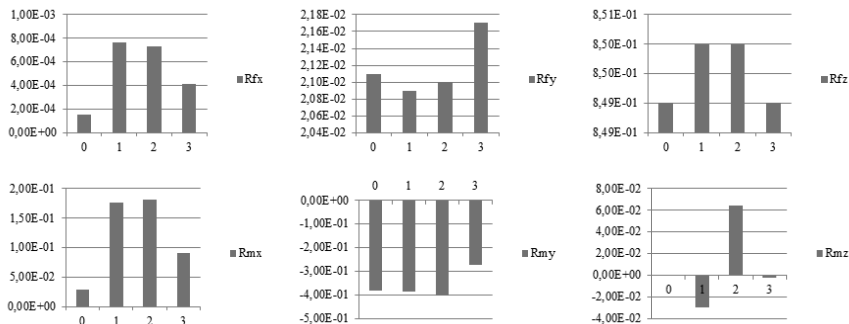


Рис. 3. Диаграмма реакций узла сочленения с дефектом сплошности размерами $a=0$, $r=0$ (0), $a=2.5$ мм, $r=5$ (1), $a=1.25$ мм, $r=5$ (2), $a=1.25$ мм, $r=10$ (3)

Чувствительность системы к наличию повреждения ее структурного элемента является характеристикой конструктивной схемы поврежденного элемента. В связи с этим сформулировано следующее формальное правило обеспечения живучести и защищенности системы: конструктивные схемы структурных элементов деформируемой системы должны обладать способностью инкапсулировать в своих границах вызванные дефектом изменения напряженно-деформированного состояния элемента и не приводить к существенному изменению реакций на границах системы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 11-08-00945)

ПРОГРЕССИВНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ КОМБАЙНОВ – ОСНОВА РЕСУРСА РАБОТЫ БЕЗ РАЗРУШЕНИЙ

Буцык Н.И., Гвоздев А.Е., Демидов А.А., Сергеев Н.Н., Ярмоленко В.С.

Российская Федерация, ТГТУ им. Л.Н. Толстого; ТупГУ, tgpu@tula.net

Основными ответственными деталями выемочных комбайнов являются зубчатые колеса с колесно – реечным двигателем, которые работают в экстремальных условиях при внешних и внутренних воздействиях различной природы: температурных, механических, концентрационных, физико - химических и др., подвергаясь износу и сложному разрушению. Характер износа и повреждение зубчатых колес и цевок реек во многом зависит от прочности поверхностей скольжения зубьев и цевок, то есть от качества материала, его природы и технологий упрочнения. Тяговые звезды в различных двигателях комбайнов изготавливаются из различных высококачественных цементуемых сталей, легированных хромом, никелем, титаном, бором и другими легирующими элементами. В процессе эксплуатации установлено, что износ зубьев тяговых звезд может сопровождаться отслаиванием с поверхности скольжения тонких пленок металла. Избежать этого можно применив соответствующую упрочняющую термическую и химико - термическую обработку.

Результаты анализа износа зубьев тяговых звезд показывают, что в комбайнах звезды, изготавливаемые из конструкционной легированной стали 20ХН4А имели недостаточную износостойкость, вероятно из-за нарушения термической обработки.

На наш взгляд выбор материалов для деталей угольных комбайнов и назначения режимов их термической и химико-термической обработки необходимо назначать исходя из тщательного анализа их работы в процессе эксплуатации в сопряженных термических, механических и концентрационных полях [1.2].

Чтобы предупредить преждевременное усталостное разрушение и износ, нужно обеспечить высокую прочность поверхности зуба, а для предотвращения хрупкого разрушения под воздействием нагрузок требуется высокая вязкость материала [3].

Для создания такого комплекса свойств используют различные цементуемые и улучшаемые легированные стали, которые выбирают с учетом рекомендаций [2] по различным марочникам [4].

Необходимо отметить, что к деталям выемочных комбайнов предъявляется особо высокие требования к свойствам после термообработки, технология которой формирует весь комплекс эксплуатационных характеристик деталей и их ресурс безотказной работы. Поэтому при изготовлении зубчатых колес из цементуемых легированных хромо - никелиевых высококачественных сталей в качестве окончательной термической обработки после цементации необходимо применять двойную закалку для измельчения и формирования структуры сердцевины и поверхностного (цементованного) слоя, и последующей низкий отпуск, а также и другие высокоэффективные технологии термической и химико-термической обработки [3,5].

1. Макаров Э.С. Сопряженные поля в упругих пластических и сыпучих средах /Э.С. Макаров, В.Э. Ульченкова, А.Е. Гвоздев: ТулГУ.-Тула, 2002.-360с. ISBN5-7679-0296-1.

2. Тихонова И.В. Выбор материалов для деталей машин: методическое пособие / И.В. Тихонова, С.И. Архангельский, Е.М. Гринберг, А. Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков: Тула: Тул. Гос. ун-т, 2009.100 с. ISBN 978-5-7679-1697-9.

3. Гончаренко И.А. Основы технологий термической обработки сталей: учебное пособие / И.А. Гончаренко, В.И. Золотухин, А.Е. Гвоздев. Под ред. И.А.Гончаренко.-Тула:”Гриф и К”, 2006.-326с. ISBN 5-7679-0275-5.

4. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волостникова, С.А. Вяткин и др. Под общ. ред. В.Г. Сорокин.- М.: Машиностроение, 1989.-640 с.

5. Оборудование для ресурсосберегающих процессов термической и химико-термической обработки металлов и сплавов: монография // И.А. Гончаренко, А.Е. Гвоздев, И.В. Тихонова, А.В. Афонаскин и [др.]. Тула: Изд-во ТулГУ, 2011.- 97 с. ISBN 978-5-7679-1932-1.

РОСТ ТРЕЩИНЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДИФФУНДИРУЮЩЕГО В НЕЕ ГАЗА Дашевский И.Н.

Россия, Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлунского РАН, dash@ipmnet.ru

CRACK GROWTH UNDER THE ACTION OF GAS DIFFUSION INTO IT Dashevskiy I.N.

In the cracks contained in such materials as metals under the action of corrosive media, degrading polymers and ceramics (for example, HTSC-ceramics), gas-saturated rocks, etc., gas can be accumulated. For a penny-shaped crack in an unbounded elastic medium and for a thin penny-shaped delamination under the surface of a half-space, as well as for similar cracks-strips, in a uniform way – on the basis of the energy approach and with the use of Clapeyron theorem – kinetic equations were derived and analyzed describing the growth of specified defects under gas diffusion into them. The analysis of the reasons leading to identity of the equations named, allows (under some conditions) to extend the results obtained for these problems to a number of other important cases: cracks on the interface of an adhesive joint of two pliable half-spaces with different mechanical and diffusion properties (with the interface being permeable as well as impermeable), the account of anisotropy, etc.

В трещинах, содержащихся в таких материалах, как металлы, находящиеся под воздействием агрессивных сред, деградирующие полимеры и керамики (например, ВТСП-керамики), газонасыщенные горные породы и т.п., может скапливаться газ. При этом трещина может начать расти даже в отсутствие внешних нагрузок, исключительно в результате избыточного давления газа, накопившегося в полости трещины. Ниже модель роста трещины при накоплении в ней газа по диффузионному механизму [1] (рис.1) изучается на основе энергетического подхода для кинетической диаграммы трещиностойкости общего вида [2].

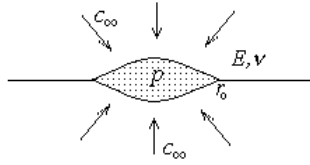


Рис.1. Модель Гольдштейна-Ентова-Павловского [1]

Получим уравнения кинетического роста для дискообразной трещины в безграничном упругом пространстве при диффузии в нее газа с бесконечности (рис.1). Краевая задача диффузии в полупространстве $z \leq 0$ (по симметрии) имеет вид

$$\Delta c = 0, \quad z \leq 0; \quad c|_{z=0} = -c_\infty, \quad \rho \leq r(t);$$

$$\partial c / \partial z|_{z=0} = 0, \quad \rho > r(t); \quad c|_{z=\infty} = 0$$

где $c(\rho, z, t)$ – неизвестная концентрация газа, ρ – радиальная координата, r – радиус трещины, время t играет роль параметра. Решение этой задачи дает для плотности потока газа в трещину q , полного потока Q и суммарного количества молей газа в трещине $n(t)$ соответственно

$$q(\rho, t) = \frac{2c_\infty D}{\pi \sqrt{r^2 - \rho^2}}, \quad Q = N \cdot 4c_\infty D r$$

$$dn(t) = 4Nc_\infty D r \cdot dt/k = 4Nc_\infty D r dr / (ku) \quad (1)$$

где D – коэффициент диффузии, $N = 2$, k – коэффициент рекомбинации газа при попадании в трещину, u – скорость фронта трещины.

Для вывода кинетического уравнения надо перейти от количества газа в трещине $n(t)$ к величине создаваемой этим газом «трещиномдвижущей силы» G . Для этого воспользуемся цепочкой $n \rightarrow pV \rightarrow U \rightarrow G$, где p – давление газа внутри трещины, V – объем трещины, U – упругая энергия тела:

$$n(t) = pV/RT, \quad pV = 2U,$$

$$G = \left. \frac{\partial U}{\partial S} \right|_p = \frac{1}{2\pi r} \left. \frac{\partial U}{\partial r} \right|_p$$

Если зависимость $U(r)$ является степенной, то

$$U \sim r^m \rightarrow G = \frac{mU}{2\pi r^2}$$

$$n(t) = pV/RT = 2U/RT = 4\pi r^2 G / (mRT)$$

и, подставляя в (1), получим искомое уравнение, записанное в переменных G и r , а затем и его интеграл

$$d(r^2 G) = \frac{Nm}{2\pi k} c_\infty D R T \frac{d(r^2)}{u}$$

$$\ln \left(\frac{r}{r_0} \right) = \frac{1}{2} \int_{G_{SCC}}^G \frac{dG}{\frac{\alpha}{u(G)} - G}, \quad \alpha = \frac{Nm}{2\pi k} c_\infty D R T \quad (2)$$

В случае кинетической диаграммы трещиностойкости общего вида (рис.2а):

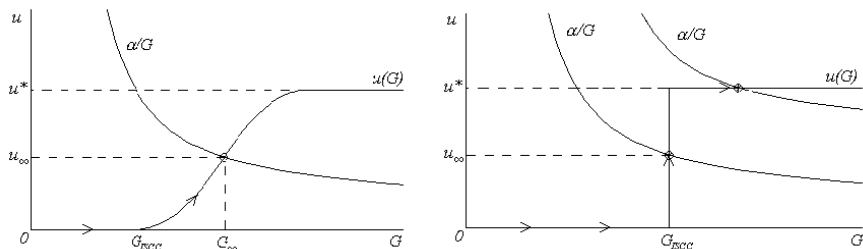


Рис.2. Кинетическая диаграмма трещиностойкости

при $r \rightarrow \infty$, $\ln(r/r_0)^2 \rightarrow \infty \leftrightarrow [u/u(G) - G] \rightarrow 0$

$G \rightarrow G_\infty$: $u(G_\infty) = \alpha/G_\infty$, $u \rightarrow u_\infty = u(G_\infty)$

Для металлов и горных пород диаграмма – почти ступенчатая (рис.26). При этом из (2) следует, что:

если $\alpha/G_{SCC} < u^*$, то $G_\infty = G_{SCC}$, $u_\infty = \alpha/G_{SCC}$,

если $\alpha/G_{SCC} > u^*$ $\rightarrow u_\infty = u^*$, $G_\infty = \alpha/u^*$

В общем случае при известных значениях механических и диффузионных параметров задачи уравнение (2) позволяет получать простые оценки срока службы массивного образца с трещиной в условиях диффузии в нее газа.

Литература

1. Гольдштейн Р.В., Ентов В.М., Павловский Б.Р. Модель развития водородных трещин в металле // Докл. АН СССР. – 1977. – 237. № 4. – С. 828-831.
2. Дашевский И.Н. Модель симметричного трещинообразования в пластине и клине при изгибе точечным индентором. Изв. РАН. МТТ. 2011. №3. С. 112-121.

ОБ ОБРАЗОВАНИИ ПРАВИЛЬНЫХ СИСТЕМ РАДИАЛЬНЫХ ТРЕЩИН ПРИ ТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ ПЛАСТИН

Дашевский И.Н.

Россия, Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, dash@ipmnet.ru

ON FORMATION OF REGULAR SYSTEMS OF RADIAL CRACKS UNDER PLATE POINT BENDING

Dashevskiy I.N.

The energy approach is used to develop a model of brittle fracture of a thin plate (and a wedge) under bending. We assume that: the plate is loaded by a point indenter; as the plate strength is exhausted, fracture occurs instantaneously with the formation of a symmetric system of radial cracks; one can neglect the irreversible losses and the possible dynamics; the main contribution to the energy balance equation is made by the energy of formation of new surfaces (cracks) and by the elastic bending energy of the arising sectors; the minimum-energy-consuming fracture scheme is realized. Since the energy necessary to form new cracks and the total elastic bending energy of the n triangular sectors-beams vary in opposite directions with variation in both the crack length L and n, the total energy required to form n sectors has a minimum depending on L and n, and it is this minimum that determines the number n of the arising sectors. In the simplest scheme, the number of developing cracks turned out to be independent of the plate physical-mechanical characteristics and its thickness and varied from 2 to 4 as the wedge opening angle varied from 0 to 2π.

При изучении взаимодействия с ледовыми полями ледоколов, опор ледостойких сооружений и прочих объектов, а также и в ряде других случаев (например, разрушение оконного стекла) возникают задачи, приводящие к схеме разрушения точечным индентором или сосредоточенной силой пластины из хрупкого материала, когда из-под индентора радиально

выходят несколько трещин и прорезают в пластине соответствующее количество секторов (рис.1), разное в разных случаях [1,2].

Для оценки количества образующихся секторов примем, что [3]:

- 1) Нагружение пластины осуществляется точечным индентором;
- 2) В момент исчерпания прочности пластины происходит мгновенное разрушение с образованием симметричной системы радиальных трещин;
- 3) Пластина ведет себя квазихрупко и можно пренебречь динамикой;
- 4) Основной вклад в уравнение энергетического баланса вносят энергия образования трещин и упругая энергия изгиба образовавшихся секторов;
- 5) Реализуется минимально энергоемкая схема разрушения, т.е. такая, при которой суммарная энергия минимальна.

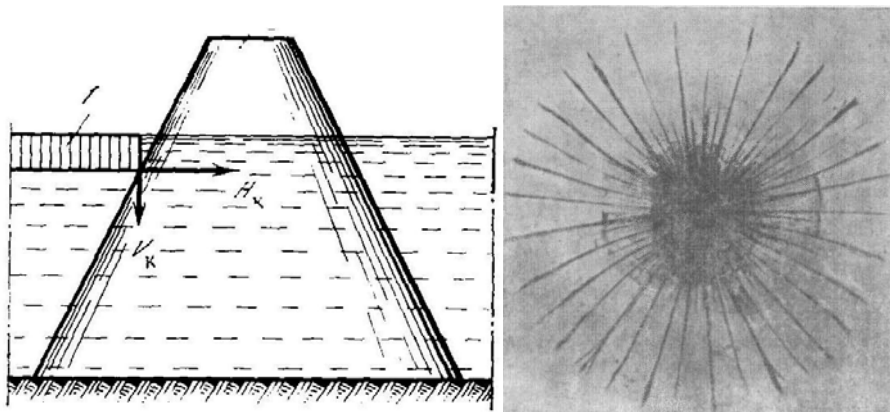


Рис.1. а) Наползание льдины на опору [1]; б) Одна из картинок разрушения стекла [2]

Для случая точечного нагружения сплошной пластины

$$W = nLh\gamma + nU$$

где $W = W(n, L)$ – функция суммарных энергетических затрат при трещинообразовании, n – количество образовавшихся секторов, L – длина возникших трещин, h – толщина пластины, γ – эффективная поверхностная энергия разрушения, U – энергия изгиба каждого из образовавшихся треугольных секторов-балок. Рассматривая сектор как треугольную в плане консоль, придем к функции

$$W = n \left[Lh\gamma + \frac{Eh^3 \sin(\pi/n)}{6L^2 \cos^3(\pi/n)} u^2 \right]$$

где E – модуль Юнга, h – толщина пластины, u – прогиб под индентором, минимизация которой по n, L дает $n_{min} = 4$.

Для случая пластины-клина с углом раствора Φ , нагруженной в вершине

$$W_\Phi = (n-1)Lh\gamma + \frac{nEh^3 \sin(\Phi/2n)u^2}{6L^2 \cos^3(\Phi/2n)}, \quad n = 2, 3, 4, \dots$$

При этом для полной плоскости (пластины) с полубесконечным разрезом $\Phi = 2\pi$ (ледокол в устье проделанного им же канала) минимум достигается также при $n_{min} = 4$, для пластины-полуплоскости (ледокол, наползающий на край ледового поля-полуплоскости) $\Phi = \pi$ и $n_{min} = 2$.

Т.о., с уменьшением угла раствора Φ нагружаемого клина количество секторов n , минимизирующее потребную для их образования суммарную энергию, уменьшается с $n = 4$ для $\Phi = 2\pi$ до $n = 2$ для $\Phi = \pi$. Общий график зависимости $\ln[w_\Phi(n, \Phi)]$ от угла раствора клина Φ

приведен на рис.2. Точки пересечения $w_{\Phi}(2, \Phi)$ с $w_{\Phi}(3, \Phi)$ и $w_{\Phi}(3, \Phi)$ с $w_{\Phi}(4, \Phi)$ и дают углы раствора клина Φ , при которых происходит изменение количества образующихся секторов (или трещин) n_{min} : $\Phi_{2,3} \approx 4.43$, $\Phi_{3,4} \approx 5.94$.

При типичной для оконного стекла толщине $h = 4 \cdot 10^{-3}$ м относительные критические прогибы $\alpha = 10^{-3}, 10^{-2}$ дают для L соответственно $L \approx 0.1$ м и $L \approx 0.5$ м, и длина образующихся трещин может оказаться сопоставимой с общими размерами пластины L_p . Это означает необходимость явного учета габаритов пластины и соответствующих краевых условий. При достаточно высокой прочности пластины, позволяющей накапливать до разрушения большую упругую энергию, конечность ее размеров может приводить к увеличению количества возникающих в ней трещин.

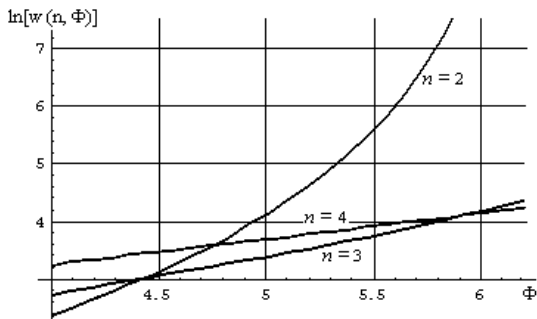


Рис.2. Зависимость суммарных энергетических затрат при трещинообразовании от угла раствора клина (n – количество секторов)

Литература

1. Механика и физика льда (под ред. Р.В. Гольдштейна). М.: Наука, 1983.
2. Солнцев С.С., Морозов Е.М. Разрушение стекла. М.: Машиностроение, 1978. 152 с.
3. Дашевский И.Н. Модель симметричного трещинообразования в пластине и клине при изгибе точечным индентором. Изв. РАН. МТТ. 2011. №3. С. 112-121.

ОБ ОБРАЗОВАНИИ СИММЕТРИЧНОЙ СИСТЕМЫ ТРЕЩИН ВОКРУГ НЕФТЕГАЗОВОЙ СКВАЖИНЫ

Дашевский И.Н.

Россия, Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлунского РАН, dash@ipmnet.ru

ON THE FORMATION OF SYMMETRIC SYSTEM OF CRACKS AROUND OIL AND GAS WELL Dashevskiy I.N.

The energy approach is used to propose a model of arising of regular systems of cracks, emerging the surface of a circular cavity, being observed, for example, around oil and gas wells under uniform compression. The cracks are supposed to arise due to the accumulation of elastic compression energy in the system. The limit compression (the exhaustion of strength) being achieved, a network of cracks is formed in the most stressed layer adjacent to the interior of the body, thus utilizing the accumulated elastic energy of this layer. In the simplest scheme the number n of "petals"-wedges arising from the cracking turns out to be equal to 5 (which corresponds to $2n = 10$ cracks) and (contrary to limit compression pressure magnitude) be independent on geometrical and physical-mechanical parameters of the problem.

Вокруг находящихся в условиях всестороннего сжатия нефтяных и газовых скважин [1, 2] (Фиг. 1, 2) часто наблюдается картина образования довольно регулярных сеток трещин, выходящих на поверхность скважины. В т.н. методе «георыхления» такого рода системы трещин

создаются специально для увеличения трещиноватости среды и интенсификации притока нефти к скважине [1, 2]. Поэтому важное значение имеет вопрос о структуре этой сетки трещин, в частности, об их количестве, длине и т.д.

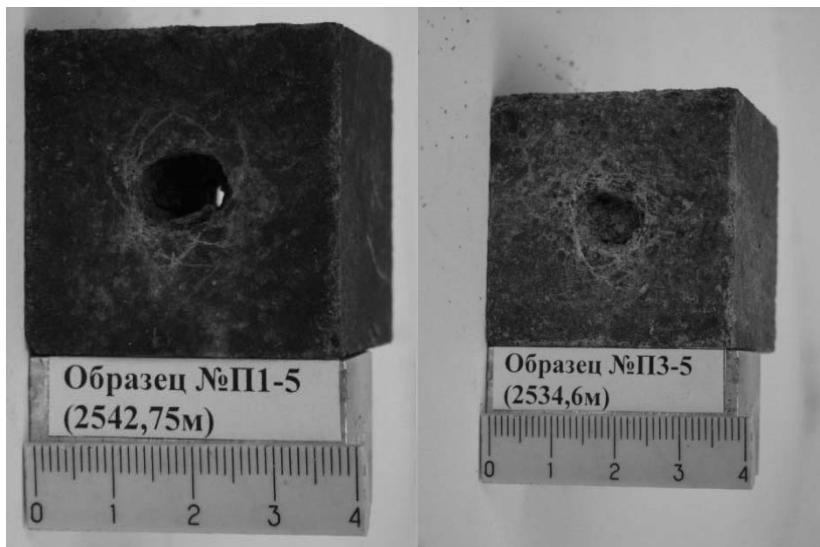


Рис.1. Сетка трещин вокруг нефтяной скважины [1, 2]

В основу модели положим следующие положения [3]:

- 1) Имеем бесконечную плоскость с круговой полостью в условиях всестороннего сжатия, НДС плоское;
- 2) В момент достижения критических нагрузок (исчерпания прочности) происходит мгновенное разрушение с образованием регулярной системы трещин сдвига;
- 3) Трещины возникают вдоль линий скольжения, образуя регулярный узор, картина разрушения имеет аксиально-периодический вид и складывается из n «лепестков», каждый из которых виден из центра полости под углом $2\alpha_n$ и реализуется парой трещин, исходящих с поверхности полости под углом 45° и направленных «навстречу» друг другу;
- 4) Пластина ведет себя квазихрупко, и можно пренебречь динамикой;
- 5) Уравнение энергетического баланса $W = W_e$ выражает собой равенство энергии образования трещин W и идущей на это энергии формоизменения W_e , высвобождающейся из слоя, прорезаемого трещинами;
- 6) Реализуется минимально энергоемкая схема разрушения, т.е. схема с таким количеством n и длиной L трещин, что потребная на ее создание энергия минимальна.

Рассчитывая траектории линий скольжения, вычисляя их длины и далее общую длину образующихся трещин, для безразмерной энергии образования трещин w получим

$$w = \frac{r_n - 1}{\ln r_n}$$

где r_n – безразмерная координата конца трещины. Ее график представлен верхней кривой (почти прямой) на рис.2.

Пользуясь известным выражением для удельной энергии формоизменения через напряжения и решением задачи Ламе для очень толстого цилиндра, находящегося под внутренним давлением [4, с. 284, ф-ла (7.28), и с. 338-339, ф-ла (9.21)], получим для полной безразмерной энергии формоизменения w_f в кольце (слое) $r \in [1, r_n]$ функцию вида

$$w_f(p, r_n) = p^2 \left(1 - \frac{1}{r_n^2} \right)$$

(см. два нижних графика для двух значений p на рис.2), выходящую на горизонтальную асимптоту при $r_n \rightarrow \infty$.

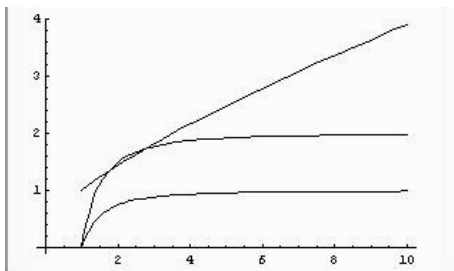


Рис.2. Обезразмеренные графики упругой энергии формоизменения, накопленной в нарушенном слое (нижние кривые), и энергии трещинообразования (верхняя кривая) от характерной толщины слоя.

При малых внутренних давлениях p график энергии формоизменения $w_f(r_n)$ лежит ниже графика энергии трещинообразования $w(r_n)$. По мере роста давления график $w_f(r_n)$ идет все выше и в какой-то момент коснется графика $w(r_n)$ для некоторого r_n . Из условий касания для r_n получим

$$\ln r_n = \frac{r_n + 1}{r_n + 2} = 1 - \frac{1}{r_n + 2}, \text{ откуда } r_n \approx 0.75, n = \frac{\pi}{\ln r_n} \approx 4.2$$

Из двух целых, ближайших к найденному дробному (т.е. 4 либо 5), меньшая упругая энергия отвечает $n_{\min} = 5$.

Список литературы

1. Карев В.И. Влияние напряженно-деформированного состояния горных пород на фильтрационный процесс и дебит скважин. Автореф. дисс. на соиск. уч. степ. д. т. н. СПб., 2010. 34 с.;
2. Коваленко Ю.Ф. Геомеханика нефтяных и газовых скважин. Автореф. дисс. на соиск. уч. степ. д. ф.-м. н. М., 2012. 44 с.;
3. Дашевский И.Н. О возникновении полярно-периодических структур разрушения на границе круглой полости при всестороннем сжатии. М., 2012. – 20 с. – (Препринт/ РАН. Ин-т проблем механики; № 1027);
4. Феодосьев В.И. Сопrotивление материалов. М.: Наука, 1986. 512 с.

ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ СОСУДА ДАВЛЕНИЯ ПРИ АВАРИЙНОМ ПОВРЕЖДЕНИИ ПАТРУБКОВОЙ ЗОНЫ

Доронин С.В.

*Россия, Специальное конструкторско-технологическое бюро «Наука» КНЦ СО РАН,
s.doronin@gmail.com*

ASSESSMENT OF THE SURVIVABILITY OF A PRESSURE VESSEL ON ACCIDENTAL DAMAGE NOZZLE ZONE

Doronin S.V.

For an assessment of operability of the damaged structures the concept of survivability is offered. As a quantitative assessment of survivability of a pressure vessel with a dent as an operational damage there is considered the relation of the destroying pressure of the structure in the damaged and intact states.

В течение срока длительной эксплуатации технических объектов неоднократно возникают их взаимодействия с окружающей природной и технологической средой, не включенные в перечень рассматриваемых при проектировании расчетных случаев нагружения. Это обусловлено как изменением (возникновением новых) взаимодействий в эволюционирующей технической системе, так и возникновением несанкционированных событий различной природы, обусловленных откатами и авариями техники, отклонениями параметров технологических процессов, ошибками персонала, природно-климатическими процессами, явлениями и другими факторами. В результате этих взаимодействий деформируемые (силовые, несущие) конструкции технических объектов в ряде случаев получают повреждения, приводящие к вопросу о возможности (целесообразности) дальнейшей эксплуатации поврежденных элементов.

Для ответа на этот вопрос целесообразно включение в аппарат принятия решения понятия живучести, характеризующего тот или иной аспект работоспособности поврежденной конструкции. Для количественной характеристики может быть использована обобщенная функция живучести $G(x)$, представляющая собой нормализованный показатель работоспособности отдельного элемента или конструкции в целом: $G(x) = f(x)/f(0)$, где $f(x)$ – функциональность системы в состоянии x , $f(0)$ – функциональность неповрежденной или исходной системы. Здесь x – параметр, определяющий переход системы от одного состояния в другое. Таким параметром могут служить экстремальные воздействия или соответствующие им напряжения и деформации, превышающие допускаемые значения, но не достигающие предельных значений; накопленные эксплуатационные повреждения, включая магистральные трещины, превышающие допустимые значения, но не превышающие максимального значения; другие факторы, например время от начала аварийной ситуации до катастрофического разрушения, температура, скорость нагружения, характеристики механических свойств материалов.

Для конкретизации общих рассуждений рассмотрим один из возможных вариантов поврежденности сосуда давления, фактически реализовавшийся при аварийной ситуации в производственных условиях. Сосуд представляет собой бак наполнения прессы, работающий в технологической цепочке регулирования давления прессы в металлургическом производстве. Аварийное разрушение задвижки сопровождалось формированием комплекса запроектных внешних нагрузок на штуцер, приведших к упругопластическому деформированию обечайки сосуда и образованию обширной вмятины. Таким образом, актуальны как разработка методических аспектов оценки живучести конструкций, получивших повреждения в рассматриваемых обстоятельствах, так и количественная оценка живучести конкретного сосуда.

Напряженно-деформированное состояние поврежденного бака, эксплуатируемого после аварийной ситуации в штатном режиме нагружения, определяется следующими тремя шагами нагружения: 1) расчетное внутреннее давление неповрежденного сосуда $S = 0.8$ МПа; 2) расчетное внутреннее давление и аварийное воздействие на штуцер P ; 3) расчетное внутреннее давление поврежденного сосуда.

В качестве переменного параметра x , определяющего уровень поврежденности и характер поставарийного напряженно-деформированного состояния сосуда, в настоящем исследовании принята величина статического усилия на патрубке, имитирующего аварийное воздействие. Соотношение между этим усилием и реальным аварийным воздействием может быть установлено, но в данной работе не обсуждается.

В качестве величины $f(x)$ принято разрушающее давление S_p , то есть такое внутреннее давление, при котором наибольшие напряжения в поврежденной зоне достигают предела прочности. Конечноэлементный анализ позволил установить разрушающее давление при отсутствии аварийного воздействия, составляющее $f(0) = S_p = 3.186$ МПа. В ходе численного моделирования варьировалась величина аварийного воздействия на штуцер P , для каждого значения P изменялось значение внутреннего давления S . В результате для каждого значения P устанавливалось $f(P) = S_p$ (рис. 1).

На основании полученных результатов построена функция живучести, показывающая уменьшение функциональности поврежденного сосуда в зависимости от уровня аварийного воздействия на патрубковую зону (рис. 2).

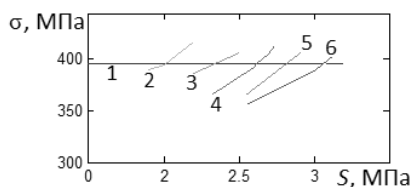


Рис. 1. Определение разрушающего давления S_p в связи со значением аварийного воздействия P : 1 – предел прочности материала сосуда $\sigma_a = 395$ МПа; 2–6 – зависимости расчетных максимальных напряжений в поврежденной зоне от величины внутреннего давления соответственно для $P = 57.82, 53.69, 49.56, 45.43, 41.3$ кН

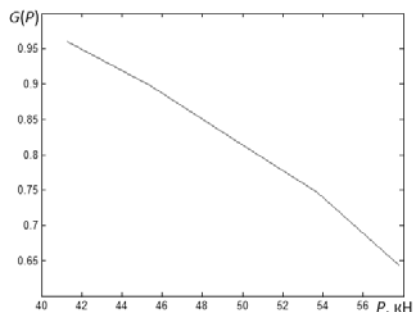


Рис. 2. Функция живучести поврежденного сосуда давления

Полученные количественные оценки соответствуют определенному типу аварийного воздействия, которое реализовано равномерным распределением усилия P по контуру патрубку вдоль его оси внутрь сосуда (рис. 3).

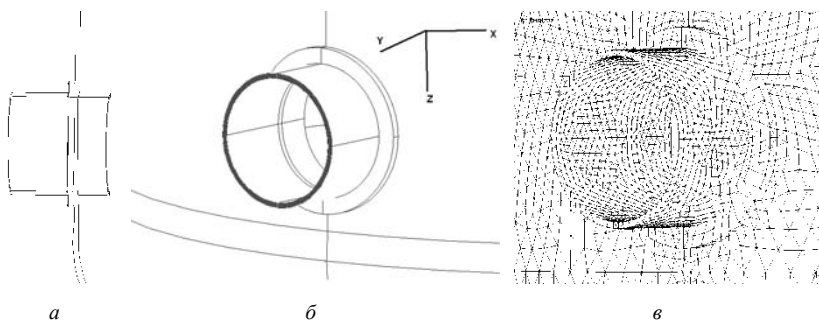


Рис. 3. Повреждаемая патрубковая зона сосуда: a – патрубковая зона в разрезе; b – торец патрубку, воспринимающий аварийное воздействие в направлении, противоположном оси Y ; v – сеточная область патрубковой зоны

Для полной характеристики живучести сосуда в связи с повреждаемостью патрубковой зоны необходимо исследование, обоснование типов аварийного воздействия и установление соответствующих им функций живучести. Установленные таким образом типы аварийного воздействия будут представлять собой дополнительные, нештатные расчетные случаи нагружения, рассмотрение которых позволяет получить информацию о свойствах поврежденных конструкций в аварийных ситуациях и о возможных условиях перехода последних в каскадные разрушения с развитием техногенных катастроф. Это, в свою очередь, является обязательным условием постановки и проведения исследовательских и опытно-конструкторских работ по обеспечению живучести повреждаемых конструкций и обеспечению их защищенности от техногенных аварий и катастроф.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 11-08-00945)

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ РЕАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПО ДАННЫМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА СОСТОЯНИЯ ИХ ПОВЕРХНОСТИ

Ермишкин В.А., Минина Н.А., Кулагин С.П., Томенко А.К.
Россия, ИМЕТ РАН, eva@imet.ac.ru

RESIDUAL LIFE EVALUATION OF THE ACTUAL DESIGN ACCORDING TO PHOTOMETRIC ANALYSIS DATA OF THEIR SURFACE

Ermishkin V.A., Minina N.A., Kulagin S.P., Tomenko A.K.

Residual life assessment of critical structures with long service life got in the present conditions of great importance and has not yet received a decision, appropriate to its importance. In this paper, we propose an approach to its assessment based on the information which is obtained by photometric analysis of the material in the construction sites, where it is subjected to the most intense external effects of different physical and chemical nature.

Методология предлагаемого подхода к оценке остаточного ресурса металлоконструкций ответственного назначения спланирована применительно к условиям их стендовых или полигонных испытаний. Предварительно в лабораторных условиях выполняется комплекс испытаний образцов конструкционных материалов, из которых выполнен исследуемый объект по виду, условиям и режимам близким тем, в которых эксплуатируются его элементы, изготовленные из них. Цель этих исследований заключается в подготовке данных, необходимых для аттестации механических характеристик и структурного состояния используемых конструкционных материалов в исходном состоянии. При этом подготовка поверхности образцов должна быть в точности из этих материалов такой же, как поверхность элементов, которые изготовлены. Поверхности фрагментов образцов материалов до и после испытаний анализируются методом фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) [1]. Результаты лабораторных механических испытаний образцов конструкционных материалов исследуемого объекта и данных фотометрического анализа фрагментов их поверхности обобщаются в виде градуировочных графиков, представляющих собой зависимости структурной поврежденности используемых в исследуемом объекте материалов D_s от величины действующих напряжений. Переход к работе с собственно с натурным объектом начинается с анализа чертежей его конструкции и их расчетного обоснования. По этим данным намечаются места, опасные с точки зрения возможности их разрушения в условиях эксплуатации. После этого на реальном объекте выбранные для анализа опасные места маркируются, нумеруются и фотографируются с помощью цифровой фото или видеокамеры в определенной последовательности. Условия съемки: освещенность, расстояние от объектива до фотографируемой поверхности, ориентация камеры относительно снимаемого участка поверхности, ее чистота и размеры, должны быть зафиксированы. При съемке поверхность должна быть сухой. Площадь фотографируемого фрагмента поверхности должны порядок 100 см^2 . Любое нарушение перечисленных требований к условиям съемке может стать источником дополнительных погрешностей измерений, которые отражаются на точности расчетного определения остаточного ресурса. Если поверхности исследуемого объекта перед его эксплуатацией окрашиваются, то при проведении стендовых и ли полигонных испытаниях они должны быть тоже окрашены. Проведенные исследования показали, что окраска исследуемых поверхностей не является препятствием для оценки степени ее поврежденности по данным фотометрических измерений, так как при анализе методом ФАСИ, окрашенная поверхность ведет себя подобно фото покрытиям при использовании поляризационно-оптических методов исследования локального напряженного состояния материала [2]. После завершения стендовых испытаний объекта фрагменты его поверхности, которые были отсняты до начала испытаний, после приведения их к зафиксированным условиям съемки повторно фотографируются. Если возможно проведение фотосъемки в процессе стендовых испытаний, то не будет излишеством проведение дополнительных сеансов съемки через определенные промежутки времени по возможности сохраняя условия съемки постоянными. Отснятый фотоматериал в цифровом коде вводится в персональный компьютер, в котором производится его анализ по специальной программе, которая составляет основу ФАСИ. Для такого анализа с каждого отснятого фрагмента приготавливаются объекты, которые по дифференциальной схеме сравниваются с их

образами, полученными с фотоизображений, снятых до начала испытаний. Сравнение начинается с сопоставления спектров яркости отражения видимого света от фрагментов исследуемых объектов до и после испытаний. На рис.1 приведены типичные результаты такого сравнения фрагментов разгонно-тормозного блока испытательной системы.

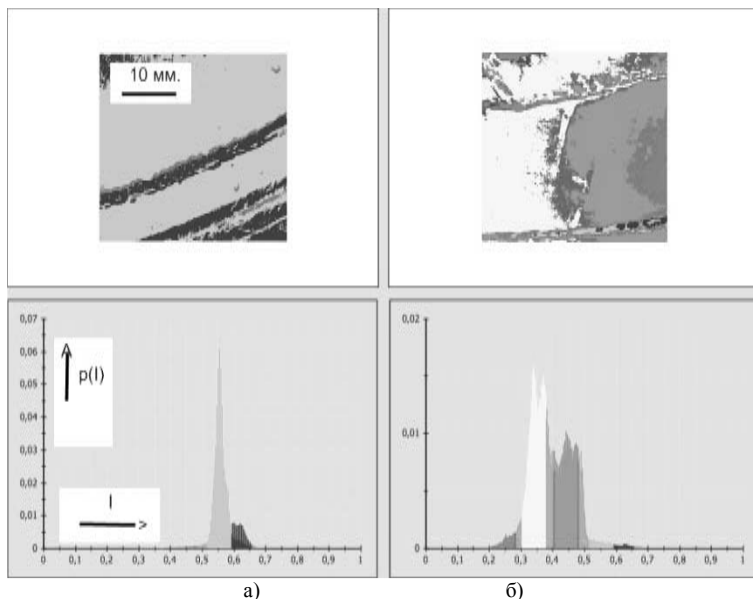


Рис.1. Типичный пример анализа методом ФАСИ фрагмента поверхности исследуемого объекта: а) – фрагмент и спектр до начала испытаний; б) – тот же фрагмент после полигонных испытаний.

В качестве обобщенного параметра спектра, используемого для оценке степени поврежденности материала, были использованы площади под спектральными кривыми яркости отражения $S_i(t)$. Для оценки степени поврежденности корпуса исследуемого объекта было использовано по 40-50 измерений каждого параметра, входящего в суммы, по которым проводилось их усреднение. Степень повреждений, получаемых исследуемым объектом в процессе единичного испытания, определялась по формуле:

$$D_s = \frac{\frac{1}{n} \cdot \sum_1^n S_i(t) - \frac{1}{m} \cdot \sum_1^m S_j(0)}{\frac{1}{k} \cdot \sum_1^k S_i(t_r) - \frac{1}{h} \cdot \sum_1^h S_g(0)}$$

где: $\frac{1}{n} \cdot \sum_1^n S_i(t)$ – средняя площадь под спектральной кривой для фрагментов с изображений, снятых после испытания, n – количество фрагментов, на которых снимались спектральные кривые яркости отражения после испытания, $\frac{1}{m} \cdot \sum_1^m S_j(0)$ – то же, но фрагментов, снятых до начала испытания, m – количество фрагментов, на которых снимались спектральные кривые яркости отражения до начала испытания, $\frac{1}{k} \cdot \sum_1^k S_i(t_r)$ – средняя площадь под спектральной кривой по результатам k -испытаний до полного исчерпания ресурса материала, $\frac{1}{h} \cdot \sum_1^h S_g(0)$ – средняя площадь под спектральной кривой яркости отражения от фрагментов для h – объектов до их испытаний. При отсутствии данных для знаменателя

формулы (19) можно положить $\frac{1}{n} \cdot \sum_1^n S_i(t) = 1$. Полное время рабочего ресурса объекта исследования конструкции (t_r) при известной поврежденности его материала D_s оценивается по формуле: $t_r = t/D_s$.

Список литературы

1. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Информационные технологии фотометрического анализа усталостного повреждаемости материалов. Информационные технологии. 2007. №11, С. 65-70.

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ С МЕХАНИЧЕСКИМИ ПОВРЕЖДЕНИЯМИ

Есиев Т.С.

Россия, Москва, ООО «Газпром ВНИИГАЗ», E-mail: T_Esiev@vniigaz.gazprom.ru

DELAYED FRACTURE MECHANISM OF PIPELINE WITH MECHANICAL DAMAGE

Esiev T.S.

On the basis of analysis of delayed fracture of pipes with mechanical damage showed that in localized areas of metal pipes with gouge (gouge+dents) cold creep mechanism is implemented, resulting in the nucleation and growth of cracks. Feature of delayed fracture of pipe steels have high ductility and toughness, is that the nucleation and growth of cracks from the defect is controlled by the process of slow plastic deformation (creep), and the direction of a crack at the initial stage of development corresponds to the direction of maximum shear strain.

При эксплуатации магистральных трубопроводов, а также при предпусковых гидравлических испытаниях участков трубопроводов встречаются случаи разрушений труб с механическими повреждениями – задирами, зарубками, рисками и т.п. Как правило, разрушения труб с подобного рода повреждениями происходят по прошествии некоторого периода времени (иногда весьма продолжительного) с момента нанесения повреждения. Такие, зависящие от времени отказы трубопроводов, относят к проявлению замедленного разрушения, развивающегося в три стадии: инкубационный период (зарождение трещины); стабильный рост трещины; стадия долома. В большинстве случаев механические повреждения являются результатом ударного воздействия на трубопровод, сопровождаемого локальным искажением исходной цилиндрической формы трубы – образованием вогнутой или плоской вмятины. Разработаны расчетные модели, позволяющие оценить опасность задигов, зарубок, рисков в трубах, в том числе в комбинации с нарушением геометрии оболочек. Однако механизм возникновения и развития замедленных разрушений, вызванных механическими повреждениями труб, изучен недостаточно полно, что сдерживает применение адекватных мер по своевременной диагностике и предупреждению отказов трубопроводов.

Во всех случаях разрыв трубы является следствием возникновения и последующего роста трещины от механического дефекта. Отдельные случаи замедленного разрушения, в принципе, могут быть объяснены действием усталостного механизма, либо процессом стресс-коррозии (коррозионного растрескивания) металла трубы, контактирующей с грунтовым электролитом. Однако чаще всего разрывы труб с механическими повреждениями происходят без всяких признаков усталости и влияния стресс-коррозии металла.

В данной работе на основе анализа условий протекания замедленных разрушений трубопроводов показано, что в локальных участках металла труб с задирами (задирами+вмятинами) реализуется механизм низкотемпературной ползучести (cold creep), приводящий к образованию и развитию трещин.

Особенностью замедленного разрушения трубных сталей, обладающих высокой пластичностью и вязкостью, является то, что зарождение и рост трещины от дефекта контролируется процессом замедленной пластической деформации (ползучести), а распространение трещины в поперечном сечении стенки трубы соответствует направлению максимальной деформации сдвига (рисунок).

В процессе нанесения задира в сечении стенки трубы возникает зона пластически деформированного металла, вокруг которой формируется поле внутренних напряжений ($\sigma_{внут}$). Кроме того, в результате наклепа изменяются свойства приповерхностного слоя металла – повышаются его предел текучести и временное сопротивление; одновременно снижаются пластичность, вязкость и трещиностойкость. Искажение формы поперечного сечения при нанесении задира на трубе приводит к появлению в этой области моментного напряженного состояния, вследствие чего при нагружении внутренним давлением в стенке трубы наряду с растягивающими напряжениями ($\sigma_{раст}$) возникают изгибные напряжения ($\sigma_{изг}$). В этих условиях результирующие напряжения $\sigma_z = \sigma_{раст} + \sigma_{изг} + \sigma_{внут}$ в области расположения дефекта могут приближаться или даже превышать фактический предел текучести стали $\sigma_{0,2}$.

Под действием внутреннего давления оболочка стремится к уменьшению неоднородности распределения напряжений по сечению трубы. Механизмом, посредством которого реализуется процесс перераспределения напряжений в оболочке, является замедленная пластическая деформация (ползучесть) участков трубы с механическим повреждением, а энергетическим резервуаром, обеспечивающим возможность протекания ползучести становится упругая энергия, запасенная в металле труб и в перекачиваемом продукте.

Кинетика ползучести будет зависеть от параметров дислокационной структуры, фазового состава и физико-механических свойств металла трубы, но главное, от уровня и темпа изменения величины изгибающих и внутренних напряжений в зоне дефекта. В обычных условиях ползучесть носит быстро затухающий характер, подчиняясь логарифмическому закону:

$$\epsilon_i \sim \ln t, \quad \dot{\epsilon}_i \sim t^{-n}, \quad \text{где } t - \text{ время, } n - \text{ константа материала.}$$

Исчерпание пластических свойств локальных объемов металла в зоне механического повреждения, наступающее по достижении накопленной пластической деформацией критического значения ($\epsilon_i = \epsilon_{кр}$), завершается образованием трещин. В описанной схеме затухание скорости ползучести происходит как по причине роста сопротивления дислокационным перемещениям в решетке металла (деформационного упрочнения металла), так и в связи с формоизменением (увеличением кривизны) плоской вмятины при длительном действии внутреннего давления. Образование поверхностной трещины (трещин), повышая податливость участка трубы в зоне вмятины и облегчая “выпучивание” этой зоны, способствует интенсификации процесса релаксации изгибных и внутренних напряжений в дефектной зоне.

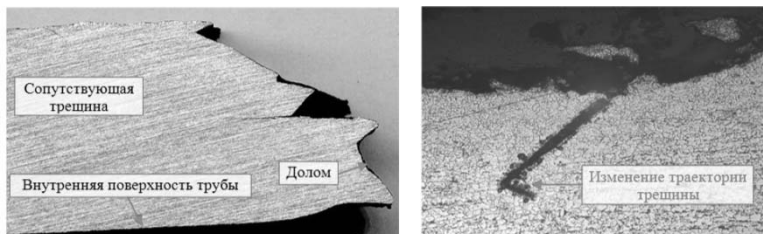


Рисунок – Поперечное сечение стенки трубы в очаге замедленного разрушения (слева) и траектория сопутствующей трещины на наружной поверхности трубы (справа)

Следовательно, и замедленная пластическая деформация (ползучесть) и последующее трещинообразование металла трубы представляют, по сути, единый релаксационный процесс, в ходе которого система (труба под давлением) как бы приспосабливается к изначально неблагоприятному напряженному состоянию.

По мере роста трещины (или объединения отдельных трещин) и достижению ею критических размеров возникает спонтанный разрыв перемычки металла под дефектом, раскрытие трубы и последующее динамическое распространение разрушения в обе стороны от очага. В зависимости от ряда факторов (условий нанесения задира; исходных свойств и структуры металла трубы под задиром; температуры стенки трубы; локального напряженно-деформированного состояния и т.д.) излом очага разрушения, а также прилегающих участков распространения трещины, может иметь как макрочрупкий, так и полностью вязкий характер.

Показано, что помимо прочего (размеров задира и вмятины, рабочего давления в трубопроводе, а также диаметра и толщины стенки трубы) кинетика ползучести металла зависит от запаса упругой энергии, накопленной в трубопроводе. Так, в газопроводах поддержание требуемого темпа совершения пластических сдвигов в металле трубы обеспечивается за счет повышенного запаса упругой энергии, сосредоточенной как в металле труб, так и в сжатом газе. Поэтому замедленное разрушение труб с механическими повреждениями в магистральных газопроводах представляет большую опасность, чем в жидкостных трубопроводах (нефте- и продуктопроводах).

Предложенный механизм возникновения и развития замедленных разрушений, вызванных механическими повреждениями труб, может оказаться полезным в анализе движущих сил процесса стресс-коррозии магистральных газопроводов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС НА ПРИЗМАТИЧЕСКИХ ОБРАЗЦАХ **Зеньков Е.В.**

Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования Иркутский государственный университет путей сообщения, jovanny1@yandex.ru

The results of the high-cycle special laboratory tests of benchmarks that simulate the stress-strain state of railway wheels in the area of occurrence of fatigue crack sharpen the characteristics of strength and durability of the wheel. An assessment of the strength of the wheel according to the norms and taking into account the findings of the experiment. Verification of design parameters is carried out on the basis of statistical data on the destruction of the wheels.

Выполнена расчетная оценка прочности конструкции цельнокатаного железнодорожного колеса грузового вагона с учетом уточненных данных усталостных характеристик материала в условиях эксплуатационных нагрузок. Уточнение указанных характеристик осуществлялось в условиях лабораторных механических испытаний на образцах призматического типа, позволяющие моделировать напряженно-деформированное состояние (НДС) колеса в зоне появления и распространения кольцевой трещины.

Расчётная оценка ресурса работоспособности рассматриваемых колёс опирается на экспериментально определяемые усталостные характеристики (кривую усталости) материала колеса [1]. По результатам проведенного численного анализа, основанный на решении уравнений теории упругости, НДС колеса в зоне появления кольцевой трещины имеет сложную схему деформирования. Указанная схема деформирования характеризуется соотношением компонент главных напряжений разных знаков [2], при этом значение сжимающего радиального напряжения вносит существенный вклад в ресурс конструкции колеса по сравнению с кольцевым растягивающим напряжением. В этом случае требование к необходимости рассмотрения уточненной расчетной оценки ресурса колеса с учетом вида НДС подтверждает актуальность исследования.

В данной работе рассматривается образец для определения усталостных характеристик материала, находящегося в сложном НДС, аналогичном по своему виду НДС цельнокатаных колес вблизи зон их возможного усталостного разрушения. Это позволяет повысить точность соответствующей расчётной оценки ресурса. В качестве критерия подобия НДС колеса и образца для испытаний выбран коэффициент Π , введенный Смирновым-Аляевым [3], вычисляемый по формуле

$$\Pi = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sigma_i}, \quad (1)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения, возникающие в точке наблюдения; σ_i – эквивалентное напряжение. Также в качестве критерия эквивалентности НДС используется коэффициент концентрации напряжений.

Подбор лабораторного образца для осуществления усталостных испытаний выполнялся по результатам проведенных вариантных исследований с помощью уравнений теории упругости

в программном комплексе MSC.Patran-MSC.Marc. Верификация полученных расчетных параметров характеристик НДС образцов выполнялась на основе экспериментальных данных. Для этого был выбран образец с требуемыми параметрами НДС и проведены экспериментальные исследования НДС на машине Instron 5989 с использованием оптической цифровой системы Vic-3D бесконтактным методом анализа полей перемещений и деформаций на основе корреляции цифровых изображений.

По результатам экспериментальных исследований проведен анализ выявленных закономерностей деформирования призматических образцов в условиях статических и циклических испытаний, определена взаимосвязь параметра пластичности материала и жесткости вида НДС (коэффициент I) при испытаниях на долговечность призматических образцов.

Список литературы:

1. Нормы для расчета и проектирования вагонов железных дорог МПС колес 1520 мм (несамоходные). – М.: ГосНИИВ, 1996. – 319 с.
2. Цвик Л.Б., Запольский Д.В., Зеньков Е.В. Математическое моделирование и расчет на прочность колес вагонов с выпуклостью диска к гребню. // Безопасность регионов – основа устойчивого развития: Материалы третьей международной научно-практической конференции, 12-15 сентября 2012. Иркутск: Изд-во ИрГУПС, 2012. – с. 83-87.
3. Кобаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: Справочник. – М.: «Машиностроение». – 1985. – 224 с.

НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЕФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОСТЕННЫХ КОМПОЗИТНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ПРИ ИЗГИБЕ ⁷

Лоскутов Ю.В.

*Россия, ФГБОУ ВПО «Поволжский государственный технологический университет»,
loskutovyv@volgatech.net*

STATE OF STRESS AND DEFORMATION OF THIN-WALLED COMPOSITE PIPELINES UNDER BENDING

Jury.V. Loskutov

Russian Federation, Volga State University of Technology, loskutovyv@volgatech.net

In the article there is offered the method of calculating of the piping from a polymer composite material. There were investigated the elastic deformation, the stress state and the strength of thin-walled curvilinear tubes under pure bending based on the linear theory of multilayered anisotropic shells and the finite element method. The pipe is presented in the form of a thin-walled toroidal shell with variable parameters of reinforcement and wall thickness. The results of calculations were compared with information of known solutions and experiments. The dependence flexibility of pipes was investigated from the internal pressure, the geometrical and structural parameters. The analysis of the strength of laminated composite sample is attended. A comparative analysis of the results was given depending on the schemes of reinforcement, the geometry and the structure of sandwich of layers.

Эксплуатация магистральных трубопроводов (нефтепроводов, газопроводов и т.д.) является одним из наиболее опасных источников нарушения экологического равновесия природной среды. В процессе эксплуатации линейные части трубопроводов могут разрушаться, приводя к техногенным катастрофам и загрязнению окружающей природной среды. Ликвидация последствий разрушения трубопроводов требует больших экономических затрат и приводит к необратимым экологическим последствиям [1].

Наиболее напряженными (в то же время и наиболее сложными в технологическом отношении) элементами трубопроводов являются криволинейные элементы (отводы или гибы). С одной стороны, они используются для обхода "препятствий", с другой – служат компенсаторами упругих деформаций. Упругие свойства гибов в решающей степени определяют поведение трубопровода под нагрузкой в целом.

⁷Результаты получены при поддержке гранта РФФИ.

Анализ литературы показывает [2], что существующие математические модели и методы относятся главным образом к конструкциям, изготовленным из традиционных (однородных и изотропных) материалов. Исследования с учетом особенностей слоисто-волоконистой структуры криволинейных трубопроводов из современных ПКМ практически отсутствуют.

Широкое применение композиционных материалов в современных конструкциях, стремление максимально использовать их достоинства определяет актуальность разработки методов исследования деформирования и напряженного состояния многослойных труб и трубопроводов. Поэтому одной из актуальных задач является задача расчета криволинейных труб из многослойных композитов.

Целью работы является разработка методики расчета прямолинейных и криволинейных участков тонкостенных композитных трубопроводов. В процессе исследований поставлены следующие задачи:

1) разработка конечно-элементной математической модели деформирования под нагрузкой криволинейных и прямолинейных участков трубопроводов, изготовленных из ПКМ методом намотки;

2) обоснование достоверности предложенной математической модели;

3) проведение расчетно-аналитического эксперимента с целью изучения распределений полей напряжений и деформаций под различными видами нагружения;

4) анализ влияния на напряженное и деформированное состояние технологии и способа намотки, внутреннего давления. Выявление основных зависимостей.

На основании линейной теории многослойных анизотропных оболочек и метода конечных элементов выполнено исследование упругого деформирования, напряжённого состояния и прочности тонкостенных криволинейных труб при чистом изгибе. Предложена методика расчета трубопроводов из полимерных композитных материалов. Труба представлена в виде тонкостенной торообразной оболочки с переменными параметрами армирования и толщиной стенки. Задача поставлена и решена как геометрически нелинейная: оболочка считается как предварительно напряжённая конструкция, учитывается влияние мембранных усилий. Мембранные усилия определяются в зависимости от внутреннего давления по формулам безмоментной теории тонких торообразных оболочек. Интенсивность внутреннего давления определяется для напорного стационарного внутреннего потока. Результаты расчётов сопоставлены с данными известных решений и экспериментов. Исследована зависимость гибкости трубы от внутреннего давления, геометрических и структурных параметров. Проведён анализ прочности многослойного композитного образца. В зависимости от геометрии, структуры пакета слоёв и схемы армирования дан сопоставительный анализ результатов.

Литература

1. Методика определения ущерба, причиненного окружающей природной среде при авариях на магистральных нефтепроводах. – М.: Минтопэнерго РФ, 1996. – 68 с.

2. Куликов, Ю.А. Механика трубопроводов из армированных пластиков / Ю.А. Куликов, Ю.В. Лоскутов. - Йошкар-Ола: Изд-во МарГТУ. 2004. -156 с.

ОЦЕНОЧНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ В ОБЕСПЕЧЕНИИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ФОРМ ЛИТЬЯ

Миронова Л.И.

*Россия, Подольский институт (филиал) МГОУ имени В.С. Черномырдина,
mironova_lub@mail.ru*

Предложены некоторые оценочные параметры предельного состояния элементов конструкции форм литья с учетом конструктивной и технологической необходимости

ESTIMATED DEFORMATION PARAMETERS OF THE FORM OF USE CASTING
Mironova L.I.

Offered some performance parameters limit state design elements forms casting with the constructive and technological necessity

Интерес специалистов к поиску оценочных критериев в задачах исследования предельных состояний конструкций (ПСК) определяет многообразие подходов к их решению. В числе приложений таких задач можно рассмотреть процесс деформирования конструкции под действием внешних и внутренних силовых факторов (к последнему относится тепловыделение), влияющий на обеспечение основных принципов конструирования, которые включают взаимозаменяемость, точностные характеристики, размерные параметры сопряжений деталей машин и узлов. В данной постановке вопроса за оценочный параметр предлагается принимать деформацию тела.

С позиции теории упругости различают деформации первого рода (относительное удлинение) и второго рода (относительный сдвиг). При элементарных деформациях первого рода изменяются объем тела и его форма. При деформациях сдвига объем вокруг рассматриваемой точки остается неизменным, изменяется его форма. Считаем, что влияние внутренних и силовых факторов приводят к деформациям без изменения объема тела.

Будем рассматривать эти деформации в качестве оценочных критериев предельного состояния конструкции, достигающей непригодность к нормальной эксплуатации в соответствии с предусмотренными технологическими условиями или режимами работы. Назовем эти критерии оценочными деформационными параметрами и обозначим их α_ϵ , α_γ . Такой выбор позволяет при соблюдении условий совместимости Сен-Венана переходить от деформаций к перемещениям, когда компоненты смещения u , v , w можно определять при известных компонентах деформаций, как функции координат x , y , z .

В процессе проектирования любой конструкции разработчик при назначении размерной точности руководствуется конструктивной и технологической необходимостью. Так, например, в соответствие с ГОСТом 2.308- в чертеже конструктор указывает на линейные размеры предельные отклонения размеров, на поверхности – допуски формы и расположения поверхностей. Любые отклонения от заданных значений допусков нарушают взаимозаменяемость сопрягаемых деталей, приводят к несоблюдению посадок, герметичности, несмыканию поверхностей и пр., что отрицательно сказывается на работоспособности изделия. Данные негативные факторы могут накапливаться в процессе эксплуатации конструкции вследствие деформирования отдельных элементов от действия силовых факторов. Приведем некоторые примеры деформирования ответственных элементов конструкций и вытекающие отсюда последствия.

Пример 1. Рассмотрим узел конструкции формы литья под давлением (ФЛД), рис.1.

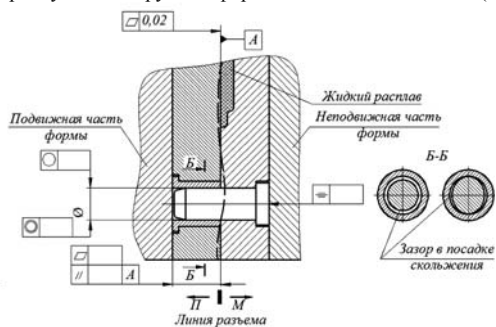


Рис.1. Конструктивный узел формы литья под давлением: П – пунсон; М – матрица

В процессе изготовления формы литья изготовитель соблюдает требования к выполнению допусков формы и расположения поверхностей, предъявленные разработчиком в связи с конструктивной необходимостью, рис.1. Однако высокий уровень температуры заливки жидкого расплава при литье заготовок обуславливает возникновение внутренних температурных напряжений в деталях технологической оснастки. Особенности геометрической формы элементов конструкций в виде различных вырезов и отверстий приводят к высоким термическим градиентам, что в свою очередь является причиной их неравномерного деформирования. Происходит нарушение основных конструктивных требований к взаимозаменяемости

сопрягаемых деталей. Анализ и следствия такого влияния на работоспособность формы литья изложены в работе [1].

Пример 2. Рассмотрим влияние остаточных напряжений на работоспособность формы литья, возникновение которых обусловлено технологической необходимостью изготовления отдельных элементов ее конструкции. В качестве примера возьмем натурную деталь – направляющую колонку, выполненную из инструментальной стали У8 ГОСТ 1435-90, рис.2. С целью обеспечения требуемых посадки скольжения $f7$ и параметра шероховатости $Ra = 0,40$ мкм проводят шлифование по наружному цилиндру после термической обработки (закалки). Конструкция детали имеет канавку для выхода шлифовального круга. Это технологическая необходимость. Однако практика показывает, что при многократной работе формы литья в зоне канавки образуются микротрещины, рост которых приводит к отрыву буртика колонки. Причиной этого являются концентрации остаточных напряжений в зоне канавки при термонапряженном состоянии всей конструкции формы литья.

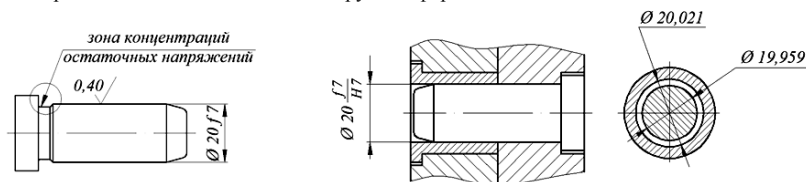


Рис.2. Направляющая колонка формы литья под давлением

В целях определения предельных возможностей конструкции свяжем изменение ее линейных размеров, формы и расположения поверхностей с линейной и плоской деформацией тела, а отклонения от заданных значений допусков как абсолютную линейную деформацию и деформацию сдвига. Относительной линейной деформацией будем считать отношения величины

поля допуска к номинальному размеру, что соответствует выражению $\varepsilon = \frac{ES - ei}{a}$, где ES , ei –

верхнее и нижнее отклонение допустимых значений размера двух сопрягаемых деталей; a – значение номинального размера.

Так, например, для сопрягаемого узла направляющих колонки и втулки (рис. 2) при выборе зазора в посадке относительная линейная деформация имеет значение $\varepsilon = 0,0031$. Совершенно очевидно, что при таком характере деформирования, величина ε в приведенном примере не является предельной для данной конструкции (рис. 1, сечение Б-Б). И даже при выборе зазора посадки скольжения во всей области охватываемой и охватывающей поверхностей (к примеру, расширение при тепловых нагрузках) форма литья будет сохранять работоспособность некоторый период времени. Поэтому есть смысл говорить, что конструкция накапливает НДС от действия факторов, соответствующих оценочным критериям α_ε , α_γ , которые в свою очередь можно выразить следующими неравенствами $\alpha_\varepsilon = \eta \varepsilon < \alpha_{пред}$; $\alpha_\gamma = \eta \gamma < \alpha_{пред}$. Здесь η - корректирующий коэффициент оценочных параметров, определяемый экспериментальным путем в процессе испытаний, $\eta = 0,5 \div 0,9$.

Таким образом, в приведенном примере по известным значениям деформаций можно определить напряжения, близкие предельным значениям при выборе зазора в посадке скольжения конструктивного элемента раскрытия и закрытия формы литья. Отработка предложенного уточненного метода определения предельного состояния конструктивных элементов необходима для прогнозирования работоспособности сложных технических изделий и на стадии разработки позволяет проводить оптимальное проектирование конструкций по геометрическим параметрам.

Литература

1. Миронова Л.И. Оценочные параметры в одном уточненном методе определения предельного состояния конструкции. – Проблемы машиностроения и автоматизации. №4, 2012, с.107- 111.

СИСТЕМА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

Панфилова А.В., Кузьмин И.Б.
Филиппины, i.b.kuzmin@gmail.com

THE PROCESS SAFETY SYSTEM OF PRODUCTION AND USE OF NANOMATERIALS AND NANOTECHNOLOGIES

Panfilova A.V., Kuzmin I.B.

The article presents the results of the process safety system development of production and use of nanomaterials and nanotechnology. We offer to exercise the certification of finished nanoproducts provided to the availability of utilization technology of this products in "one package".

The technique of control process risks of nanotechnology was developed. Presented results were obtained from investigations of products manufacture using nanomaterials and nanotechnology by one company for health employees, the public and the environment.

Если конец XX века можно охарактеризовать как эпоху развития микротехнологий, то наступивший XXI век может стать эпохой развития нанотехнологий. Происходит изменение жизненного уклада каждого человека, который сопряжен с появлением наноматериалов, являющихся составными элементами нанотехнологий, которые в свою очередь приводят к появлению наноиндустрии. В этой связи в жизнедеятельности каждого человека возникают риски, вызываемые применением наноматериалов и нанотехнологий. В тоже время, сама разработка наноматериалов и нанотехнологий связана с рисками, которые можно отнести к техногенным.

Как предлагалось авторами ранее в работе [1], необходимо реализовать неоспоримое преимущество нынешнего состояния. В предыдущие времена разрабатываемая продукция, в том числе и высочайшего качества, часто внедрялась без наличия технологий утилизации этой продукции. И получалось так, что продукция находила широкое применение, но только после этого начинали заниматься технологиями утилизации, в которые зачастую вкладывались средства, значительно превышающие средства на разработку, и эти технологии разрабатывались на протяжении многих лет, а иногда и десятилетий. Сегодня выпуск новой нанопродукции должен быть регламентирован только при наличии технологий утилизации этой продукции, т.е. в одном пакете. Таким образом, уже на этапе сертификации готовой нанопродукции будет заложен механизм повышения безопасности жизнедеятельности человека.

Предприятия, использующие нанотехнологии, с уверенностью можно отнести на современном этапе развития к особо опасным. Интенсивное развитие нанотехнологий, их быстрое проникновение в производство и потребление и связанные с этим риски обуславливают актуальность скорейшего решения задачи формирования системы измерений масштабов, структуры и динамики данного технологического направления и соответствующей ему сферы деятельности.

На протяжении последнего десятилетия авторы проводят работу, направленную на создание системы управления рисками технологических процессов производств предприятий нанотехнологической отрасли. Разработана методика системы управления техногенными рисками [2, 3]. Алгоритм системы управления включает следующие блоки: уточнение понятия риска для конкретного производственного предприятия; на основании методов оценки и анализа риска, а также методов управления рисками производится конкретная оценка факторов, определяющих риски определенного технологического процесса; выполняется математическая интерпретация рисков и при использовании программного комплекса Lhazard производится имитационное моделирование рисков. Таким образом, на первом этапе исследований дается количественная оценка конкретных рисков определенных технологических процессов предприятия, работающего с нанотехнологиями.

Особенностями применения наноматериалов и нанотехнологий в настоящее время является то, что для подавляющего числа наноматериалов токсиколого-гигиеническая характеристика либо вообще отсутствует, либо представлена ограниченным числом тестов, методология и результаты которых часто взаимно несопоставимы. При этом количество промышленно производимых наноматериалов ежегодно существенно увеличивается, что указывает на практическую невозможность охарактеризовать в ближайшее время безопасность

всех важнейших наноматериалов, поскольку для этого потребовалось бы привлечение неприемлемо огромных трудовых затрат и материальных ресурсов. В связи с этим разрабатываются шкалы приоритетов опасности, т.е. методические подходы (алгоритмы), позволяющие на основе уже имеющейся научной информации о свойствах наночастиц и их биологическом действии прогнозировать потенциальную степень их опасности для здоровья человека. На основании этого математического прогнозирования возможно проводить ранжирование наноматериалов по степени опасности: для объектов с низкой степенью опасности целесообразно проведение только отдельных, критически важных тестовых исследований. Для наночастиц, характеризующихся средней степенью опасности, круг планируемых исследований должен быть существенно расширен. Для наноматериалов с высокой степенью потенциальной опасности, токсиколого-гигиеническая характеристика должна осуществляться в полном объеме.

Методическим подходом к реализации указанных алгоритмов, позволяющим определить наноматериалы, представляющие опасность для здоровья человека, с наибольшей степенью достоверности является метод математического моделирования. Снижение субъективизма оценки в методе математического моделирования достигается за счет использования подхода, основанного на построении генеральной определительной таблицы (ГОТ). Под ГОТ понимается упорядоченное перечисление признаков анализируемого объекта с указанием их возможных градаций (состояний) и степени значимости (веса). Значимость признака в простейшем случае определяется из анализа литературных источников, а именно обзорных статей, исследований и нормативно-методических документов, обобщающих большой объем исследований по оценке относительной значимости признаков для выявления опасности наноматериала.

Проведенные эксперименты на одном из химических предприятий показали, что производимый наноматериал обладает высокой степенью опасности и данная оценка опасности достоверна. Расчет критерия потенциальной опасности нанотехнологии для работников предприятия, здоровья населения и окружающей среды так же выявил высокий уровень потенциальной опасности нанотехнологии. Значение опасности наноматериала (УНМ) составляет $D = 2,099779761$, при максимальном значении критерия опасности наноматериала $D_{max} 1,780 - 2,449$. Критерий потенциальной опасности нанотехнологии для работников предприятия, здоровья населения и окружающей среды составил $T = 0,857403$, что соответствует значению $T (0,727 - 1,0)$ как высокому уровню потенциальной опасности нанотехнологии для работников предприятия, здоровья населения и окружающей среды (рис.)

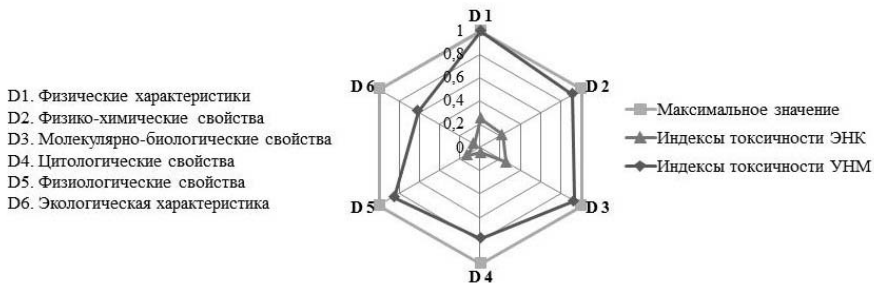


Рис. Потенциальная опасность производства наноматериала

Таким образом, современное состояние производства и применения наноматериалов и нанотехнологий не дает оснований для оптимизма. Создаваемые и применяемые системы контроля наноматериалов и нанотехнологий далеки от совершенства и, как правило, вообще не применяются. О долгосрочных прогнозах действия продукции, использующей наноматериалы, на здоровье населения вообще не приходится говорить. Поэтому создание и применение систем технологической безопасности производства и использования наноматериалов и нанотехнологий крайне необходимо.

3. Панфилова А.В., Кузьмин И.Б. Нанориски нанотехнологий. IV Всероссийская конференция по наноматериалам / Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2011. С. 535.

4. Панфилова А.В., Кузьмин И.Б. Управление нанорисками технологических процессов. Материалы VII Международной конференции «Углерод: фундаментальные проблемы науки, материаловедение, технология. Конструкционные и функциональные материалы (в том числе наноматериалы) и технологии их производства»./Владимирский государственный университет. – Владимир, 2010. С. 266-267.

5. Панфилова А.В., Кузьмин И.Б. Нанориски технологических процессов. Материалы Всероссийской конференции с элементами научной школы для молодежи «Неорганические соединения и функциональные материалы»./ Казанский государственный технологический университет. – Казань, 2010. С. 89.

ОЦЕНКА РАСХОДА ПРОЧНОСТНОГО РЕСУРСА МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Петров М.Г.

Россия, Сибирский научно-исследовательский институт авиации имени С. А. Чаплыгина, markp@risp.ru

ESTIMATION OF LOSS IN MARGIN OF MATERIALS STRENGTH UNDER OPERATING CONDITIONS

Petrov M. G.

Russia, Siberian Aeronautical Research Institute named after S. A. Chaplygin

In evaluating longevity losses (accumulation of damages in materials) the testing procedure is in routine use by comparison between longevity of materials in initial state and after operation. As this takes place, a single-valued assessment is not being resulted. The one-valued result can be obtained by thermally activated analysis of residual longevity. In doing so each specimen is testing at its temperature and stress. Reasoning that the initial energy of failure does not change the accumulating damages and activation volume are calculated.

При оценке полученных в эксплуатации или при каких-либо других воздействиях материал повреждений обычно проводят сравнительные испытания его на долговечность в исходном состоянии и после воздействий различного вида (пластической деформации, нагружения переменными нагрузками, термомеханического нагружения, климатических воздействий). Во всех случаях соотношение долговечности одного и того же материала в исходном состоянии и после приобретённых повреждений получается разным в зависимости от режима испытаний. Однозначную оценку потери прочностного ресурса материалов после приобретённых повреждений даёт метод термоактивационного анализа остаточной долговечности образцов материала, каждый из которых испытан при своих значениях температуры и напряжений [1].

Идея метода основывается на том, что повреждения изменяют структурную неоднородность материала, но не влияют на теплофизические свойства веществ, из которых он изготовлен, то есть не изменяют начальную энергию активации разрушения (ЭАР) [1–3]. Информацией об исходном состоянии материала здесь являются силовая зависимость ЭАР $U(\sigma)$, полученная из результатов испытаний образцов материала при нескольких значениях температуры и напряжений. Соответственно, долговечность материала в исходном состоянии равна $\tau = \tau_0 \exp[(U_0 - \gamma\sigma) / (RT)]$, а остаточная долговечность после приобретённых материалом повреждений $\tau_* = (1 - \omega_*)\tau_0 \exp[(U_0 - \gamma_*\sigma) / (RT)]$, где ω_* – относительная доля полученных материалом повреждений, а изменение значений активационного объёма от γ к $\gamma_* = \gamma(\omega_*)$ – характеристика изменения структуры материала в «центрах разрушения».

Процедура обработки экспериментальных данных заключается в построении статистических зависимостей $U(\sigma) = U_0 - \gamma_*\sigma = RT \ln \{ \tau_* / [(1 - \omega_*)\tau_0] \}$ методом последовательных приближений, по которым определяются ω_* и $\gamma_* = \gamma(\omega_*)$. На рисунке приведено сравнение характера изменения ω_* , вычисленной по остаточной долговечности

дуралюмина после пластического деформирования растяжением при комнатной температуре с зависимостями относительного изменения квадрата частоты свободных изгибных колебаний образцов сплава 1201 Т1, выдерживаемых при температуре 423 К и напряжениях 270 МПа. В обоих случаях это высокий уровень напряжений, и характер кривых аналогичен изменению относительной концентрации повреждений, полученному моделированием процесса разрушения на ЭВМ при больших напряжениях [4]. И эксперимент, и моделирование показывают: чем меньше значения напряжений, тем более равномерно идёт процесс накопления повреждений [1, 4].

Другой пример – усталостное разрушение материала. Анализировались результаты испытаний на долговечность после предварительной циклической наработки. Образцы шириной 10 мм и толщиной 2 мм из Д16 АТ циклически нагружались при комнатной температуре напряжениями 110 ± 70 МПа с частотой 30 Гц. Испытания на этом режиме показали исходную выносливость $(3,22-18,58) \cdot 10^5$ циклов нагружения (13 образцов, среднее логарифмическое значение $8,828 \cdot 10^5$ циклов). Другие 13 образцов нагружались при этом режиме $5 \cdot 10^5$ циклов, а затем испытывались при постоянных температуре и напряжениях на долговечность в диапазоне 398–448 К и 200380 МПа. Обработка по изложенной методике позволила вычислить предполагаемую величину полученного локального повреждения $\Omega_* = 0,89$, которую можно считать сопоставимой с относительным временем наработки 0,57, поскольку среднее логарифмическое значение выносливости включает здесь стадию развития макротрещины, хотя и небольшой по продолжительности.

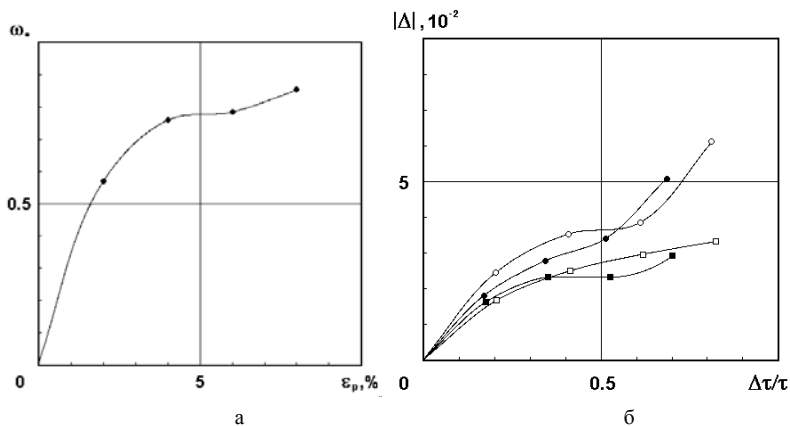


Рисунок – Зависимости локальной поврежденности Ω_* от величины предварительной пластической деформации образцов сплава Д16 АТ (а, усреднённые данные по 14-ти образцам, испытанным в диапазоне температуры 39873 К и напряжений 180420 МПа для каждого значения остаточной деформации) и относительного изменения квадрата частоты свободных изгибных колебаний $\Delta = (f^2 - f_0^2) / f_0^2$ образцов сплава 1201 Т1 от относительного времени их разрушения (б, данные по отдельным образцам)

Значения оценок Ω_* для повреждений, полученных при термомеханическом нагружении в эксплуатации или при испытаниях, показывают их вполне разумную величину [2, 3]. Кольцевые образцы, вырезанные из толстостенной стеклопластиковой трубы, испытывались на сжатие в диаметральной направлении в исходном состоянии, после проверочных испытаний трубы с удвоенной величиной внешнего давления и после её разрушения в эксплуатации. Разрушение происходило в результате расслоения и потери устойчивости слоёв композита на внутренней поверхности кольца. Термоактивационный анализ остаточной долговечности образцов, нагружаемых по различным температурно-силовым программам (монотонное по

разным траекториям, циклическое с разной частотой) показал, что испытания при удвоенной величине давления снижают прочностной ресурс примерно на половину ($\Omega_* = 0,514$), а эксплуатационные повреждения составляют 0,997.

Таким образом, различные виды внешних воздействий, приводящие к появлению разных по виду повреждений, могут быть оценены по единой методике с получением однозначного результата.

Литература

1. Петров М. Г., Равикович А. И. Накопление повреждений при пластическом деформировании и ползучести алюминиевых сплавов // ПМТФ. 2006. Т. 47, № 1. С. 172-182.

2. Петров М.Г. Прочность, долговечность и диагностика композиционных материалов и конструкций // Технологии и оборудование химической, биотехнологической и пищевой промышленности: Материалы V Всероссийской научно-практической конференции студентов, аспирантов и молодых учёных с международным участием, Ч. 1, Бийск, 24–26 мая 2012 г. Бийск: АлтГТУ, 2012. С. 110-115.

3. Петров М.Г. Оценка долговечности конструкционных материалов при климатических и других эксплуатационных воздействиях // IX международная научная конференция по гидроавиации «Гидроавиасалон-2012»: сб. докладов Часть II. М.: ЦАГИ. С. 166-170.

4. Овчинский А.С., Гусев Ю.С. Моделирование на ЭВМ процессов накопления повреждений в твёрдых телах под нагрузкой // ФТТ. 1981. Т. 23, Вып. 11. С. 3308-3314.

СПОСОБ ОЦЕНКИ ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ СООРУЖЕНИЙ И УСТРОЙСТВ

Ромбах В.П.

USA, Edmonds, WA, Catastrophes Preventing Research Laboratory, vrombakh@yahoo.com

Abstract. The equations to calculate: a) the time of safe operation, b) the critical state, c) the residual resource structures and devices have been suggested. They are applicable to any solid elements regardless of their purpose, the types of external influence and their combinations.

Введение. Способ основан на учете изменений энергетического состояния атомов, обусловленных внешним воздействием. Такие метастабильные атомы, условно названные морбидными (AM)⁸, формируются в результате нелинейной деформации в локальных областях, названных доменом разрушения (DP), Аккумуляция энергии ($AЭ$) обусловлена переходом электронов в нормальном атоме⁹ (AN) на более высокие энергетические уровни: $AN + h\nu_1 \rightarrow AM$ (1), где $h\nu_1$ – энергия поглощенного фотона. В этом случае AM оказывается возбужденным. Обратный переход $AM \rightarrow AN + h\nu_2$ (2), где $h\nu_2$ – энергия излученного фотона. При $AN + h\nu_3 \rightarrow AM^+ + e^-$ (3) происходит дополнительная ионизация AN , при которой излучается электрон. В этом случае $AЭ$ максимальна. При рекомбинации $AM^+ + e^- \rightarrow AN + h\nu_4$ (4) энергия фотона максимальна. Реакции (4) могут происходить как спонтанно, так и индуцированно. При спонтанном излучении фотоны некогерентны, хаотически распределены в пространстве. Индуцированное излучение когерентно узконаправлено. Только при этом осуществляется усиление мощности, при котором происходит образование трещины или разрушение.

В данной работе использованы идеи автора, изложенные в монографии «Введение в физику разрушения» (в печати).

Обоснование способа. Известно, что в TT возможны четыре вида излучения энергии.

1. Упругая энергия в пруженной стали при давлении 700 МПа равна $1,88 \cdot 10^4$ эВ/атом.

1. Энергия тепловых колебаний атомов $k_B T$ при $T=300$ К равна $1,3 \cdot 10^{-2}$ эВ/атом.

⁸ Morbid - болезненный, патологический.

⁹ Нормальными названы все атомы, образующие элемент сооружения, физические параметры которого не меняются в процессе эксплуатации. AN может быть ионом.

2. Энергия образования Fe_2O_3 при коррозии составляет 8.83 эВ/атом, Al_2O_3 -17.36 эВ/атом.

3. Энергия фотонов, излученных с поверхности откола меди, равна 1.7 и 2.14 эВ/атом.

Итак: а) максимальной энергией обладают фотоны, излученные при коррозии, но они не накапливаются, не когерентны их энергия излучается по всем направлениям; б) упругая энергия на четыре порядка меньше энергии, аккумулированной в результате возбуждения атомов, механизм узконаправленной концентрации упругой энергии в природе отсутствует; в) энергия фононов на два порядка ниже энергии фотонов, она зависит только от температуры тела, но не зависит от того, находится ли ТТ в напряженном состоянии или нет, фононы не когерентны.

Выводы.

1. Основным источником энергии, достаточной для разрушения, являются домены, в которых произошел переход электронов на более высокий (хрупкое разрушение) или более низкий (пластическое течение) метастабильный уровень.

2. Упрочнение и ослабление, в том числе разрушение, обусловлено электромагнитным взаимодействием, квантом которого является фотон, играющий важную роль в обмене атомов энергией.

3. Экспериментально установлено, что при деформации и разрушении ТТ излучаются фотоны от инфракрасного до рентгеновского диапазона. Излучение рентгеновского фотона происходит в результате перехода электрона с более высоких энергетических уровней на нижележащий, с которого удален электрон. Минимальная энергия, необходимая для такого возбуждения, составляет десятки электронвольт. Такая энергия может обеспечить стимулированный электромагнитный импульс, электронный или ионный удар. Эмиссия электронов и ионов в ТТ экспериментально установленный факт.

Проблема №1. Оценить параметры ДР, по откольному разрушению медного стержня.

Дано: диаметр- $d_s=1 \cdot 10^{-2}$ m, кристаллическая структура-кубическая гранецентрированная, число атомов в ячейке-4, постоянная кристаллической решетки $\text{Cu } a=3.61 \cdot 10^{-10}$ m, энергия связи $\epsilon_b = 3.50$ eV = $5.6 \cdot 10^{-19}$ J, энергия фотона $\epsilon_p \approx 3.42 \cdot 10^{-19}$ J.

Найти: энергию домена разрушения ϵ_s , число морбидных атомов N_m , излучивших ее, диаметр домена, считая, что в среднем в нем морбидным является один атом в ячейке.

Решение. Энергия разрушения равна числу ячеек, образующих поверхность раскола, умноженную на энергию связи, или $\epsilon_s = \pi d_s \epsilon_b / 4\pi a^2$ (5). Откуда $\epsilon_s = 3.37 \cdot 10^{-4}$ J .

Размер ДР вычисляется по формуле $d_d = 2a \cdot \sqrt[3]{3\epsilon_s / 4\pi \epsilon_p} \approx 4.48 \cdot 10^{-5}$ (m) (6)

Проблема № 2. Найти время безопасной эксплуатации элемента сооружения или устройства t_c .

Ввод элемента в эксплуатацию допустим лишь в том случае, когда отношение числа морбидных атомов $N_m(0)$ к числу нормальных атомов $N_n(0)$ пренебрежимо мало (идеально равно нулю). В процессе эксплуатации N_m растет, а N_n убывает. В какой-то момент $t=t_c$ наступает критическая аварийная ситуация, при которой любое случайное воздействие может привести к разрушению. Т.о., задача сводится к экспериментальному определению $t_c = f(N_n/N_m)$.

Суммарная энергия в начальный момент $t=0$ обусловлена энергетическим состоянием нормальных атомов $\epsilon_n(0) = \sum_{i,j} \epsilon_i N_{n,i,j}(0)$. Энергией морбидных атомов пренебрегаем. В момент

$t=t_c$ суммарная энергия $\epsilon(t_c) = \sum_{i,j} \epsilon_i N_{n,i,j}(t_c) + \sum_{k,l} \epsilon_k N_{m,k,l}(t_c)$, где $\sum_{k,l} \epsilon_k N_{m,k,l}(t_c)$ энергия

морбидных атомов. Ограничившись одним типом нормальных и одним типом морбидных атомов, запишем $\epsilon(t_c) = \epsilon_i N_n(t_c) + \epsilon_k N_m(t_c)$. Допустим, что число морбидных атомов возрастает экспоненциально, получим $N_m(t_c) = N_m(0) \exp \Gamma$, где $\Gamma = A/Dk_B T$ степень усталости, равная отношению скорости аккумуляции энергии ДР $A = \epsilon_s / t$ (7), к скорости ее диссипации $Dk_B T$. Здесь D -приведенная частота фононов, k_B -постоянная Больцмана, T -температура по Кельвину.

Тогда $N_m(t_c) = N_m(0) \exp(A/Dk_B T) = N_m \exp(\varepsilon_s/t_c Dk_B T)$, откуда получаем $\ln N_m(t_c) - \ln N_m(0) = \varepsilon_s/t_c Dk_B T$. Пренебрегая числом морбидных атомов в начале эксплуатации, найдем $t_c = \varepsilon_s/Dk_B T \ln N_m(t_c)$ (8).

Безопасное время эксплуатации задается сроком эксплуатации элемента при его проектировании, выбором материала, его конструкцией, оценкой теоретической и реальной степени усталости. Остаточный ресурс-есть время между моментом исследования и тем временем, при котором наступает критическое состояние. В этом случае за нулевой отсчет принимается время испытаний и числом морбидных атомов пренебречь нельзя.

Пример № 1. Стальные стержни вантового крепления в Ледовом дворце Крылатское были рассчитаны на 600-месячный срок, но один из них раскололся через 40 месяцев и 1/3 выпала. Официальная версия-низкое качество металла. Следовательно, в этом элементе сооружения степень усталости оказалась в 15 раз выше, но анализ технического состояния с позиций аккумуляции энергии в строительной механике отсутствует. Однако оставшиеся 2/3 удерживали кровлю. Значит прочности оставшейся части достаточно, а скорость диссипации возрасла за счет изменения конструкции.

Пример № 2. Продолжительные колебания многометрового участка Волгоградского моста с метровой амплитудой, которые не привели к видимым повреждениям, служат еще одним примером стимулированной диссипации энергии, аккумулированной в процессе деформации.

Пример № 3. Трещина между 58 заклепками фюзеляжа Boeing 737-300 образовалась во время полета на высоте 10485 м. Расчеты показывают, что ДР между заклепками d_d -20 μ способны привести к катастрофе, но они не детектируются.

МЕТОД ОЦЕНКИ ВРЕМЕНИ ДО РАЗРУШЕНИЯ РАДИОЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ВИБРАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Рошин К.В.

Кубанский государственный университет, Россия, г. Краснодар kostik777@mail.ru

Актуальной научной задачей является разработка метода оценки времени до усталостного разрушения выводов радиоэлементов (РЭ) в составе бортовой радиоэлектронной аппаратуры (РЭА) при вибрационных воздействиях. Для этого в свою очередь требуется разработать расчетные модели для оценки времени до усталостного разрушения выводов РЭ и расчетные модели для анализа механических процессов в конструкциях РЭА, а также на их основе создать программные и методические средства для обеспечения длительной работоспособности РЭ в составе бортовой РЭА при вибрационных воздействиях.

METHOD OF A TIME ESTIMATION BEFORE THE FATIGUE FAILURE OF RADIOELEMENTS AT VIBRATION EFFECTS

Roschin K.V.

Kuban state university, Russian Federation, Krasnodar

Actual scientific problem is design of a method of a time estimation up to a fatigue damage of radioelements (RE) outputs in a composition of board radio-electronic equipment (REE) at vibrational impacts. For this purpose in turn it is required to develop computational models for an time estimation up to a fatigue damage of outputs RE and computational models for the analysis of mechanical processes in REE's constructions, and also to create programm and methodical tools on their basis for provision of the long-lived RE's serviceability in a REE composition at vibrational impacts.

Для оценки времени до усталостного разрушения пластинчатых и стержневых элементов конструкций блоков касетного типа (БКТ) и блоков этажерочного типа (БЭТ) бортовой радиоэлектронной аппаратуры (РЭА) при вибрационных воздействиях автором разработаны расчетные модели механических процессов в этих конструкциях. В отличие от известных, расчетные модели радиоэлементов (РЭ) позволяют получать и механические напряжения в выводах РЭ, и время до их усталостного разрушения. Разработанные макромоделли блоков позволяют получить параметры вибрационных воздействий на печатные узлы (ПУ) и РЭ,

установленные на стенках блоков, не проводя полного анализа блока, точность расчета которых вполне приемлема с точки зрения проектирования данных блоков на промышленных предприятиях.

Предложен метод оценки времени до усталостного разрушения пластинчатых и стержневых элементов конструкций БКТ и БЭТ при вибрационных воздействиях. В отличие от известных, метод предусматривает моделирование механических процессов в выводах РЭ в составе самих блоков.

Время до усталостного разрушения выводов РЭ при гармонической вибрации определяется по формуле [1]:

$$t_p = \frac{N_p}{f},$$

где N_p – число циклов напряжений до разрушения; f – текущая частота колебаний.

Число циклов до усталостного разрушения при гармонической вибрации рассчитывается по формуле [2]:

$$N_p = N_B \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{\max}} \right)^m,$$

где σ_0 – предел усталости материала вывода; m – параметр кривой усталости (кривой Веллера), зависящий от материала, размеров и формы вывода (данные значения получаем путем идентификации согласно разработанной автором методике и проведенными экспериментальными работами по определению неизвестных в настоящее время параметров кривых усталости выводов РЭ различного конструктивного исполнения, с различными вариантами установки и различной формой выводов и их сечений, необходимых для расчета времени до их усталостного разрушения.); N_B – базовое число циклов (задается в справочной литературе); σ_{\max} – максимальное механическое напряжение в выводе РЭ – рассчитывается по моделям, разработанным автором в своей работе.

Для случайного процесса использована гипотеза суммирования усталостного повреждения при циклическом нагружении, основанная на суммировании энергии колебаний на отдельных частотах [3]. В соответствии с этой гипотезой время до усталостного разрушения выводов РЭ при случайном воздействии может быть найдено по формуле

$$t = \frac{2\pi A}{\Delta^m (\sqrt{2})^m \Gamma\left(\frac{m+2}{m}\right) \left(\int_0^\omega S_0(\omega) \omega^m d\omega \right)^{\frac{2}{m}}},$$

где $\Delta = \sqrt{D}$ – среднеквадратическое отклонение текущих значений напряжений; D – дисперсия; $S_0(\omega) = \frac{S(\omega)}{D}$ – приведенная спектральная плотность; $S(\omega)$ – спектральная плотность; $\Gamma\left(\frac{m+2}{m}\right)$ – гамма-функция; ω – круговая частота гармонического нагружения ($\omega = 2\pi f$); A и m – характеристики кривой усталости в соответствии с уравнением $N_p \sigma_a^m = A$; $\sigma_0 = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$ – амплитуда напряжения в цикле; σ_{\min} – минимальное механическое напряжение в выводе РЭ (с учетом знака).

Данная формула и данная гипотеза разработана Райхером для суммирования усталостных повреждений. Эта формула идеально подходит для решения главной задачи, решаемой автором, – анализа времени до усталостного разрушения при динамической нагрузке пластинчатых и стержневых элементов конструкций бортовой РЭА. Ни одна формула, кроме формулы Райхера, не позволяет рассчитать время до усталостного разрушения при случайной вибрации. Таким образом, альтернативы гипотезе Райхера на сегодня не существует. Данная

формула была проверена экспериментально для расчета времени до усталостного разрушения выводов РЭ. Проверка дала положительные результаты.

Алгоритм расчета таков:

1. Согласно методике, разработанной автором, определяются A и m – характеристики кривой усталости (кривой Веллера).

2. По разработанным моделям рассчитывается спектральная плотность $S(\omega)$, а на ее основе среднеквадратические значения механических напряжений в выводах РЭ Δ по формуле:

$$\Delta = \sqrt{\sum_{i=1}^N S(f_i) \Delta f_i}$$

3. Для дальнейшего расчета приведенной спектральной плотности нужно знать дисперсию, которая рассчитывается на основе среднеквадратических значений механических напряжений в выводах РЭ Δ по формуле: $D = \Delta^2$.

Таким образом, все необходимые данные для расчета времени до усталостного разрушения в выводах РЭ определяются на основе разработанных моделей и метода. Без этих данных воспользоваться формулой Райхера для прогноза времени до усталостного разрушения в выводах РЭ невозможно.

Райхером была получена гипотеза, но для больших машиностроительных конструкций. В работе впервые доказано, что ее можно использовать для выводов РЭ, но для этого автором были получены кривые усталости для выводов РЭ. Гипотеза Райхера позволят произвести суммирование усталостных повреждений при случайной вибрации и получить конечное время. Ни одна гипотеза, включая Майнера, больше не позволяет сделать это.

Так как расчеты достаточно сложные и трудоемкие, было разработано специальное программное обеспечение. Разработана структура автоматизированной подсистемы анализа и обеспечения времени до усталостного разрушения пластинчатых и стержневых элементов конструкций БКТ и БЭТ при вибрационных воздействиях, в которой реализованы созданные метод и модели.

Литература

1. *Токарев М.Ф., Талицкий Е.Н., Фролов В.А.* Механические воздействия и защита радиоэлектронной аппаратуры. – М., 1993. – 256 с.
2. *Иосилевич Г.Б., Лебедев П.А., Стреляев В.С.* Прикладная механика: Для студентов втузов. – М.: Машиностроение, 1995. – 576 с.
3. *Райхер В.Л.* Гипотеза спектрального суммирования и ее применение к определению усталостной долговечности при действии случайных нагрузок // Проблемы надежности в строительной механике. – Вильнюс, 1968. – С. 267-273.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С УЧЁТОМ КОНСТРУКТИВНЫХ, ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ СТАТИСТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ

Рудзей Г.Ф.

Россия, ФГУП «СибНИИ им. С.А. Чаплыгина»
rudzeyg@sibnia.ru

FATIGUE LIFE PREDICTION OF STRUCTURAL ELEMENTS TAKING INTO ACCOUNT DESIGN, OPERATING AND TECHNOLOGICAL FACTORS ON THE BASIS OF THE METHODS OF STATISTICAL ANALYSIS OF EXPERIMENTAL DATA

Rudzey G.F.

Based on the statistical analysis of the results of fatigue tests of several thousand samples of aircraft aluminum, titanium alloys and steels general regularities of changes in the coefficients of the regression equations of type $\lg N_i = a + b \lg \sigma_{\max i}$ the sheet thickness, stress concentration factor, test temperature, loading frequency, duration exposures in aggressive environment, parameters of

technological processes, and the other, which allows the assessment of life of structural elements with the above-mentioned factors.

Разработана методика прогнозирования усталостной долговечности материалов и элементов конструкций, основанная на выявлении связи между коэффициентами уравнений кривых усталости и внешними факторами, такими как геометрические параметры конструкции, длительность воздействия агрессивных сред, специфика технологии производства и другое. Методика включает следующее.

1. Известно, что в двойных логарифмических координатах в интервале усталостной долговечности $5 \times 10^4 \leq N \leq 5 \times 10^6$ циклов кривые усталости линейны. Тогда в двойных логарифмических координатах при отнулевом нагружении уравнение базовой кривой усталости образцов:

$$\lg N_i = a + b \lg \sigma_{\max i} \quad (1)$$

При нагружении с переменными значениями среднего (σ_m) и амплитудного (σ_a) напряжений цикла при $\sigma_m = \text{const}$ уравнение имеет вид:

$$\lg N_i = a + b \lg \sigma_{ai} \quad (2)$$

С помощью линейного регрессионного анализа определяются коэффициенты a и b уравнений.

2. На основании статистического анализа результатов усталостных испытаний нескольких тысяч образцов из авиационных алюминиевых, титановых сплавов и сталей установлены общие зависимости функций $b = f(a)$ при воздействии различных факторов, что позволяет аппроксимировать полученные результаты для широкого диапазона исследований.

Например, при отнулевом нагружении по результатам обработки 54-х кривых усталости образцов различного типа из сплавов Д16АТ, АК4-1АТ1, 1163АТВ, 1201Т1, ВТ1-0, ПТ-7М, стали 12Х18Н10Т построен график зависимости между коэффициентами уравнений регрессии (рисунок). Он близок к линейному.

Тогда уравнение (1) может быть преобразовано: $\lg N_i = a + (1,5746 - 0,3866 a) \lg \sigma_{\max i}$. (3)

Отсюда появляется возможность проведения ускоренных усталостных испытаний образцов материалов и конструктивных элементов при отнулевом нагружении. Выполнив усталостные испытания на одном уровне максимального напряжения цикла и вычислив в соответствии с (3) коэффициент a , по экспериментально полученной зависимости $b = f(a)$ можно определить параметр b и записать уравнение регрессии. Это позволяет в ряде случаев значительно сократить объёмы усталостных испытаний, важно только не ошибиться в диапазоне линейной аппроксимации полученных результатов.

Практические методы расчётов долговечности основаны на использовании экспериментально полученных базовых кривых усталости стандартных образцов. Но из-за большого разнообразия возможных конструктивных решений сложно получить базовые кривые усталости для всех расчётных случаев. Выявление закономерностей изменения параметров функций $\lg N_i = f(\lg \sigma_{\max i})$ от толщины листа, коэффициентов концентрации напряжений, температуры испытаний, частоты нагружения и другого позволило при варьировании указанных факторов при проектировании изделий модифицировать кривые усталости для расчётного прогнозирования усталостной долговечности с учётом реальных геометрических размеров. На различных конструктивных элементах получено увеличение сходимости расчётных и стендовых испытаний более чем в два раза, снижение сроков осуществляемых работ [1].

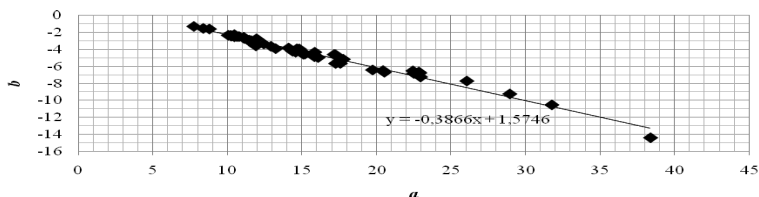


Рисунок — Зависимость между коэффициентами линий регрессии для образцов из конструкционных сплавов при отнулевом нагружении

Аналогичные подходы частично апробированы при оценке остаточной усталостной долговечности образцов из алюминиевых сплавов после выдержек различной длительности в среде 3% NaCl. На основании экспериментально установленных зависимостей $a = f(\tau)$, $b = f(\tau)$ возможно вычисление остаточной долговечности в широком временном диапазоне предварительных выдержек.

Изучение изменения коэффициентов уравнений регрессии при вариации технологических параметров, например, величины зазора, a , следовательно, и толщины компенсатора производственных погрешностей в болтовых соединениях, воздействия на образец с целью упрочнения различной величины предварительных сдвиговых нагрузок или циклов растяжения-сжатия позволяет оптимизировать технологические параметры по критерию усталостной долговечности конструктивных элементов.

Следовательно, разработанная методика прогнозирования усталостной долговечности материалов и элементов конструкций на основе методов статистического анализа экспериментальных данных позволяет осуществлять прогнозирование их усталостной долговечности с учётом конструктивных, эксплуатационных, технологических особенностей.

Список литературы

1. Адегова Л.А., Рудзей Г.Ф. Прогнозирование усталостной долговечности высоконагруженных зон конструкций ЛА с применением модифицированных кривых усталости. / Новосибирск: СибНИА. Труды всероссийской юбилейной научно-технической конференции, посвящённой 70-летию со дня основания СибНИА. 2011 г. 285-288 с.

СИЛОВЫЕ И ДЕФОРМАЦИОННО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ КРИТЕРИИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СТАЛИ ПРИ СЛУЧАЙНОМ НАГРУЖЕНИИ

Савкин А.Н., Седов А.А., Андроник А.В.

Волгоградский государственный технический университет, Россия, tfpik@vstu.ru

Рассмотрены вопросы оценки накопления усталостных повреждений стали в зависимости от характера случайного нагружения. Предложена расчётная зависимость определения долговечности при случайном нагружении на основе коэффициента полноты спектра нагружения. Рассмотрена возможность описания повреждаемости по смешанной модели на основе деформационных и усталостных критериев разрушения.

Ключевые слова: спектры случайного нагружения, модели повреждения, деформационные и силовые критерии разрушения.

Величиной и частотой, испытываемых во время эксплуатации машин, аппаратов, транспортных средств, нагрузок определяют степень вызываемых ими повреждений. Роль характера случайного нагружения в жизненном цикле усталости материала в конструктивном элементе оценивают по мере хаотичности в случайном спектре. Одним из приёмов такой оценки является мера полноты спектра нагружения.

Для оценки влияния характера случайного нагружения на основе автокорреляционного подхода [1, 2] были сформированы модельные спектры случайного нагружения по распределению Рэля, как наиболее соответствующего различным видам реального случайного нагружения. На основании этого подхода были получены спектры нагружения продолжительностью 5000 циклов, имеющие разные значения полноты спектра нагружения V (спектры А, В, С). Также были использованы стандартные спектры для нагружения транспортных средств (SAESUS, SAEBRACKET). Для оценки накопления повреждений от усталости спектры нагружения были схематизированы по методу «падающего дождя» («Rainflow»), нормализованы и соответствовали симметричному нерегулярному нагружению.

Испытания проводились на сервогидравлической машине BISS-100, позволяющей реализовать в процессе нагружения стационарное и заданное случайное нагружение. В процессе исследования усталостного разрушения стали при случайном нагружении проводился автоматический замер каждой петли механического гистерезиса при напряжениях близких к нулевому значению. Точность замера составляла 10^{-5} .

Соответствие расчётных $N_{расч}$ и экспериментальных значений долговечности $N_{эксп}$ по формуле, полученной обобщением результатов испытания сталей при случайном нагружении [3]

(q – постоянная материала, для стали равна 3,83) для различных спектров нагружения, где основным критериальным параметром является полнота спектра V .

$$N_{\Sigma} = \frac{N_G \cdot 10^{(1+q \lg m)(1-V)}}{\left(\frac{\sigma_{d \max}}{\sigma_{-1}}\right)^m}$$

Как видно из рис. 1, большее соответствие имеет место при долговечности более 10^5 циклов. В области малых значений долговечностей разброс более значительный, что связано с развитием неупругих процессов в материале.

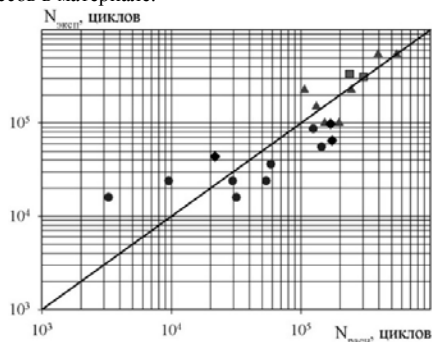


Рисунок 1. Соответствие расчётных и экспериментальных значений долговечностей при различных спектрах нагружения (спектры А - ●, С - ▲, В - ◆, SAESUS и SAEBRACKET - ■).

Развитие неупругих процессов в металле при циклическом нагружении связано с развитием микропластических деформации в его структуре [4], которые могут использоваться в деформационно-энергетических моделях разрушения по исчерпанию его пластичности при циклическом нагружении и накопления критической энергии, соответствующей усталостному разрушению материала.

Была принята гипотеза разрушения стали 40X при случайном нагружении на основании накопления повреждаемости по принципу исчерпания пластичности материала d_{ni} и накоплению усталостных повреждений d_{ycm} .

Изменение мер повреждаемости в зависимости от долговечности до разрушения отвечают общепринятой трактовке повреждаемости материалов по смешанному механизму разрушения, как накопление пластической составляющей, которая уменьшается с увеличением числа циклов до разрушения, упругой – связанной с накоплением усталостных повреждений, и зарождением и развитием трещины. Разрушение наступает при $d_{\square} = 1$.

На основании предложенных мер вычислены суммарные повреждаемости d_{\square} 1 – $d_{\square} = d_{ni} + d_{ycm}$ – по линейному суммированию составляющих повреждения; 2 - $d_{\square} = d_{ni} \square + d_{ycm} \square$ – по нелинейному суммированию составляющих повреждения на основании их взаимоотношения.

На рис. 2 показаны меры повреждаемости d_{\square} для исследуемой стали 40X при различных спектрах случайного нагружения по разным моделям разрушения.

Использование только меры повреждаемости по исчерпанию пластичности для модели разрушения показало, что суммарная мера повреждаемости $d_{\square} = 0,45$ (среднеквадратическое отклонение $s_d = 0,187$) ниже предложенного критерия. Линейное суммирование повреждаемости по смешанному механизму разрушения (рис. 2а) способствует приближению меры повреждаемости к критериальному значению $d_{\square} = 0,9$, но увеличивается среднеквадратическое отклонение — $s_d = 0,298$, наблюдается большой разброс значений мер повреждаемости для различных спектров и условиях нагружения. Нелинейный подход к суммированию составляющих мер повреждения (рис. 2б), представляющий d_{ni} с замедленным темпом ($\square \neq 0,1$), а d_{ycm} с ускоренным темпом ($\square \neq 5$) способствует приближению экспериментальных результатов к критериальному параметру — $d_{\square} = 0,963$ и снижению разброса экспериментальных данных ($s_d = 0,083$).

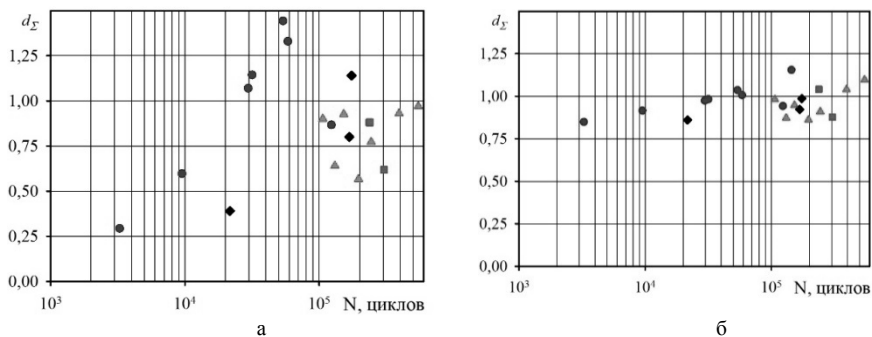


Рисунок 2. Меры повреждаемости d_{\square} при различных спектрах случайного нагружения о разным моделям разрушения: а – $d_{\square} = d_{nl} + d_{уст}$ – при линейном суммировании повреждаемости по смешанному механизму разрушения; б – $d_{\square} = d_{nl}^{\square} + d_{уст}^{\square}$ – при нелинейном суммировании повреждаемости по смешанному механизму

Список литературы

1. Sarkani S. Feasibility of Auto-Regressive Simulation Model for Fatigue studies.” J. Structural Engineering, 116(9), 2481–2495, 1990.
2. Kihl D.P. Stochastic fatigue concepts in welded surface ship structures. Departmental Report SSPD-90-173-25, US Navy: David Taylor Research Center, Beteshda, MD 200084-5000, 1990.
3. Багмутов В.П. Прогнозирование долговечности конструкционных материалов при регулярном и нерегулярном нагружении с учетом различных механизмов повреждения/В.П. Багмутов, А.Н. Савкин// ВолгГТУ.- Волгоград, 2008. – 408с.
4. Гурьев А.В. Роль микропластических деформаций в развитии усталостных повреждений в металлах. /А.В.Гурьев, А.Н.Савкин В.кн.: Механическая усталость металлов: Материалы VI Международного коллоквиума. Киев: Наук.думка, 1983, с.122-129.

ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ РЕЗЕРВУАРА ПРИ ЗАПРОЕКТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Сигова Е.М., Доронин С.В.

Россия, СКТБ «Наука» КНЦ СО РАН,
e.sigova@gmail.com, s.doronin@gmail.com

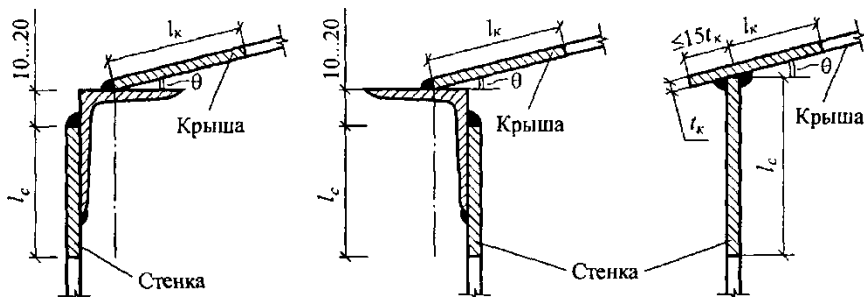
ASSESSMENT OF SURVIVABILITY OF THE RESERVOIR AT BEYOND DESIGN BASIS LOADING

Sigova E.M., Doronin S.V.

The comparative analysis of options of constructive registration of knot of fastening of a conic roof to a wall with a framework of an assessment of survivability of the tank is carried out at beyond design basis loading.

В процессе длительной эксплуатации резервуары неоднократно подвергаются воздействию окружающей природной и технологической среды, в некоторых случаях нагрузки оказываются запроектными. Рассматривается конструкция стального вертикального цилиндрического резервуара для хранения мазута емкостью 100 м³, находящегося в условиях максимального налива под действием запроектных снеговых нагрузок.

Для вертикальных резервуаров низкого давления малых объемов (до 500 м³) применяется самонесущая (бескаркасная) коническая крыша, несущая способность которой обеспечивается конической оболочкой настила (без центральной стойки). В работе проводится сравнительный анализ трех возможных вариантов [1] конструктивного оформления узла крепления конической крыши к стенке резервуара. В вариантах 1 и 2 крыша по периметру опирается на стенку резервуара с использованием кольцевого элемента жесткости – кольцевого уголка, в третьем варианте крыша опирается непосредственно на стенку (рис. 1).



Вариант 1 Вариант 2 Вариант 3
Рис. 1. Соединения конической крыши со стенкой

По результатам расчетов были построены зависимости максимумов эквивалентных напряжений $\sigma_{эв}$ для трех вариантов конструктивных оформлений узла крепления конической крыши к стенке резервуара от снегового давления S (рис. 2). Данные зависимости позволяют выделить три характерных стадии деформирования конструкции.

I – стадия, на которой с увеличением нагрузки напряжения увеличиваются по закону, близкому к пропорциональному. Эта стадия охватывает всю фазу упругого деформирования и фазу начала пластического деформирования, а именно ту ее часть, когда упругопластические деформации носят локальный характер и не вносят существенных изменений в перераспределение силовых потоков. На этой стадии характер зависимости напряжений от давления снега обусловлен преимущественно упругопластической работой локальных объемов материала и количественно тесно связан с участком диаграммы деформирования, включающим достижение напряжениями величины предела текучести.

II – стадия, обусловленная дальнейшим увеличением снеговой нагрузки, характеризуется увеличением размеров зоны упругопластического деформирования. Вследствие локального увеличения податливости элемента конструкции при пластическом течении материала создаются благоприятные условия для перераспределения силовых потоков и относительной разгрузки зоны упругопластического деформирования материала. Это приводит к снижению максимальных значений интенсивности деформаций. Этот факт проявляется перегибом зависимости $\sigma = f(S)$, условия для его возникновения формируются распределением пространственной жесткости конструкции, т.е. конструктивной схемой (структурой) деформируемой системы. При непрерывном увеличении снеговой нагрузки этот эффект наблюдается неоднократно, что иллюстрирует сложный характер совместного деформирования элементов пространственной структуры. С точки зрения анализа живучести и защищенности конструкций от аварий и катастроф стадия II может интерпретироваться как диапазон запроектных нагрузок, в котором в упругопластическую работу последовательно включается материал отдельных структурных элементов конструкции до тех пор, пока не будут исчерпаны запасы приспособляемости, обусловленные взаимодействием физических свойств материала и конструктивной схемы. Именно на этой стадии реализуется запас живучести конструкции.

III – стадия характеризуется прогрессивным лавинообразным нарастанием расчетных напряжений, интерпретируемых как наступление предельного состояния.

Границы между этими стадиями определены визуально и характеризуются значениями снегового давления S_i , разделяющим I и II стадии, и S'_i , разделяющим II и III стадии (i – порядковый номер рассматриваемой конструкции). Для рассматриваемых конструктивных вариантов эти значения составляют $S_1 = 0,0175$; $S_2 = S_3 = 0,015$; $S'_1 = 0,0375$; $S'_2 = S'_3 = 0,03$ МПа.

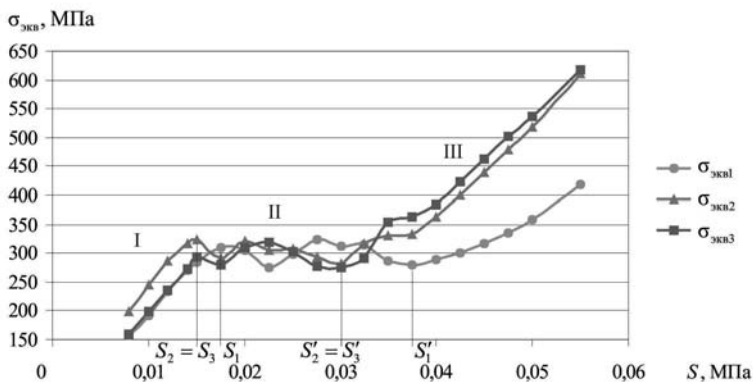


Рис. 2. Зависимости максимумов эквивалентных напряжений для трех вариантов конструктивных оформлений узла крепления конической крыши к стенке резервуара от снегового давления

Как видно из полученных зависимостей вариант 1 имеет большие резервы несущей способности при запроектных нагрузках в сравнении с вариантами 2 и 3. Это вытекает из сравнения протяженности II стадии. Для конструкции варианта 1 вторая стадия более протяженная ($S'_1 - S_1 = 0,02$), чем для вариантов 2 и 3 ($S'_2 - S_2 = S'_3 - S_3 = 0,015$).

Таким образом, предложен и апробирован для трех конструктивных вариантов оформления узла крепления крыши резервуара методический прием, позволяющий оценить влияние конструктивной схемы на живучесть, и заключающийся в определении диапазона запроектных нагрузок, при которых в конструкции вследствие перераспределения силовых потоков не наблюдается устойчивого роста напряжений и деформаций.

Литература

1. Нехаев Г.А. Проектирование и расчет стальных цилиндрических резервуаров и газгольдеров низкого давления: Учебное пособие. – М.: Издательство АСВ, 2005. – 216 с.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 11-08-00945)

ВЛИЯНИЕ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ

Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Рабкина М.Д., Чернева Т.С.

Украина, Южно-украинский национальный педагогический университет им. К.Д. Ушинского, valentin_usov50@mail.ru, shkatulyak@mail.ru, marjanara@yandex.ru, chernevps@rambler.ru

EFFECT OF THE FRACTAL DIMENSION OF THE GRAIN BOUNDARIES ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF STEEL

Usov V.V., Shkatulyak N.M., Rabkina M.D., Cherneva T.S.

The quantitative analysis of fractal dimension D_{av} of the grain boundaries of microstructure of the five of oxygen cylinders with a service life from 18 to 52 years has been performed. The fractal dimensions were found by means superimposition on selected grain boundary of square cells of different size and count of the number of points of intersection with the chosen boundary (box-method). A close correlation relationships and the corresponding regression equations were found between the fractal dimension of the grain boundaries and of impact strength, fracture pressure and yield strength. The mechanisms of fracture due to the fractal dimension of the grain boundaries are discussed.

В поликристаллических металлических материалах структура границ зерен играет важную роль в определении механических свойств. Поскольку границы зерен являются предпочтительными местами для зарождения и роста трещин, межзеренное разрушение может провоцировать хрупкость конструкционных материалов.

Целью данной работы является определение фрактальной размерности границ зерен в стали кислородных баллонов после различных сроков их эксплуатации и установление корреляционных связей между величиной фрактальной размерности, механическими характеристиками и параметрами кристаллографической текстуры.

Объектом исследования послужили кислородные баллоны из стали Дс по ГОСТ949-73 на рабочем давлении 14,7 МПа, емкостью 40 л различного срока эксплуатации от 18 до 52 лет.

Металлографический анализ проводили на продольных и поперечных шлифах, перпендикулярных толщине стенки баллона, при помощи микроскопа NEOPHOT-32. Травление микроструктуры осуществляли в 4 четырехпроцентном спиртовом растворе азотной кислоты.

Фрактальную размерность двумерных изображений границ зерен определяли так называемым методом ячеек («box method»). В данной работе для определения фрактальной размерности границ зерен на изображение выбранной кривой линии накладывали элементарную сетку, которая состояла из квадратов со сторонами ℓ_i . При этом подсчитывали число квадратов $N(\ell_i)$, через которые проходит кривая. Затем изменяли масштаб сетки, а, следовательно, и сторон квадрата, равных $\ell_2 > \ell_3 > \dots > \ell_n$. В данном случае масштаб сетки составил: (4×4) см; (2×2) см; (1×1) см; (0,5×0,5) см; (0,25×0,25) см. Каждый раз подсчитывали число квадратов, пересекающих кривую, $N(\ell_2)$, $N(\ell_3)$, ..., $N(\ell_n)$. Результаты заносили в таблицу. Для фрактальной кривой число квадратов $N(\ell_i)$, через которые проходит кривая, зависит от размера стороны квадрата ℓ_i как

$$N(\ell) \propto \ell^{-D}, \quad (1)$$

где D – фрактальная размерность.

Затем в двойных логарифмических координатах строили графики зависимости $\lg N(\ell_i) = f(\lg \ell_i)$. Тангенс угла наклона графика к оси $\lg \ell_i$ равнялся фрактальной размерности D . Ошибка в определении фрактальной размерности вышеуказанным методом не превышала 5 %.

Кристаллографическую текстуру изучали рентгеновским методом с построением обратных полусных фигур (ОПФ). Измеряли интегральные интенсивности дифракционных рефлексов от кристаллографических плоскостей 110, 200, 211, 220, 310, 222, 321, 400, 330 образцов и эталона, который был приготовлен из мелких рекристаллизованных опилок стали Дс. Исследовали следующие сечения отобранных фрагментов: наружный, центральный и внутренний слой, а также сечение, перпендикулярное продольной оси цилиндрической поверхности баллона. Во всех случаях перед съемкой кривых полной плотности соответствующие поверхности химически полировали на глубину 0,1 мм для удаления искаженного механической обработкой слоя. Исследуемые образцы и эталон подвергали $\theta - 2\theta$ сканированию на дифрактометре ДРОН-3 по методу Брега-Брентано в одинаковых геометрических условиях съемки. Находили отношения интегральных интенсивностей линий дифракции исследуемых образцов и эталона. Нормировку полученных отношений проводили по методике Морриса. При этом для увеличения точности интегральные интенсивности дифракции от плоскостей первого и высших порядков, например, от (110) и (220), учитывали как среднее арифметическое.

Механические характеристики металла баллонов из стали Дс были получены при испытаниях на одноосное растяжение цилиндрических и плоских образцов на приборе Instron 8802.

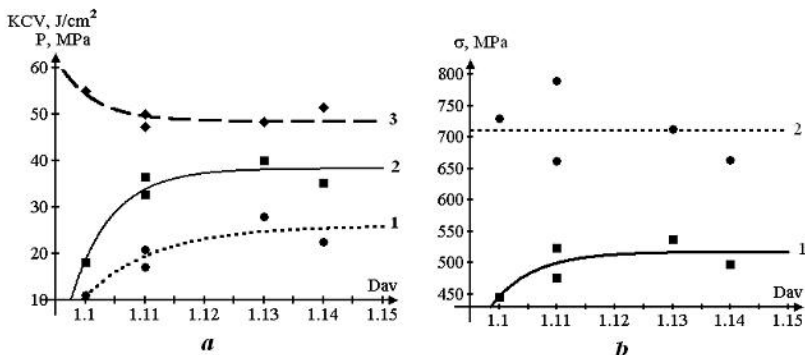
Испытания на ударный изгиб проводили согласно стандарту ISO 14556-2000 в диапазоне температур $T = -120 \dots +80^\circ\text{C}$ на вертикальном инструментированном копре. Использовали малоразмерные образцы Шарпи согласно РД ЭО 0598-2004, вырезанные в осевом направлении, с надрезами в кольцевом направлении.

Показано:

1. Фрактальная размерность границ зерен стали Дс кислородных баллонов разных сроков эксплуатации от 18 до 52 лет изменяется в пределах от 1,10 до 1,14.

2. Имеют место тесные корреляционные связи между фрактальной размерностью границ зерен металла баллонов, с одной стороны, ударной вязкостью, разрушающим давлением при гидротестированиях и условным пределом текучести с коэффициентами корреляции не ниже 0,80, с

другой стороны. При этом корреляционная связь между пределом прочности и фрактальной размерностью границ зерен не имеет места (см. рисунок)



Корреляция ударной вязкости KCV при -10°C (1) и 20°C (2) и разрушающее давление (3) – (а) и условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ (1) и предела прочности σ_{TS} – (б) – со средней фрактальной размерностью D_{av} границ зерен

На рисунке можно наблюдать, что с ростом фрактальной размерности границ зерен от 1,10 ударная вязкость сначала возрастает, а разрушающее давление уменьшается, но в дальнейшем они достигают насыщения. Наименьшая фрактальная размерность 1,10 соответствует металлу баллона 3, который показал хрупкий характер разрушения даже при комнатной температуре с наименьшим значением ударной вязкости и наибольшим разрушающим давлением. Испытания всех баллонов на ударную вязкость при температуре -10°C показали также хрупкий характер разрушения. При этом увеличение фрактальной размерности границ зерен, а, следовательно, увеличение извилистости границ зерен затрудняет распространение трещины вдоль ее первоначального направления. Дальнейшее увеличение фрактальной размерности границ на поведение роста трещины ослабевает. Это может означать, что механизм разрушения носит смешанный интеркристаллитный – транскристаллитный характер, что приводит к увеличению ударной вязкости. Другими словами, для более зубчатой границы зерна трещина либо растет вдоль извилистой части границы, либо распространяется через зерно, в котором дальнейшее распространение вдоль границы потребляет больше энергии, чем через матрицу. Каждый из двух вышеупомянутых путей приводят к более высокому значению энергии распространения трещины

3. Низкая фрактальная размерность границ зерен соответствует большему размеру зерен, низким значениям ударной вязкости и предела текучести, но высокому разрушающему давлению при гидроиспытаниях. Дальнейшее увеличение фрактальной размерности границ зерен сопровождается ростом ударной вязкости, предела текучести и снижением разрушающего давления. Соответствующие корреляционные зависимости имеют вид кривых, достигающих насыщения с ростом фрактальной размерности границ.

4. Фрактографический анализ показал, что с ростом фрактальной размерности границ зерен происходит переход от хрупкого транскристаллитного скола к квазисколу и вязкохрупкому характеру разрушения.

О ДЕФОРМАЦИЯХ ДЮРАЛЮМИНИЕВЫХ И СТАЛЬНЫХ БУРОВЫХ КОЛОНН ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЕРЕМЕННЫХ ОСЕВЫХ НАГРУЗОК И КРУТЯЩЕГО МОМЕНТА

Хаджиева Л.А., Сергалиев А.С., Умбеткулова А.Б.

Казахстан, Казахский национальный университет им. аль-Фараби, khadle@mail.ru

ABOUT DEFORMATIONS OF DURAL AND STEEL BORING COLUMNS AT ACTION OF VARIABLE AXIAL LOADS AND TORSIONAL MOMENT

Khajiyeva L.A., Sergaliyev A.S., Umbetkulova A.B.

Deformation of the steel and dural boring columns applied in the oil-gas industry is investigated. The mathematical model of elastic deformation of rotating boring columns is developed. She has allowed to define elastic deformations of boring columns at action on them of variable axial forces and the torsional moments. Results of the numerical analysis show, that in case of a dural material of deformation of chisel columns there are less than deformations of columns from the steel. In work dynamic strains of boring columns from a steel and duralumin are defined. Their comparative analysis is carried out.

Процесс бурения скважин является одним из узловых и дорогостоящих этапов в процессе добычи нефти и газа. От эффективности работы бурового оборудования и обеспечения его прочности и надежности зависит успешность ввода в строй скважин. Практика бурения свидетельствует о высоком проценте браковки скважин (около трети), которые выходят из строя из-за поломки буровых колонн, искривления стенок скважин за счет большого изгиба колонн и др.

Здесь исследуются свойства материала буровых колонн (дюралюминий и сталь), с целью обеспечения прочности и надежности последних. Рассмотрены буровые колонны, применяемые в нефте-газодобывающей промышленности для бурения неглубинных (до 500 м) скважин.

Буровая колонна, обеспечивая связь долота, бурящего породу, с двигателем, в процессе эксплуатации испытывает действие различных по своей природе нагрузок, вызывающих сложное деформированное состояние колонн. К таким нагрузкам можно отнести осевые нагрузки и крутящие моменты. Строго говоря, они носят переменный характер:

$$N(x, t) = \Phi_2 N_0(x) + \beta_2 N_t(x) \quad (1)$$

$$M(x, t) = \alpha_1 M_0(x) + \beta_1 M_t(x) \Phi_m(t) \quad (2)$$

где $\Phi_n(t)$ и $\Phi_m(t)$ – некоторые периодические функции периода $T_1 = 2\pi/\theta_1$,

$T_2 = 2\pi/\theta_2$, характеризующие изменение внешних действующих нагрузок N, M ;

$\alpha_1, \alpha_2, \beta_1, \beta_2$ – параметры, с точностью до которых заданы постоянные и периодические составляющие внешних нагрузок.

Рассматривая вращающуюся буровую колонну как деформируемую систему с распределенными параметрами, моделируется ее упругое деформирование как сжатоскрученного стержня:

$$EJ \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[\frac{\partial^2 V}{\partial x^2} \left(1 - \frac{3}{2} \left(\frac{\partial V}{\partial x} \right)^2 \right) \right] + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[M(x, t) \frac{\partial U}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial x} \left[N(x, t) \frac{\partial V}{\partial x} \right] + K_1 V = - \frac{\gamma F}{g} \frac{\partial^2 V}{\partial t^2}, \quad (3)$$

$$EJ \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[\frac{\partial^2 U}{\partial x^2} \left(1 - \frac{3}{2} \left(\frac{\partial U}{\partial x} \right)^2 \right) \right] - \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[M(x, t) \frac{\partial V}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial x} \left[N(x, t) \frac{\partial U}{\partial x} \right] + K_1 U = - \frac{\gamma F}{g} \frac{\partial^2 U}{\partial t^2},$$

U, V – составляющие перемещения оси штанги в плоскости поперечного сечения буровых колонн

Здесь снимались ограничения на величины деформации, поэтому, согласно нелинейной теории конечных деформаций В.В. Новожилова, модель носит нелинейный характер.

Данная модель позволяет определить упругие деформации буровых колонн при действии на них переменных осевых сил и крутящих моментов и провести сравнительный анализ деформирования материала буровых колонн (стали и дюралюминия) при одних и тех же условиях нагружения. Задавая краевые условия математической модели деформирования буровых колонн из стали и дюралюминия:

$$V = EJ \frac{\partial^2 V}{\partial x^2} = 0 \quad (x = 0, x = l), \quad U = EJ \frac{\partial^2 U}{\partial x^2} = 0 \quad (x = 0, x = l), \quad (4)$$

проведен численный эксперимент по определению их упругих перемещений. Для этого принимались гипотеза плоских сечений – гипотеза Кирхгофа-Лява и удовлетворение компонент перемещения поперечного сечения буровой колонны краевым условиям (4):

$$V(x, t) = V_1(t) \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{l}\right) + V_2(t) \cdot \sin\left(\frac{2\pi x}{l}\right), \quad (5)$$

$$U(x, t) = U_1(t) \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{l}\right) + U_2(t) \cdot \sin\left(\frac{2\pi x}{l}\right).$$

После применения метода разделения переменных, где форма изгиба оси буровой штанги задается спектром гармонических форм (5), модель (3) сводится к системе нелинейных обыкновенных дифференциальных уравнений второго порядка.

Решение последней численными методами с применением ЭВМ не представляет труда. Авторами использовался пакет символьной математики Wolfram Mathematica (WM).

Численный эксперимент проводился при следующих начальных условиях модели:

$$U_1|_{t=0} = 0, \quad \frac{dU_1}{dt}|_{t=0} = 0.1, \quad U_2|_{t=0} = 0, \quad \frac{dU_2}{dt}|_{t=0} = 0.1,$$

$$V_1|_{t=0} = 0, \quad \frac{dV_1}{dt}|_{t=0} = 0.2, \quad V_2|_{t=0} = 0, \quad \frac{dV_2}{dt}|_{t=0} = 0.2,$$

а также значения физических и геометрических параметров буровой колонны: переменные крутящий момент и сила принимались как $M(t) = M_0 + M_t \cdot \sin(\omega \cdot t)$, $N(t) = N_0 + N_t \cdot \sin(\omega \cdot t)$, где составляющие момента и сил есть M_{KH7} , M_{KH3} , N_{KH60} , N_{KH2140} ; внешний диаметр буровой колонны $D=0,2$ м; ее внутренний диаметр $d=0,12$ м; плотность стали и дюралюминия $\rho_{st} = 7800 \text{ кг/м}^3$, $\rho_{dur} = 2700 \text{ кг/м}^3$; модуль упругости стали и дюралюминия $E_{st} = 2 \cdot 10^5 \text{ МПа}$, $E_{dur} = 7 \cdot 10^4 \text{ МПа}$; скорость вращения буровой колонны $\omega = 2 \text{ с}^{-1}$; длина буровой штанги $l = 100$ м.

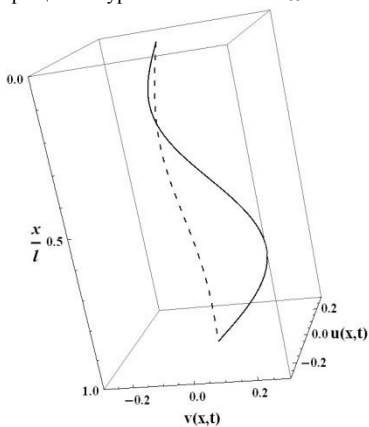


Рис.1 Сравнительный анализ деформаций колонн (- - - дюралюминиевая, __стальная).

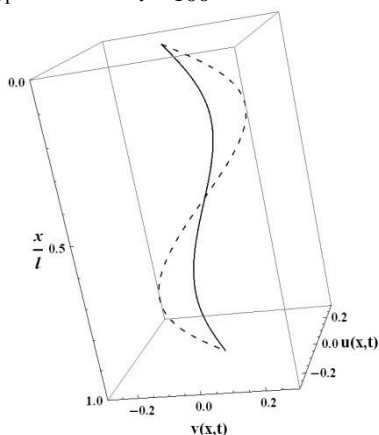


Рис.2 Сравнительный анализ деформаций стальной колонны (- - - линейная модель, __нелинейная).

Получены профили колебаний пространственных перемещений U и V для первого и кратных приближений. Результаты численного эксперимента показывают, что в случае дюралюминиевого материала деформации буровых колонн меньше деформаций стальных колонн (рис.1). Разработанная методика исследования динамических моделей позволяет рассматривать различные по полноте нелинейные динамические модели. Рассмотрен случай малости деформаций. В этом случае модель (3) линейризуется. В работе проведен сравнительный анализ деформаций бурильных колонн при допущении малости деформаций со случаем, когда они конечной величины (выше рассмотренный случай) (рис.2). Отмечается, что линейность модели ведет к завышению искомой величины, тем самым искажая результаты исследований.

Таким образом, анализ параметрической кривой, зависящей от U и V и характеризующей форму изогнутой оси штанги в любой момент времени, позволяет исследователю делать выводы касательно величин деформации колонн и динамических напряжений, возникающих в них. Тем самым проводить аналитическую или численную оценку прочностных характеристик бурильной колонны.

ФРАКТОДИАГНОСТИКА АВАРИЙНЫХ РАЗРУШЕНИЙ ТЕХНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА СЕВЕРЕ

Яковлева С.П., Махарова С.Н.

*Россия, Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН
e-mail: spyakovleva@yandex.ru; smachar@yandex.ru*

THE FRACTODIAGNOSTICS OF ACCIDENTAL FAILURES OF TECHNICAL OBJECTS OPERATING IN THE NORTH Yakovleva S.P., Makharova S.N.

Investigated cases of accidental failures of dangerous technical objects related to the heat supply systems (boiler), vessels of high pressure (balloon for the automobile fuel gas), hoisting constructions (lifting crane), mining-transport machinery (excavator) and occurred in the conditions of Yakutia. Studies of macro- and microconstitution of fractures in relationship with the structure of metal helped identify the nature and main causes of breakdowns occurred.

Известно, что фундаментальную основу общей концепции безопасности составляет понятие техногенной безопасности, которое связано с реальным поведением технических систем. Несмотря на успехи в развитии подходов к проектированию, изготовлению, диагностированию различных технических объектов, достаточно часто возникают их отказы, аварии, катастрофические разрушения. Фрактодиагностика таких эксплуатационных разрушений позволяет установить очаги, природу, последовательность происходивших процессов, причины поломок и аварий, а также является научной основой для повышения проектных характеристик и совершенствования технологий изготовления изделий машиностроения и конструкций.

В данной работе рассмотрены случаи аварийных разрушений опасных технических объектов, относящихся к системам теплоснабжения (котельное оборудование), сосудам высокого давления (баллон для автомобильного топливного газа), подъемным сооружениям (велосипедный кран), горнодобывающей технике (экскаватор повышенной грузоподъемности). Цель работы – выявление природы, кинетики и основных причин эксплуатационного разрушения перечисленных конструкций на основе комплексного исследования с использованием фрактографии, металлографии, рентгеноструктурного анализа, механических испытаний и при учете общих закономерностей процессов деформации и разрушения материалов на различных масштабных уровнях.

Разрушение труб конвективной поверхности нагрева двухбаранного водотрубного котла. Наиболее повреждаемыми элементами котельного оборудования являются трубы поверхностей нагрева, необратимые физико-химические изменения которых могут приводить к потере работоспособности котлов. Именно так произошло в анализируемом случае, когда в стенках труб конвективной поверхности нагрева образовались множественные свищи. В результате утечки технологической среды и аварийного останова котельной в зимнее время без отопления оказались несколько многоэтажных жилых домов. В зоне разрушения труб была

выявлена высокотемпературная деградация металла (сталь 20), свидетельствующая о его перегреве – сфероидизация (рис. а) и графитизация; усугубляющим фактором, облегчившим трансформацию структуры при перегреве, стало присутствие в металле алюминия, повышающего склонность перлитных сталей к графитизации. В результате появления термических дефектов структуры, разупрочнения и снижения коррозионной устойчивости работоспособность труб снизилась. Развитие неравномерной внутренней коррозии по механизму анодного растворения привело к появлению свищей и аварийной разгерметизации котельного оборудования.

Разрушение баллона для автомобильного топливного газа. Оскольчатое разрушение автомобильного металлопластикового газового баллона произошло в зимнее время через несколько часов после заправки и постановки транспорта в теплый гараж; при разрыве внутреннего лейнера (выполнен из стали 30ХМА) образовались 4 фрагмента верхней половины (рис. б) и практически недеформированный фрагмент нижней половины. Основная причина катастрофического разрушения баллона – наличие на лейнере протяженного дефекта, послужившего очаговой зоной образования усталостных трещин (рис. в). На этапе предразрушения функциональные свойства стеклопластиковой силовой оболочки, оказывающей сдерживающее влияние на развивающиеся в лейнере процессы деформации, обусловили накопление в системе большого запаса упругой энергии. Тотальная потеря сплошности стеклопластика в определенный момент развития деформаций привела к мгновенному высвобождению накопленной энергии с расширением и оскольчатым разрывом лейнера. Именно постепенный характер нарастания нестабильности пластиковой оболочки и необходимость некоторого промежутка времени для достижения критического уровня ее поврежденности объясняет тот факт, что разрыв баллона был несколько отодвинут во времени, а не произошел сразу после достижения избыточного давления и начала местных деформаций в лейнере.

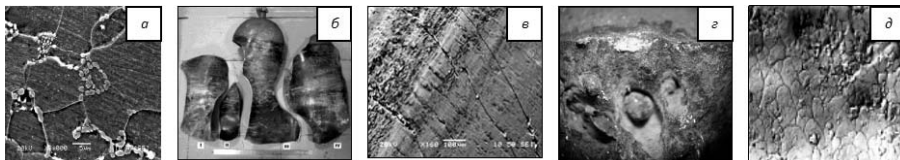


Рис. Сфероидизация перлитной составляющей металла конвективной трубы водотрубного котла (а, х3000); оскольчатое разрушение (б) металлического лейнера автомобильного топливного баллона и поверхность усталостной трещины в нем (в); поры и шлаки в изломе сварного соединения опорной колонны велосипедного крана (г); формирование ячеистой структуры в металле у поверхности усталостной трещины в стреле большегрузного экскаватора (д, х8000)

Разрушение опорной колонны велосипедного крана произошло при его испытаниях, проведенных на этапе восстановления после многолетнего простоя, и привело к полному обрушению всей конструкции. Излом сформировался в сварных соединениях листовых элементов опорной колонны (материал – сталь 09Г2); эти сварные швы не подвергались диагностике при предварительном обследовании технического состояния крана перед испытаниями. Между тем, в них обнаружилось множественные дефекты, присутствие которых не допускается требованиями нормативных документов: поры различных размеров, со шлаками и без шлаков (рис. г), подрезы, непровары, трещины и свищи. Основной механизм первичных разрушений – развивающаяся во времени коррозия сварных соединений. Разрушение в момент испытаний, произошедшее по вязкому механизму, является вторичным. Условия перегрузки при нагружении опорной колонны, имеющей сквозные разрушения сварных соединений, привели к катастрофической деформации конструкции с доломом оставшегося живого сечения каркасных элементов колонны, проседанием и обрушением всего велосипедного крана.

Разрушение стрелы экскаватора с объемом ковша 20 м³. Стрела выполнена из стали 10ХСНД и представляет собой балку переменного коробчатого сечения. Ее аварийное разрушение произошло в зимнее время, имело усталостную природу и началось от дефекта сварного шва в виде поры размером мм, допускаемым нормами дефектоскопического контроля. Ячеистая структура, сформировавшаяся у берегов усталостной трещины в сварном

шве, занимает узкую зону толщиной 10-20 мкм (1-1,5 поперечника зерна). Толщина зоны с ячеистой структурой при прохождении усталостной трещины через основной металл (рис. д) составляет 15-30 мкм или 1-2 поперечника зерна. Малый размер пластической зоны у вершины трещины связан с полухрупким характером разрушения. Материал стрелы был аттестован как квазихрупкий при циклическом нагружении. В этих условиях размер поры оказался достаточным для зарождения и развития усталостного разрушения. Полученные результаты были использованы для доработки конструктивных недостатков стрелы и уточнения технических требований к материалу.

Заключение. Приведенные примеры фрактодиагностики аварий технических объектов показывают, что существуют общие причины многих различных по своей природе разрушений. Эти причины кроются в выборе материала, в проектировании, в технологических процессах изготовления, особенностях эксплуатации и инспектирования. Для повышения надежности функционирования технических систем важно получение достаточного объема достоверных данных о причинно-следственных связях в различных случаях нарушения технической безопасности (особенно, чреватых развитием чрезвычайных ситуаций). Вместе с тем рассмотренные случаи подтверждают, что одним из основных аспектов при обеспечении технической безопасности и разработке способов борьбы с катастрофическими разрушениями является организационный, поскольку зачастую в основе отказов техники и сооружений лежит человеческий фактор. В противном случае совершенствование проектно-технологических параметров объектов техники и строительства во многом теряет свой смысл.

СЕКЦИЯ 13

***СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И НОВЫЕ
ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ
ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ
МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ***

SENSORS BASED ON FIBER BRAGG GRATINGS FOR MONITORING DIFFERENT CONSTRUCTIONS PARAMETERS

Onyakova S. A, Gaponenko P. L, Novozhylov P. B.

Supervisor: Prof. Timoshenkov S. P.

Russia, the National Research University "MIET"

124498, Moscow, Zelenograd, 4806, Building 5

Phone: (499) 731-44-41 Fax: (499) 710-22-33

e-mail: svetlana.onyakova@gmail.com, gaponenko1993@gmail.com, pavel.novozhylov@gmail.com

Monitoring Systems for buildings and constructions are very important and necessary in a modern building field. The problem of controlling physical effects on armored concrete structures as the most frequently used in the construction of various buildings now is great important today. There is a need to continuously monitor the structural parameters such as stress, strain and temperature. It is appropriate to use modern devices, such as fiber-optic sensors on Bragg gratings (FBG) for more accurate control.

A number of experimental fiber-optic sensor's samples on Bragg gratings has been used in this research work. The sensitive element in such sensors is an optical fiber coated with a Bragg grating. The emitted bunch of light passing through fiber-optic path responded to the Bragg grating as a kind of mirror. Its reflection parameters depended on the grating period. The constructive body deformation, rigidly connected to the fiber-optic cable leads to local compression / expansion, and therefore a change of the period in the Bragg gratings. This affects their reflective properties, which can be fixed by analyzing the reflected light.

Ten fiber Bragg gratings with different values of reflection and transmission and peak wavelengths in the range of 1545 to 1550 nm has been recorded using the phase masks method. After that the measurements of wavelength shift as a function of external influences were made. The application of nitrogen fibers for use in environments with high background radiation was possible.

We used a spectrum analyzer YOKOGAWA AQ6370 with a resolution of 20 pm. Dynamometer PCE FG 50 with an accuracy of 0.01 N has been used to determine the load value. As a result of the expansion experiments, it was revealed that the received sensitivity of the sensors was units of micrometers and deforming loads $\pm 0,5$ °C in temperature region.

Thus, there is a possibility of continuous parameters monitoring in the bulk material by introducing the optical fiber with a recorded FBG in the concrete structure at the stage of production, which increases the operation safety of buildings and constructions.

OPTICAL TESTING OF MAGNETIC STATE OF MANGANITE NANOOXIDES BEFORE AND AFTER DEFORMATION

Telegin A., Mostovshchikova E.V., Naumov S.V., Gizhevskii B.A., Solin N.I.

¹ Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS, 620990, Ekaterinburg, Russia telegin@imp.uran.ru

Nanostructured oxides are thoroughly investigated compounds in recent years. The goal is explained by both the fundamental problems of the physics of nanocrystalline magnetic materials and the prospects of their application use. Optical spectroscopy is one of the most effective and informative tools for studying the electronic structure of nanostructured oxides [1-4]. However direct optical measuring of nanosize powders is often impossible or makes no reliable information about electronic properties of ones besides the nanocomposites [5]. For this reason, we used artificially created high-density nanoceramics and powder nanocomposites based on manganite oxides. Doped manganites are promising materials for creation various magneto-optical devices due to observed negative magnetotransmission and magnetoreflexion of unpolarized infrared radiation which are closely related with magnetic properties of samples [5-7].

To prepare nanoceramics initial coarse-grain $\text{Nd}_{0,5}\text{Sr}_{0,5}\text{MnO}_3$ powder was placed between the anvils and pressed at pressure of as high as 10 GPa. Shear deformation was achieved by rotating of the anvils [8]. The nanocomposites were prepared by pressing a mixture from $\text{Nd}_{0,5}\text{Sr}_{0,5}\text{MnO}_3$ nanopowder and dielectric matrix [5]. The results of optical investigations of samples are discussed in comparison with ones for corresponding single crystals. The prepared samples are transparent in the IR-spectral range and exhibit optical and magneto-optical characteristics comparable to the corresponding

parameters for single crystals. Optical properties of the samples depend on crystallite size, defects and microstrains and the violation of the stoichiometry of the samples. Dispersion of the optical functions in nanostructured samples is different from that for single crystals: the intensity of low-energy electron transitions increases and new IR bands arise. At the same time, the main fundamental bands are the same as in the single crystals. The reflection spectra of nanoceramics change from polaron-like to the Drude-like behavior depending on the deformation. In all nanocomposites magnetotransmission effect is observed near the Curie point (T_C). Peculiarities of the nanocomposites are the decreasing of T_C (and temperature of maximal MT value) and existence of the large magnetotransmission $\sim 7\%$ significantly lowers T_C . Magnetoreflexion in $\text{Nd}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$ nanoceramics reaches up to 1.5% with weak frequency dependence in the wide spectral range in comparison with magnetoreflexion for single crystal. The observed features can be explained by the change of ratio of FM metallic and AFM insulating phases in nano- $\text{Nd}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{MnO}_3$ due to significant contribution of the nano-particle shells with disordered spins and destroying of the magnetic and electronic states of samples under deformation.

Supported by the RFBR projects № 12-02-31505, № 11-02-00252, program of the DPS RAS № 12-T-2-1005 and grant MK-1048.2012.

- [1] B. Gizhevskii, Yu. Sukhorukov, A. Moskvina et al., JETP. 102, 297 (2006).
- [2] B. Gizhevskii, Yu. Sukhorukov, N. Loshkareva et al., J.Phys.: Cond. Matter. 17, 499 (2005).
- [3] B. Gizhevskii, Yu. Sukhorukov, E. Ganshina et al., Phys. Solid State. 51, 1836 (2009).
- [4] A. Makhnev, B. Gizhevskii and L. Nomerovannaya, JETP Letters. 91, 81 (2010).
- [5] E. Mostovshchikova, N. Loshkareva, A. Telegin et al., J. Appl. Phys., 113, 043503 (2013).
- [6] Yu. Sukhorukov, E. Gan'shina, B. Belevtsev et al., J. Appl. Phys. 91, 4404 (2002).
- [7] Yu. Sukhorukov, N. Loshkareva, E. Mostovshchikova et al., JMMM, 258-259, 274 (2003).
- [8] A. Telegin, B. Gizhevskii, L. Nomerovannaya and A. Makhnev, J. of Superconductivity and Novel Magnetism, 25, № 8, (2012).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МЕХАНОАКТИВАЦИИ ШИХТЫ МАГНИТОТВЁРДОГО СПЛАВА 22Х15К МЕТОДАМИ МЁССБАУЭРОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ И РЕНТГЕНОФАЗОВОГО АНАЛИЗА

Альмов М.И.¹, Корнеев В.П., Ковалёв Д.Ю.¹, Миляев И.М., Вомпе Т.А.

ИМЕТ РАН, Россия, г. Москва, Ленинский проспект 49, e-mail: imet@imet.ac.ru

¹ИСМАН РАН, Россия, г. Черноголовка, МО, ул. Академика Осипьяна, д.8, isman@ism.ac.ru

В рамках реализации проекта «Синтез высококоэрцитивных материалов на основе сплавов системы Fe-Cr-Co методами механоактивации» представляются первые оценочные результаты по механоактивации шихты сплава Fe-22Cr-15Co-1Ti-1Si (22X15K) по данным Мёссбауэровской спектроскопии и рентгенофазового анализа. В шихте исследуемого сплава использовали промышленные порошки Fe (ПЖРВ), Cr (ПХЕ-1), Co (ПК-1У), которые смешивали в турбулентном смесителе С2.0 в течение 3-5 часов. Механоактивацию проводили в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице Fritsch PM-400 с мелющими шарами из стали ШХ-15 диаметром 8-10 мм. Исследование фазового состава порошков после помола в течение 0,25, 0,5, 1, 2, 3, 40 часов в средах аргона, спирта и воды с добавками ПАВ (олеиновая и стеариновая кислоты) проводили при комнатной температуре на мёссбауэровском спектрометре Ms 110Em с источником ^{57}Co в матрице Pd в режиме постоянных ускорений. Обработку полученных спектров проводили при помощи программы Univer MS. Рентгенофазовое исследование выполняли на дифрактометре ARL XTRA на излучении Cu-K_α в угловом интервале 40-120°.

После 15 минут механообработки в Мёссбауэровском спектре фиксируются линии только одной фазы -Fe с величиной магнитного поля $H = 328,9 \text{ r}^{??}$ близкой к эталонной величине 330 кЭ. В спектре после обработки 1 часа кроме спектра -Fe появляются линии ещё двух фаз: магнитоупорядоченной с величиной магнитного поля $H = 335 \text{ кЭ}$ и парамагнитной с изомерным сдвигом, равным $-0,13 \text{ мм/с}$. Увеличенная величина магнитного поля по сравнению с магнитным полем α -Fe указывает на преимущественное окружение атомов Fe атомами Co. Спектры порошков, механоактивированных в течение 3-х часов и 40 часов свидетельствуют о возникновении двух магнитоупорядоченных твёрдых растворов и одной

парамагнитной фазы. Твёрдый раствор с большей величиной магнитного поля (295,5 кЭ при трёхчасовой обработке и 282,2 кЭ при сорокачасовой обработке) обогащён по кобальту (сильномагнитная α_1 –фаза, которая возникает при спиновальном распаде пересыщенного высокотемпературного α –твёрдого раствора при термомангнитной обработке исследуемого сплава), а твёрдый раствор с меньшей величиной магнитного поля (240,9 кЭ при трёхчасовой обработке и 235,8 кЭ при сорокачасовой обработке) обогащён по хрому (α_2 –фаза слабомагнитная при спиновальном распаде). Большая ширина линий (0,77–0,78 мм/с) этих твёрдых свидетельствует о значительной вариации их составов. Уменьшение самих величин магнитных полей при увеличении времени обработки скорее всего связано с уменьшением размеров частиц порошка при более длительной его механообработке. Количество появившейся парамагнитной фазы при длительном времени механообработки практически не меняется и составляет 5-6%. В состав твёрдого раствора, обогащённого Co, входит 41–42 % Fe, а в состав твёрдого раствора, обогащённого Cr, входит 52–54 % Fe.

Данные рентгенофазового анализа показывают, что результатом механоактивации (МА) является существенная деградация спектра – уменьшается соотношение пик/фон рентгенограмм, интенсивность линий металлов снижается, а их полуширина растёт. Эффект проявляется уже на первой минуте МА. Линии основных фаз Fe и Cr значительно уширяются, что приводит к их слиянию и образованию в области соответствующих углов суперпозиционных линий. Уширение линий связано, очевидно, с уменьшением областей когерентного рассеяния и наполнением микронапряжений кристаллической структуры. Показано, что МА шихты приводит к формированию твёрдого раствора на основе Fe–Cr–Co с ОЦК решёткой Im3m (α -фаза).

ПОЗИТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ

¹Бордулев Ю.С., ¹Лаптев Р.С., ¹Лидер, А.М., ^{1,2}Кузнецов П.В.,
³Корзников А.В., ³Корзникова Е.А., ²Рахматулина Т.В.

¹Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
kpv@ispms.tsc.ru

Известно, что в субмикроструктурных (СМК) материалах, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД) запасается значительная энергия деформации в виде иерархии дефектов различной размерности, таких как границ зерен разнообразного типа, дислокации, вакансии. Поэтому структура свежеприготовленных СМК материалов является метастабильной. С целью снижения степени ее неравновесности СМК материалы подвергают низкотемпературному отжигу. В процессе отжига происходит релаксация избытка энергии путем трансформации границ зеренно-субзеренной структуры (ЗСС), а также релаксации неравновесных дефектов в объеме кристаллитов.

В [1] с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) исследована эволюция средних размеров ЗСС и избыточной энергии границ зерен в зависимости от температуры отжига образцов СМК никеля. В настоящей работе методом аннигиляции позитронов исследована эволюция дефектной структуры в объеме кристаллитов никеля в зависимости от температуры отжига. Для исследования аннигиляции позитронов в СМК никеле использовали две методики - измерение спектров времени жизни позитронов (СВЖ) и доплеровского уширения аннигиляционной линии (ДУАЛ).

Результаты свободного разложения СВЖ позитронов в СМК никеле в свежеприготовленном состоянии и после отжига в интервале температур 360–400 °С показывают, что большинство позитронов (> 99%) аннигилируют из локализованных в дефектах состояний с характерными временами жизни $\tau_2 \sim (150 \div 165)$ пс и $\tau_3 \sim (230 \div 290)$ пс. Сопоставление с литературными данными, позволило идентифицировать τ_2 и τ_3 с аннигиляцией позитронов, захваченных дислокациями и вакансионными комплексами, включающими от N=4 до N=9 вакансий никеля. Изменение τ_3 показывают, что с ростом температуры отжига происходит перераспределение избыточного объема в виде вакансионных кластеров из

кристаллитов к границам ЗСС, что проявляется в изменении размеров ЗСС и избыточной энергии ГЗ СМК никеля.

Из спектров ДУАЛ определяли R- параметр, который не зависит от концентрации дефектов, а определяется только их типом. Было установлено, что имеется две области температур, которым соответствуют различные значения R – параметра: от комнатной до T=180°C и от T=180°C до T=360°C. Это свидетельствует о принципиально разной природе дефектов-ловушек позитронов в этих областях температур. Этот результат хорошо согласуется с изменением размеров ЗСС вплоть до температуры T=180°C и началом рекристаллизации в СМК никеле при T=240 °C наблюдавшихся в [1] с помощью СТМ.

Таким образом, результаты исследования аннигиляции позитронов в СМК никеле, показывают, что в процессе низкотемпературного отжига происходит перераспределение избыточного объема между кристаллитами и границами ЗСС СМК никеля, что позволяет рассматривать границы зерен и кристаллиты как две подсистемы деформируемого твердого тела.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 12-02-31854_мол_а.

1. Кузнецов П. В. , Петракова И. В. , Рахматулина Т. В. , Батулин А. А. , Корзников А. В. Применение сканирующей туннельной микроскопии для характеристики зеренно-субзеренной структуры СМК никеля после низкотемпературного отжига// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. - 2012 - Т. 78 - №. 4, С. 26-34.

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ КАК ПОКАЗАТЕЛЬ СТАДИИ ПРОЦЕССА ДЕФЕКТОБРАЗОВАНИЯ **Дамаскинская Е.Е., Кадомцев А.Г., Гиляров В.Л.**

Россия, Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Kat.Dama@mail.ioffe.ru

ENERGY DISTRIBUTION OF ACOUSTIC EMISSION SIGNALS AS INDICATOR OF STAGES OF THE DEFECT FORMATION PROCESS

Damaskinskaya E., Kadomtsev A., Hilarov V.

Russia, Ioffe Physical-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences

The energy distributions of acoustic emission (AE) signals have been analyzed on two scaling levels corresponding to deformation of granite samples and processes on a commercial mining enterprise. It is established that, in cases of localized fracture, the AE energy distribution has a commonly accepted shape described by a power law, while a dispersed fracture is characterized by an exponential energy distribution of the AE signals. Analysis of the functional form of the energy distribution performed at the early stage of loading allows one to recognize a spatial region in the sample where localization of the defect formation will subsequently take place.

В [1] Гутенберг и Рихтер установили, что распределение числа землетрясений по магнитуде (энергии) описывается степенной функцией. В дальнейшем распределения числа событий по энергии анализировались не только на больших масштабах разрушения - землетрясения, горные удары, но и в лабораторных экспериментах по деформированию образцов горных пород [4]. Во всех работах основное внимание уделялось изменению угла наклона графика [2-4]. Однако мы столкнулись с тем, что распределение сигналов акустической эмиссии по энергии не всегда удается аппроксимировать степенной функцией. В связи с этим была поставлена задача:

1. Выяснить условия, при которых распределение по энергии аппроксимируется степенной функцией.

2. Выяснить, существуют ли условия, при которых распределение имеет функциональный вид, отличный от степенного.

В работе приведены характерные для серии экспериментов результаты.

Проведен детальный анализ распределений АЭ-сигналов, зарегистрированных в различных пространственных областях образца и на разных этапах нагружения гранитных образцов. На рис.1а показано пространственное распределение координат гипоцентров АЭ-сигналов (по существу – распределение образующихся дефектов) на ранней стадии деформирования (~0.5-0.6 времени жизни образца). Видно, что дефекты образуются равномерно

по образцу. Распределения по энергии АЭ-сигналов, соответствующих данным дефектам, в различных пространственных областях образца, приведены на рис.1б,с. Установлено, что в большей части объема образца (рис.1а zone A,C) распределение описывается экспоненциальной функцией (рис.1б). Однако явно выделяется область (рис.1а zone B), в которой распределение аппроксимируется степенной функцией (рис.1с).

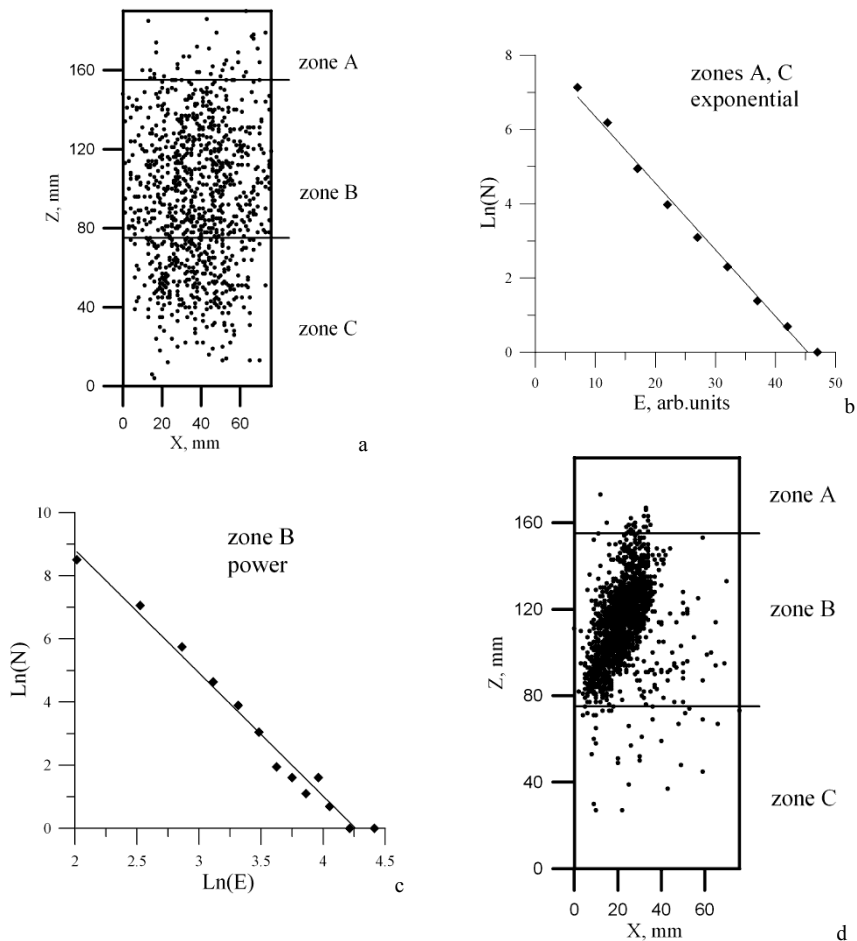


Рис.1. Пространственный и энергетический анализ разрушения гранитных образцов. Проекция координат гипоцентров источников АЭ : а - ранняя стадия деформирования (от начала нагружения до 0.6 долговечности образца); d – локализованное разрушение (от 0.9 долговечности вплоть до разрушения образца). Распределения числа N сигналов АЭ по энергии E (период времени от начала нагружения до 0.6 долговечности образца): b - zones A,C; c - zone B.

Если же построить распределение для сигналов из всего объема образца, то его не удастся удовлетворительно аппроксимировать ни степенной, ни экспоненциальной функцией. Это означает, что имеет место суперпозиция функций. Именно пространственное «сканирование» позволило найти области образца с явно выраженным различным видом энергетического распределения.

На завершающем этапе нагружения наблюдается локализация дефектообразования, и распределение по энергии АЭ-сигналов, имеет степенной вид. Пространственное распределение координат гипоцентров этих АЭ-сигналов (рис.1d) явно демонстрирует, что локализация дефектообразования происходит именно в той области образца (zone В), в которой еще на ранних этапах энергетическое распределение имело степенной вид.

На большом масштабе разрушения (действующее горное предприятие) также был проведен анализ изменения функционального вида распределения энергии АЭ-сигналов. Оказалось, что на начальных этапах разрушения распределение аппроксимируется экспоненциальной функцией. В этот период времени локализации дефектов не наблюдается. По мере накопления дефектов функциональный вид распределения изменился и стал степенным. При этом на пространственном распределении дефектов отчетливо видна локализация.

Анализ результатов лабораторных экспериментов и натурных измерений показал, что распределение АЭ-сигналов по энергии не всегда аппроксимируется степенной функцией. Выделяются три стадии (этапа) дефектообразования.

1. Первая стадия. Образование дефектов определяется структурой материала. На это указывает экспоненциальный вид энергетического распределения АЭ-сигналов, который означает, что *имеется характерная энергия*. (Принято считать [5], что имеется корреляция между размером дефекта и выделившейся при его образовании энергией.) Наблюдается хаотичное образование дефектов по всему объему, по существу - происходит разрушение слабых мест.

2. Вторая стадия. По мере роста напряжения и концентрации дефектов появляются пространственные области, в которых система переходит в состояние самоорганизованной критичности [6], на что указывает степенной вид энергетического распределения. Степенной закон распределения, говорит о скейлинговом поведении, т.е. об *отсутствии выделенных масштабов*. Проявляется дисперсия структурных элементов по размеру и прочности. Возможно образование дефектов любых размеров.

3. Третья стадия. Появляются «опасные» конфигурации дефектов. Такие конфигурации приводят к образованию дефектов, которые не определяются структурой материала и способны к саморазвитию. Далее преимущественное значение приобретают концентраторы, созданные конфигурациями этих дефектов. Опасные конфигурации и являются «зародышами» очага. Рост этих дефектов приводит к образованию магистральной трещины и разрушению образца.

Таким образом, показано, что функциональный вид распределения на ранних этапах нагружения позволяет выделить пространственную область образца, в которой в дальнейшем произойдет локализация дефектообразования, приводящая к макроразрушению.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 13-05-00152_а).

Литература

1. В. Gutenberg, C.F. Richter Seismicity of the Earth and Associated Phenomena, 2nd ed.. Princeton, N.J.: Princeton University Press, 1954. 284p.
2. A.V. Ponomarev, A.D. Zavyalov, V.B. Smirnov, D.A. Lockner // Tectonophysics. 1997. 277. P. 57-81.
3. D. Schorlemmer, S. Wiemer, M. Wyss // Journal of geophysical research. 2004. V. 109, B12307, doi:10.1029/2004JB003234. PP.17
4. Kei Katsumata // E-LETTER Earth Planets Space. 2006, 58, e49–e52
5. Куксенко В.С., Станчиц С.А., Томилин Н.Г. // Мех. композит. мат. 1983, № 3. С.536-543.
6. P. Bak, How Nature Works. NY, Springer -Verlag, 1986.

БЕЗОБРАЗЦОВЫЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ РАДИОЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Данилин В.В.¹, Агафонов Р.Ю.¹, Волков П.В.², Демидов А.Н.², Каримбеков М.А.²

¹ОАО «Российские космические системы», ²Россия, НИУ «МЭИ», Agafonov1989@gmail.com

NON-DESTRUCTIVE TESTING OF MECHANICAL PROPERTIES OF RADIOELECTRONIC EQUIPMENT MADE OF ALUMINUM ALLOYS

Danilin V.V., Agafonov R.Yu., Demidov A.N., Karimbekov M.A.

Supporting structures for products of radioelectronic equipment for space application made of aluminum alloys must provide stable quality assembly unit for strength, ductility in the next 10-15 years. Ensuring reliability and durability of these products are not possible without effective operational methods of control of mechanical properties in various stages of production, particularly in the incoming inspection of raw materials. For the definition and study of mechanical properties of materials has been established and demonstrated the possibility of non-destructive testing (NDT) based on the penetration of the indenter into the material. Usage of NDT allow to determine the mechanical properties not only prototypes alloys but also finished products in the final stages of production, significantly reduce the cost of materials and speed up the process of control.

Несущие конструкции для изделий радиоэлектронной аппаратуры (РЭА) космического назначения из алюминиевых сплавов должны обеспечивать стабильное качество сборочной единицы по прочности, пластичности в течение 10-15 лет. Обеспечение надежной и долговечной работы этой продукции невозможно без эффективных оперативных методов контроля механических свойств на различных этапах изготовления, в особенности при входном контроле исходных материалов. Для определения и исследования механических характеристик материалов была установлена и обоснована возможность применения безобразцового метода испытаний, основанного на внедрении индентора в материал. Использование безобразцового метода позволяет определить механические свойства не только опытных образцов сплавов, но и готовых изделий на конечных этапах производства, значительно сократить расходы материалов и ускорить процесс контроля.

В настоящее время в ОАО «Российские космические системы» контроль механических свойств при входном контроле материалов проводится с помощью испытаний на растяжение. Данный метод заключается в вырезании темплетов, изготовлении из них опытных образцов и дальнейшем растяжении до разрушения на дорогостоящем технологическом оборудовании. Главный недостаток данного способа контроля заключается в невозможности проверки механических свойств материала изделий на различных этапах их изготовления, а также дополнительных расходах материалов и трудозатратах.

Целью данной работы являлось обоснование возможности применения безобразцового метода испытаний, основанного на внедрении индентора в испытуемый материал, для контроля механических свойств опытного алюминиевого сплава, легированного редкоземельными металлами на различных этапах изготовления изделий РЭА, включая входной контроль.

Экспериментальные исследования проводились на образцах из перспективного сплава алюминия с редкоземельными металлами 01439А системы Al-Dy-La-Cr-Zr, изготовленного с применением гранульной технологии в ОАО «ВИЛС». При оценке прочности основного металла и сварного соединения изготавливались стандартный образец и образцы, сваренные встык (ГОСТ 1497-84). Испытания проводились при комнатной температуре на универсальной разрывной машине «Instron-5982» в НИУ «МЭИ». Образцы подвергались растяжению со скоростью 5 мм/мин под действием плавно возрастающей нагрузки до разрушения.

Для возможности использования безобразцового метода контроля для сплава 01439А был проведен ряд испытаний на опытных образцах, изготовленных в ОАО «Российские космические системы». Были проведены испытания на шлифе пластины толщиной 2 мм из сплава 01439А для определения необходимых параметров, зависимостей и коэффициентов. Испытания проводились на приборе МЭИ-Т7. После чего были сопоставлены экспериментальные данные, полученные при растяжении и индентировании. В ходе анализа экспериментальных данных были установлены связи между твердостью на пределе прочности $H_{В}$ с временным сопротивлением $\sigma_{В}$, и твердостью на пределе текучести $H_{В0,2}$ с пределом текучести $\sigma_{0,2}$.

Методика безобразцового контроля механических свойств вдавливанием индентора была обоснована путем сопоставления диаграмм растяжения и вдавливания исследуемого сплава 01439А с выявлением общих точек, характеризующих стадии упругопластического деформирования.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖИДКИХ РАСПЛАВОВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ

Демидов А.А., Кавицкий И.М., Гвоздев А.Е., Сергеев Н.Н.

Российская Федерация, ТГТУ им. Л.Н. Толстого, antondevidov@gmail.com

Technique to study the crystallization of liquid rassplavov metals and alloys under the influence of alternating magnetic fields.

В качестве исследуемого материала выбран сплав АК12. Сплав алюминия с кремнием образует эвтектику при содержания кремния 12,7% и имеет температуру неинвариантного превращения 577 °С, что позволяет без особых затруднений проводить эксперименты.

Эксперименты проводили с использованием двух генераторов. Первый - низковольтный до 10 в, что в случае успешных экспериментов позволяет создать простой и технологичный способ управления кристаллизацией. Второй генератор - высоковольтный, менее технологичный.

Проведение экспериментов по изучению воздействия переменных электромагнитных полей осуществляли на стендах, фотографии которых приведены на рисунках 1 и 2. На рисунке 1 показан стенд, состоящий из нестандартного низковольтного генератора (Г-1), частотных фильтров, стандартного частотомера и осциллографа. На рисунке 2 приведен второй вариант комплектации стенда, где низковольтный генератор (Г-1) заменен высоковольтным генератором (Г- 2). Печь для плавки алюминия, осциллограф, частотомер используются те же, что и в первом варианте.

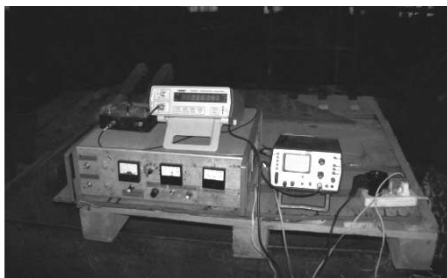


Рисунок 1 Стенд для обработки сплавов переменными электромагнитными полями от низковольтного генератора.



Рисунок 2 Стенд с генератором высоковольтным

Для плавки силумина в муфельной печи использовали корбчатый тигель. Изнутри тигель футеровали огнеупорной обмазкой из шамотной крошки. Крепителем служило жидкое стекло. Тигель сварен из листового стального проката и позволяет плавить до 2,5 кг силумина.

Для проведения металлографических исследований изготовили разъемные модели стандартных разрывных образцов с диаметром рабочей части 9 мм и длиной рабочей части 45 мм. Общая длина образца составляла 140 мм, а диаметр захватной части 14 мм. На рисунке 4 приведена фотография модели для отливки образцов.

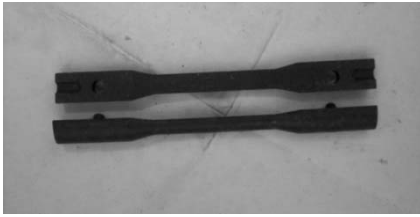


Рисунок 4 Разъёмная модель образца.



Рисунок 5 Формы в сборе

Для формовки образцов были также изготовлены стояки, питатели, шлаковики и разъёмные опоки для формовки двух образцов каждая. Имеющиеся оснастка и оборудование позволяли с одной плавки заливать 6 образцов с различными параметрами воздействия электромагнитного поля на каждый образец.

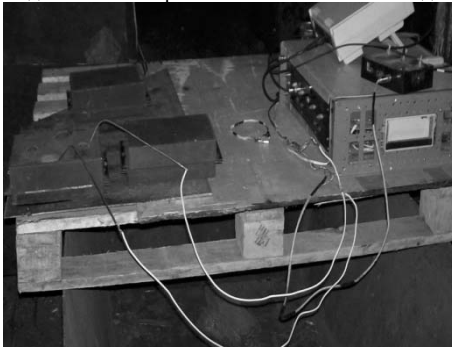


Рисунок 6 Залитые формы.

Полуформы набивали сырой песчано-глинистой смесью с последующей сушкой. При работе с низковольтным генератором подвод электромагнитного поля к образцам осуществляли двумя способами. По первому способу в верхнюю полуформу вставляли два электрода из алюминиевой проволоки. По второму способу подводящие провода вставляли в выпор и литниковый стояк. При работе с высоковольтным генератором один провод вставляли в литниковую систему, второй устанавливали над выпором с величиной зазора обеспечивающей стабильную искру в процессе кристаллизации. Формы в сборе

приведены на рисунке 2.5, залитые формы на рисунке 6.

Отлитые образцы маркировали с двух сторон и проводили металлографические исследования.

Металлографический анализ проводили на большом металло-графическом микроскопе НЕОФОТ – 21, переоборудованном для фотографирования микроструктур цифровой фотокамерой. Съёмку проводили при различных увеличениях и изучали как на мониторе компьютера, так и по микрофотографиям.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛЕЙ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТОДОМ МНОГОШАГОВОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Доброславский А.В.

Россия, Подольский институт (филиал) ФГБОУ ВПО "Московский государственный открытый университет имени В.С. Черномырдина", dsas@mail.ru

DETERMINATION OF THERMAL STRAIN FIELDS BY METHOD OF MULTI-STEP DIGITAL SPECKLE PATTERN INTERFEROMETRY

Dobroslavskiy A.V.

A new experimental method for determining the stress-strain state at a temperature loading.

Предложен новый экспериментальный метод определения напряженно-деформируемого состояния при температурном нагружении.

Метод многошаговой спекл-интерферометрии условно относится к неразрушающим объектам исследования экспериментальным методом определения деформаций и, соответственно, остаточных напряжений. Метод работает в зоне температурных упругих и пластических деформаций.

Суть метода состоит в последовательном получении интерферограмм методом спекл-интерферометрии и решении задач определения деформаций в процессе остывания объекта после температурной нагрузки, полученной как при изготовлении объекта, так и в процессе использования.

Действительно, наблюдение процесса остывания объекта содержит ценную информацию о характере возникающих напряжений и открывает возможность управления процессом остывания с целью уменьшения количества остаточных напряжений. Также немаловажным является то, что для определения остаточных напряжений в объект не требуется вносить каких-либо деформаций, каковыми являются, например, высверливание или проточка канавок. Иными словами, метод позволяет не нарушать сплошность объекта, а, напротив, использует в целях исследования технологические воздействия, получаемые объектом в процессе его изготовления.

Используемый в методе интерферометр имеет оптическую схему Лейта—Упатниекса (рис. 1.), описанную в работе [1]:

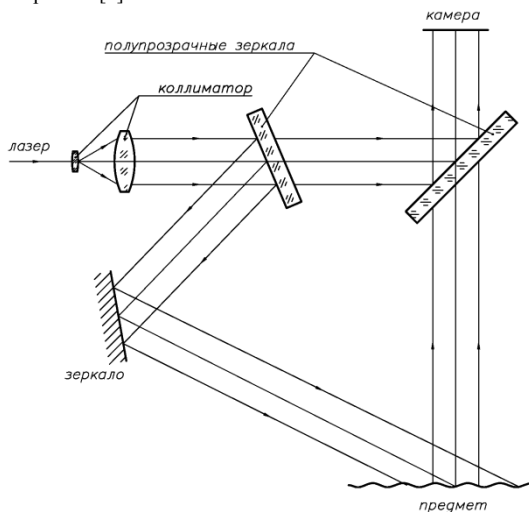


Рис. 1. Оптическая схема метода.

Подобная схема позволяет учитывать как нормальные, так и тангенциальные составляющие малых перемещений.

Рассмотрим принцип работы метода на основе тонкой пластины. Пусть тонкая пластина со сварным швом по центру помещается перед объективом специально разработанного интерферометра. В процессе остывания пластина будет подвержена микросмещениям по всем трем пространственным координатам. В каждый момент времени t_0, t_1, \dots, t_n наблюдаются интерферограмма I_0, I_1, \dots, I_n . Вычитая из I_1 интерферограмму I_0 , из I_2 интерферограмму I_1 и т.д., согласно работе [1], можно определить деформации, произошедшие с пластиной на каждом шаге исследования.

Для формирования поля деформаций каждая интерферограмма разбивается на прямоугольные области, образующие сетку, в каждой из ячеек которой определяются малые перемещения, согласно работе [2]:

$$\begin{aligned} W_x &= \sigma_{xx}^0 W_{x1}^0 + \sigma_{yy}^0 W_{x2}^0 \\ W_y &= \sigma_{xx}^0 W_{y1}^0 + \sigma_{yy}^0 W_{y2}^0 \end{aligned} \quad (1)$$

Отыскивая решения для (1) для каждой интерферограммы I_n , получаем

$$\begin{aligned}\sigma_{xx}^0 &= \sigma_{xx}^0(t) \\ \sigma_{yy}^0 &= \sigma_{yy}^0(t)\end{aligned}\quad (2)$$

На основе достаточного количества наблюдений находим приближенный вид закона изменения напряжений в форме, например, полиномов Лежандра (3).

$$\begin{aligned}\frac{\partial \sigma_{xx}^0}{\partial t} &= P_1(\sigma_{xx}^0, \sigma_{yy}^0) \\ \frac{\partial \sigma_{yy}^0}{\partial t} &= P_2(\sigma_{xx}^0, \sigma_{yy}^0)\end{aligned}\quad (3)$$

После решения обратной, вообще говоря, некорректной [5], задачи по восстановлению закона изменения напряжений на основе получаемых в процессе наблюдения значений можно построить фазовые портреты получившейся динамической системы и провести анализ системы.

На следующем этапе в динамическую систему вводится управление U , которое представляет собой дополнительный отвод тепла или, наоборот, уменьшение теплоотвода на счет теплоизоляции областей остывающего объекта. Таким образом, задача оптимального отжига решается методами оптимального управления.

Для введения управления в полученную динамическую систему необходимо решать задачу теплообмена в пластине. Пусть поле температур, возникающее в условиях свободного теплообмена с внешней средой по закону Ньютона. Рассмотрим ограниченную область D с границей C . Нестационарное тепловое поле в этой области удовлетворяет уравнению [3]:

$$\Delta T = \frac{1}{a^2} \frac{\partial T}{\partial t}$$

С граничными условиями:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial n} \right|_C = \frac{\alpha}{\lambda} (T_s - T)$$

И начальному условию:

$$T|_{t=0} = T_0$$

Управление процессом остывания вносит соответствующие изменения в граничные условия уравнения теплопроводности, решая которые можно подбирать оптимальное управление процессом отжига.

Добавление метода в технологический цикл создания деталей и конструкций, подвергающихся температурной обработке, например пайке или сварке, позволит выработать оптимальный режим отжига объектов для минимизации остаточных напряжений. Наблюдаемая область при этом порядка 10^5 мм^2 , область наблюдается с точностью ~ 100 точек на мм^2 (при наличии камеры 9MP).

Литература:

1. Доброславский А.В., Иванов С.Д., Миронова Л.И. Обоснование экспериментального метода спекл-интерферометрии для определения технологических остаточных напряжений – М.: Проблемы машиностроения и автоматизации. №2, 2012, с. 106-110
2. Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Антонов А.А., Иванов С.Д., Козинцев В.М. Технологические напряжения в сварных соединениях. – М.: МГОУ, 2004.
3. Прусов И.А. Термоупругие анизотропные пластинки. – Минск: издательство БГУ им. Ленина, 1978.
4. Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики – М.: Наука, 1977.
5. Самарский А.А., Вабишевич П.Н. Численные методы решения обратных задач математической физики. – М.: ЛКИ, 2009.

**ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ
МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ КОМПЬЮТЕРНОЙ ТОМОГРАФИИ НА
ОСНОВНЫХ ЭТАПАХ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОГО
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА**

Долгодворов А.В.¹, Докучаев А.Г.², Чекалкин А.А.³

¹*РФ, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

²*РФ, ОАО «Уральский научно-исследовательский институт композиционных материалов»,
Пермь*

³*РФ, ОАО «Композит», Королев, Sanya_dvor@mail.ru*

Carbon - carbon composite material is considered. Main technological operations of production: receiving plastic, carbonization, high-temperature processing, receiving carbon - carbon composite material.

Main objective of experiment this research of the main stages of formation of a microstructure of a composite. During experiment researches of structural properties of a material by a method of a x-ray computer tomography are conducted. The most characteristic projections of tomograms with designation of extent of defects – emptiness in a material, formations of interphase defects, segment cracks and areas of microstratifications are presented.

Композиционные материалы с углеродной матрицей, армированной углеродными волокнами появились как альтернативный вариант композиционным материалам с полимерной матрицей, обладающим низкой теплостойкостью. В этой связи перспективно выглядит углерод-углеродный материал (УУКМ) структуры 2D+1, где пространственное армирование образовано системой углеродных нитей утка и основы ткани (структура 2D) с последующей прошивкой пакета в перпендикулярном направлении (структура 2D+1) углеродной нитью.

Среди отличительных свойств этого материала стоит отметить возможность изготовления деталей сложной формы, часто без проведения дополнительной механической обработки.

Основные технологические переделы при изготовлении УУКМ включают следующие этапы: получение углепластика, карбонизация углепластика, высокотемпературная обработка карбонизованного углепластика, получение УУКМ.

Известно, что физические свойства конструкционных композитов во многом определяются их реальной структурой. Поэтому основной целью эксперимента было исследование основных этапов формирования микроструктуры композита.

В ходе эксперимента проведены исследования структурных свойств материала методом рентгеновской компьютерной томографии при получении углепластиковой заготовки и ее последующей термохимической обработки, включающей карбонизацию при 850 °C высокотемпературную обработку при 1850 °C газофазное гетерогенное осаждение пироуглерода вакуумно-изотермическим методом.

Представлены наиболее характерные проекции томограмм с обозначением протяженности дефектов – пустот в материале, образования межфазных дефектов, сегментных трещин и областей микрорасслоений.

В заключении проведено сравнение информативности результатов исследования структуры УУКМ на основных этапах изготовления методами микроструктурного анализа и рентгеновской компьютерной томографии

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ

Егоров А.В., Петрова О.О., Поляков В.В., Лепендин А.А.

Россия, Алтайский государственный университет, pvv@asu.ru

RESEARCH ON THERMAL EMISSION IN A PROCESS OF PLASTIC FLOW AND DESTRUCTION

Egorov A.V., Petrova O.O., Polyakov V.V., Lependin A.A

The experimental research on temperature changes on the surface of the peculiarities of temperature changes on the surface of the deformable material during strain hardening has revealed temperature features in a process destruction of plastic flow areas in the conditions of a static loading. The obtained data can be used to define deformation behavior of materials.

В современной технике все большая роль отводится диагностике пластической деформации и разрушения материалов и конструкций. В композиционных материалах, отличающихся резко неоднородным строением, одновременно действуют различные механизмы пластической деформации и разрушения, что существенно усложняет интерпретацию получаемых при диагностике данных. В связи с этим существенно возрастает значение новых методов диагностики, обеспечивающих прогнозирование изменений структуры на различных этапах деформирования.

В процессах пластической деформации и разрушения релаксация упругих напряжений вызывает локальное выделение тепла. Это явление обусловлено теми же эффектами локальной перестройки структуры, которые вызывают акустическую или электромагнитную эмиссии, и может рассматриваться как тепловая эмиссия. Современные приборы позволяют достаточно надежно фиксировать относительно небольшие локальные изменения температуры поверхности. В настоящей работе проведено исследование таких изменений температуры при статическом растяжении образцов, изготовленных из стали Ст10. Выбор материала обусловлен его широким использованием и высокой изученностью деформационного поведения. При измерениях использовался измерительно-вычислительный комплекс, включавший в себя установку механических испытаний и измерительный тепловизор. Распределение температуры по плоской поверхности рабочей части образцов (длиной 80 мм и сечением 15x3 мм) измерялось с точностью до 50 мК с выделением локальных областей размером до 1 мм и представлялось в виде в виде термограмм. Одновременно с измерением температуры определялись параметры кривой деформационного упрочнения.

Как показали измерения, на упругой стадии деформационного упрочнения температура поверхности практически не изменялась. При достижении участка текучести температура в области крепления и в центральной части образца повышалась примерно на 0,5°C. Очевидно, что это повышение обусловлено процессами пластической деформации, при этом представленные данные позволяют наглядно визуализировать области зарождения этих процессов. На стадии значительной пластической деформации наблюдался быстрый рост температуры в центральной части образца. Стадии предразрушения отвечало повышение температуры в зоне «шейки» и области предстоящего разрыва, достигавшее 2°C. Распределение температур на термограммах отчетливо показывало локализацию и размер областей интенсивной пластической деформации и предразрушения.

Таким образом, определение локальных изменений температуры поверхности позволяет выявить специфические особенности и эволюцию процессов пластической деформации и разрушения в условиях механического нагружения. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности измерений параметров тепловой эмиссии при разработке новых методов диагностики деформационного поведения материалов.

ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СПЛАВА ЦМ-2А ПО ДАННЫМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЫ НАДРЕЗА

Ермишкин В.А., Севостьянов М.А., Минина Н.А.

Россия, ИМЕТ РАН, minina@imet.ac.ru

EVALUATION OF CRACKING RESISTANCE OF THE CM-2A ALLOY ACCORDING TO THE PHOTOMETRIC ANALYSIS OF THE PLASTIC ZONE CUT

Ermishkin V.A., Sevostyanov M.A., Minina N.A.

In this paper, the development of cracks was studied on samples of sheet alloy CM-2A, differing modes of rolling. The process of development of the crack since the load was recorded on video, and on the staff analysis of footage was conducted by a photometric analysis of the structural images (FASI). As a result of these experiments was able to study the kinetics of damage to the alloy cracks in the plastic zone, the kinetics of crack geometry of the plastic zone at different levels of effective stress and the development of the fragmentation of the structure at the crack tip.

В настоящее время доминирующее положение в оценке возможности хрупкого разрушения конструкционных материалов заняли подходы механики разрушения [1, 2]. В рамках этого направления методами механики проанализированы предельные условия равновесия образцов исследуемых материалов с трещиной-надрезом определенных размеров и геометрии. Критическим событием в развитии разрушения при этом считается момент срагивание трещины-надреза в процессе нагружения образца. По данным испытаний образца исследуемого материала с трещиной-надрезом определяется коэффициент интенсивности напряжения, через который выражаются компоненты напряженного состояния в непосредственной близости от вершины трещины. В зависимости от характера приложения нагрузки к образцу с трещиной различают следующие моды разрушения: отрыв, продольный и поперечный сдвиг. Следует отметить, что механика разрушения не дает исчерпывающего анализа условий разрушения материалов, поскольку в ней не рассматриваются условия зарождения трещин и их подрастание до размеров, когда нарушается равновесие образца с трещиной и она начинает распространяться с высокими скоростями. Методы механики разрушения не дают возможности анализировать микромеханизмы разрушения материалов [3]. Условия перехода трещины к нестабильному росту фиксируются методами акустической эмиссии, либо с помощью датчиков, отслеживающих раскрытие трещины. В настоящей работе развитие трещины изучалось на образцах из тонколистового сплава ЦМ-2А, отличающихся режимами прокатки. Процесс развития трещины с момента нагружения фиксировался на видеокамеру, а по кадровый анализ отснятого материала проводился методом фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) [4]. Исследование было выполнено на образцах с внецентренным растяжением с трещиной-надрезом для развития разрушения по моде отрыва. Процесс нагружения не доводился до полного разрушения образцов. В результате проведенных экспериментов удалось изучить кинетику повреждаемости исследуемого сплава в пластической зоне трещины, кинетику развития трещины, геометрию пластической зоны при разных уровнях действующих напряжений и развитии фрагментации структуры у вершины трещины. В виду того, что размеры образцов из тонколистового материала не удовлетворяют требованиям стандарта для определения K_{Ic} , определенные значения K_I характеризуют развитие разрушения в условиях плоского напряженного состояния.

Список литературы

1. Нотт Д.Ф. Основы механики разрушения. М.:Металлургия, 1975. 256 с.
2. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука, 1974. 311 с.
3. Новиков И.И., Ермишкин В.А. Микромеханизмы разрушения металлов. М.:Наука. 1991, 362 с.
4. Ермишкин В.А., Мурат Д.П., Подбельский В.В. Информационные технологии фотометрического анализа усталостной повреждаемости материалов. Информационные технологии» 2007. №11, С. 65-70.

НОВАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Котречко С.А., Полушкин Ю.А., Грищенко В.Н., Мамедов С.А.

Украина, Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАНУ, Walduk@bigmir.net

New technique for estimation of strength of structural steels is developed. It enables to reject the experiment in helium vapour. This is due to circular stress raisers on standard cylindrical specimens tested under the uniaxial tension.

На сегодняшний день одной из важнейших служебных характеристик конструкционных металлов является их прочность в хрупком состоянии (хрупкая прочность), поскольку хрупкое разрушение является катастрофическим по своей кинетике. В работах [1,2] показано, что в качестве меры хрупкой прочности целесообразно использовать величину минимального напряжения хрупкого разрушения металла R_{MC} в интервале температур вязко-хрупкого перехода (рис.1) [2].

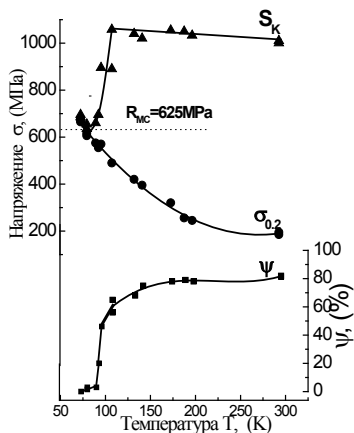


Рис.1 Основные механические характеристики $\alpha - Fe$

подавляющего большинства конструкционных сталей этот интервал находится при более низких температурах, что приводит к значительному удорожанию эксперимента.

Цель работы заключается в разработке методики определения уровня хрупкой прочности при температурах не ниже 77 °K.

Для повышения температуры вязко-хрупкого перехода на гладкие образцы для одноосного растяжения наносили кольцевой концентратор, радиус концентратора подбирали таким образом, что бы минимизировать превышение локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения в вершине концентратора над уровнем хрупкой прочности R_{MC} (локальный масштабный эффект (ЛМЭ))[3]. В работе [4] проведен анализ влияния концентраторов разной остроты на ЛМЭ, основываясь на этих данных авторами настоящей работы было предложено использовать кольцевой концентратор радиусом 2мм (рис.2).

Важной особенностью R_{MC} является то, что она однозначно определяется микроструктурными параметрами металла. В зависимости от структурного состояния стали такими структурными элементами являются: ферритное или перлитное зерно, бейнитный пакет, цементитная пластина или карбидная частица, кроме того, на сегодняшний день практически для всех структурных состояний, которые можно реализовать на конструкционных сталях, установлены количественные соотношения между уровнем R_{MC} и указанными структурными элементами [2].

Основной недостаток экспериментального определения минимального уровня хрупкой прочности R_{MC} путем испытаний на одноосное растяжение стандартных гладких цилиндрических образцов, является тот факт что, в отличие от $\alpha - Fe$, температура вязко-хрупкого перехода которого лежит в области кипения жидкого азота (77 °K), для

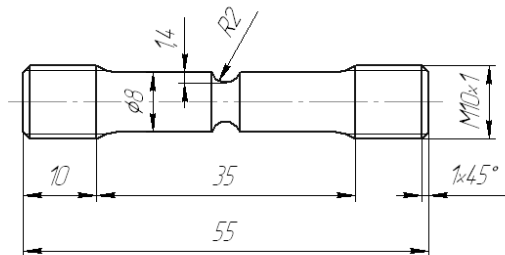


Рис. 2 Цилиндрический образец с кольцевым надрезом радиусом 2мм.

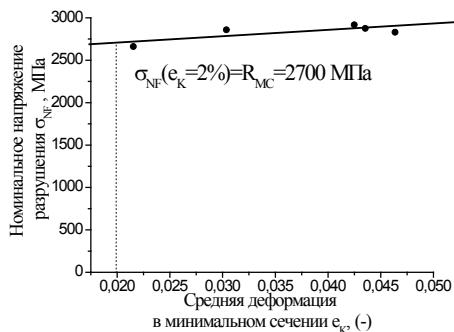


Рис.3 Экстраполяция экспериментальных данных номинального напряжения разрушения σ_{NF} на величину 2% остаточной деформации e_F . Сталь 30ХГСА

Суть новой методики заключается в проведении испытаний на одноосное растяжение образцов с концентраторами (рис.2) при температуре кипения жидкого азота (77^0K), в ходе эксперимента фиксируется напряжение разрушения указанного образца $\sigma_{NF} = 4P_K / \pi d_K^2$, а также вычисляется деформация в момент разрушения $e_K = \ln(1 - \psi_K)$, где $\psi_K = 1 - (d_K/d_0)^2$. При этом, уровень хрупкой прочности равен величине номинального (среднего) σ_{NF} напряжения разрушения надрезанного образца при значении средней остаточной деформации равной $e_K = 2\%$ (рис.3).

В целом, разработанная методика позволяет определять уровень хрупкой прочности конструкционных сталей на мелкомасштабных образцах не используя дорогостоящие испытания в парах гелия.

Литература:

1. Ю.Я. Мешков Г.А. Пахаренко, *Структура металла и хрупкость стальных изделий* (Киев: Наукова думка: 1985).
2. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, *Предельная прочность* (Киев: Наукова думка: 2008).
3. С.А. Котречко, С.А. Мамедов, *Металлофизика и новейшие технологии*, 33, №5: 687-705 (2011).
4. С.А. Котречко, *Металлофизика*, 14, №5: 37-41 (1992)

СРАВНЕНИЕ МЕТОДОВ ИЗМЕРЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НА ПРИМЕРЕ ИССЛЕДОВАНИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ТОНКИХ ПЛЁНОК

Кравчук К.С., Усеинов А.С.

Россия, Технологический институт сверхтвёрдых и новых углеродных материалов,
kkrav@yandex.ru

A COMPARISON OF DIFFERENT METHODS FOR FRACTURE TOUGHNESS ESTIMATION USING THIN DLC FILMS

Kravchuk K.S., Useinov A.S.

Abstract

Thin DLC coating produce with filtered pulsed arc discharge (FPAD) was study. Fracture toughness was defined by nanoindentation, scratch and wear tests. Compare of different methods for fracture toughness estimation was carry out. The influence of the load value and shape of indenter on cracking was examined.

Алмазоподобные углеродные покрытия (АПП) с высоким содержанием sp^3 связанного углерода обладают рядом уникальных свойств, такие как: высокая твёрдость, износостойкость, низкий коэффициент трения, коррозионная стойкость и т.д. Одним из важных параметров покрытия, связанного с его эксплуатационными свойствами является сопротивление хрупкому разрушению. Разработано множество способов характеристики разрушения и трещиностойкости покрытия. В частности, в качестве меры сопротивления хрупкому разрушению используют критический коэффициент интенсивности напряжения K_{IC} . («вязкость разрушения» (ВР) — fracture toughness) [1].

Одним из распространённых способов изучения хрупкости является разрушение материала при вдавливании твёрдого наконечника (сферического или пирамидального), которое может вызвать появление трещин нескольких разновидностей. Определение трещиностойкости таким способом отличается простотой, оперативностью и не требует специально подготовленных образцов. Существует свыше 30 формул, связывающих K_{IC} с величиной нагрузки и длиной образовавшихся трещин c [2, 3]. Активно в последнее время развиваются методы определения K_{IC} для тонких покрытий [4, 5, 6].

Цель данной работы — проведение измерения K_{IC} тремя испытательными процедурами: индентирование, царапание (склерометрия) и износ трением. Используются пирамидальные (Беркович и угол куба) и сферические алмазные инденторы. Форма и шероховатость инденторов контролируется методами зондовой микроскопии.

В работе проводилось исследование DLC покрытия толщиной 180 нм, полученного методом фильтрованного пульсирующего дугового разряда (filtered pulsed arc discharge FPAD) [7].

Работа проведена с использованием сканирующего твердомера Наноскан-3D [8, 9]. Это многофункциональный прибор, имеющий возможность измерения механических свойств методами индентирования, склерометрии; проводить испытания на износ, а также позволяя получать изображение рельефа поверхности в режиме сканирующий зондовой микроскопии.

Испытания вдавливанием в широком диапазоне нагрузок приводит к достижению различного типа разрушения покрытия (Рис. 1 а). Так, при вдавливании индентора на небольшую глубину, образуются радиальные трещины вдоль ребер индентора.

Формула определения K_{IC} при образовании радиальных трещин [10]:

$$K_{IC} = \alpha \cdot \left(\frac{c}{a} - 1 \right)^{-1/2} \cdot \left(\frac{E}{H} \right)^{2/3} \cdot \frac{P}{c^{3/2}},$$

где c — длина трещины; a — полуширина отпечатка; E — модуль упругости; H — твёрдость; α — коэффициент, зависящий от формы индентора.

При увеличении нагрузки происходит отслоение покрытия от подложки и образование канальных трещин, приводящих к разрушению подложки с отрывом отслоившейся части [4,6]. Для данного случая K_{IC} вычисляется таким образом:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{U_f}{2\pi C_R t'} \cdot \frac{E}{1-\nu^2}},$$

где U_f — энергия высвобожденная при отслоении плёнки, C_R — радиус отслоившейся области, t^* — толщина покрытия, E — модуль упругости, ν — коэффициент Пуассона.

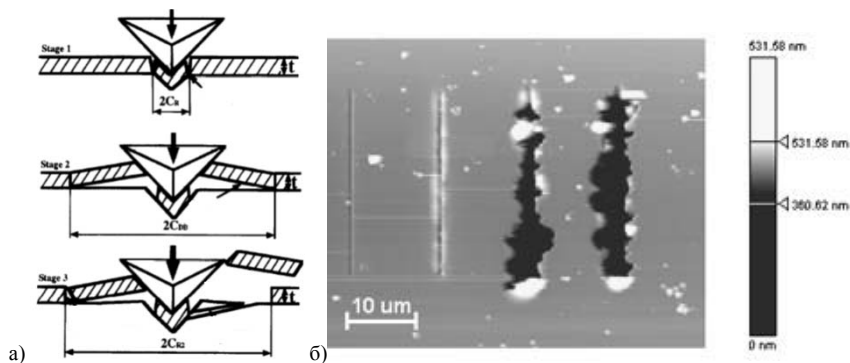


Рис. 1 а) Схема разрушения покрытия при различной силе нагружения [6], б) СЗМ-изображение серии царапин, нагрузка — 10, 15, 20, 25 мН

Провести исследование порога образования трещин можно методами царапания [11,12] (рис. 1 б). Для медианных трещин порог образования соответствует:

$$s = \left(\frac{K_C}{H} \right)^2 \cdot \pi^3 \cdot \tan^2 \beta,$$

где s — ширина царапины, H — твердость, β — половинный угол при вершине индентора.

Связь износостойкости материала с параметром K_C , описана в [13], и представляет из себя следующую зависимость:

$$V \sim \left(\frac{1}{K_C^{3/4} \cdot H^{1/2}} \right)^2 \cdot \pi^3 \cdot \tan^2 \beta,$$

где V — объём материала, подвергнутого износу; H — твердость; n — количество циклов износа; P — нагрузка; d — длина трека износа.

Комплексный подход позволяет провести сравнение измерительных методик по характеру разрушения покрытия и точности определения ВР. Выбор наиболее точного метода измерения ВР позволит оперативно контролировать параметры износостойкости получаемых покрытий.

Литература:

1. Ю. И. Головин Наноиндентирование и его возможности: М.: Машиностроение, 2009 г.
2. F. Petit, A.C. Sartieaux, M. Gonon, F. Camber // *Acta Materialia* 55, P. 2765-2774, 2007.
3. M. Sacai, R.C. Bradt // *International Materials Reviews*, Vol. 38, № 2, P. 53-78, 1993.
4. M.D. Michel, L.V. Mühlen, C.A. Achete, C.M. Lepienski // *Thin Solid Film* 496, P. 481-488, 2006.
5. J.M. Jungk, B.L. Boyce, T.E. Buchheit et al. // *Acta Materialia* 54, P. 4043-4052, 2006.
6. Li Xiaodong, D. Dongfeng, B. Bhushan // *Acta Materialia* Vol 45, № 11, P. 4453-4461, 1997.
7. Antilla, A., Tiainen, V. M., Kiuru, M. et al. // *Surface Engineering* 19, P. 425-428, 2003.
8. Useinov A.S., Useinov S.S., // *Philosophical Magazine*, Vol. 92, № 25-27, P. 3188-3198, 2012.
9. Useinov A., Gogolinskiy K. and Reshetov V. // *International Journal of Materials Research*, Vol. 2009, № 7, P. 968-972, 2009.
10. M.T. Lauger // *Journal of materials science letters*, 6, P. 355-356, 1987.
11. А.И. Сошников, Н.А. Львова, К.В. Гоголинский, В.Ф. Кулибаба. // *Нанотехника*, №1, с.64-67, 2006.
12. Williams J.A. // *Tribology International* Vol 29, No. 8, P. 675-694, 1996.
13. M. N. Gargos, R.G. Hardisty // *Tribology Transactions* Vol 36, No 4, P. 652-660, 1993.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИКИ ПРОЦЕССА ДЕСТРУКЦИИ ВЫСОКОВЯЗКОЙ НЕФТИ ПРИ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ

Кусаинов К., Байкенов М.И., Нусупбеков Б.Р., Сатыбалдин А.Ж.

Казахстан, Карагандинский государственный университет им. Е.А. Букетова, г. Караганда,
kappas090108@mail.ru, sayram@mail.ru

RESEARCH OF THERMODYNAMICS OF PROCESS OF DESTRUCTION OF HIGH-VISCOSITY OIL AT ELECTROHYDROPULSE TO PROCESSING

Kusaiynov K. Baykenov M. I. Nusupbekov B. R., Satybaldin A.Zh.

At the last years interest to energetically influence on material for the reason change their characteristic remains stabiles high. With calculation of the individual particularities material and with using influence choices of the it is possible to change structure in necessary direction without observable external energy expenses. As such influence, for controlling structure of material used electrohydroimpulse influences on oil. Here with effects of increase of regulate nuclear structure reaches easy.

Технология электрогидравлической обработки тяжелой нефти (ЭГИ). При электрическом разряде между двух электродов в жидкой среде происходит формирование канала сквозной проводимости с последующим его расширением до схлопывающейся низкотемпературной плазменной каверны, образующей ударную волну и волны сжатия. Время действия ударной волны не превышает $0,3 \times 10^{-6}$ сек. Распространяясь в прискважинной зоне, она разрушает кольматирующие образования. Основными параметрами электрогидравлической обработки, определяющими ее эффективность, являются давление ударной волны и число генерируемых импульсов вдоль интервала перфорации [1].

Изучение термодинамики процессов переработки высоковязкой нефти месторождения Каражанбас осложняется взаимозависимостью самых разнообразных факторов, в том числе различиями составов и свойств используемого исходного сырья.

Для определения термодинамических функции органической массы тяжелой нефти месторождения Каражанбас был использован аддитивный метод. Аддитивный метод был разработан профессором А.М. Гольмалиевым [2]. Для расчета температурной зависимости термодинамических функций органической части ВВН произвольной структуры определяется выбор параметров в зависимости от гибридных состояний углеродных атомов и число атомов водорода связанных с ним химической связью.

Предлагается произвольная структура углеводородов, имеющая различный набор параметров гибридных состояний углеродных атомов и различных атомов водорода, которые связаны химической связью. Для расчета термодинамических функций органической массы тяжелой нефти месторождения Каражанбас и термодинамических функций (ΔC_p , ΔH , ΔS , ΔG , ΔF^{**}) гидрогенизата полученных после обработки электрогидроимпульсом, были использованы данные элементного состава тяжелой нефти и полученных продуктов после обработки электрогидроимпульсным разрядами..

Гетероатомы рассматриваются при этом в составе функциональных групп. Согласно аддитивному методу термодинамическую функцию Φ_M молекулы М можно представить в виде суммы:

$$\Phi_M = \sum_{\mu} f_{\mu} \quad (1)$$

где f_{μ} - величина свойства Φ , приходящаяся на μ -й тип структурной группы.

Перечень атомных групп, примененных для расчета термодинамических функций углеводородов и других органических молекул, приведен в работе [4]. Для каждой группы атомов значения величин $C_p(T)$, ΔH_{298} и ΔS_{298} определены из соответствующих данных для модельных молекул.

Величины термодинамической функции (ΔC_p , ΔH , ΔS , ΔG , ΔF^{**}) органической массы тяжелой нефти месторождения Каражанбас до и после обработки электрогидроимпульсом, приведенные в таблицах 1 - 2, показали, что при увеличении продолжительности обработки от 2 до 10 минут электрогидроимпульсным воздействием наблюдается увеличение теплоемкости C_p от 6396,579 Дж/моль*К до 7309,395 Дж/моль*К. Для исследования высоковязкой нефти и

гидрогенизата с помощью электрогидроимпульса, величины теплоемкости, энтропии энергии Гиббса ΔG , носят экстремальный характер, а термодинамический потенциал $\Delta\Phi^{**}$ увеличивается в интервале температур. Значение энтропии в интервале температур от 300 К до 1000 К увеличивается, что позволяет нам сделать вывод о значительном воздействии ЭГЭ обработки в сторону повышения выхода легкой и средней фракции, обработанной с помощью ЭГЭ.

Таблица 1 – Термодинамическая функция (энтропии) органической массы тяжелой нефти месторождения Каражанбас (исходная нефть и гидрогенизаты, полученные после обработки ВВН с помощью ЭГЭ)

Т, К	ΔS Дж/Моль*К					
	Исходная	Проба 1	проба 2	проба 3	проба 4	проба 5
298	13945,28	16615,45	13354,84	13582,55	13081,09	19131,71
300	13988,19	16657,8	13398,83	13628,38	13125,71	19211936
400	16078,3	18712,68	15542,13	15867,65	302,82	21595041
500	18063,41	20652,83	17577,79	18002,24	17374,99	23844492
600	19946,49	22485,7	19508,41	20030,72	19342,56	25967233
700	21729,12	24215,24	21335,37	21952,36	21205,7	27966970
800	23412,24	25843,83	23059,49	23766,7	22964,51	29845922
900	24996,48	27372,99	24681,31	25473,45	4619,0	31605508
1000	26482,24	28803,77	26201,18	27072,41	26169,4	33246709

Таблица 2 – Уравнения температурной зависимости теплоемкостей ВВН месторождения Каражанбас

Номера проб	Коэффициент уравнения $C_p^0 = \alpha + b * cT^2$ Дж/(моль * К)			ΔT , К
	α	$\beta * 10$	$c * 10$	
Исходный нефть ВВН	2,99469E+0,1	5,72565E+00 * T	2,31870E-0,3 * T ²	298 -1000
Проба №1	7,49978E+0,1	5,9140E+00 * T	2,26054E-0,3 * T ²	298 -1000
Проба № 4	2,60998E+0,1	5,89966E+00 * T	2,4064E-0,3 * T ²	298 -1000
Проба №10	-1,42336E+0,1	6,306+6E+00 * T	2,59632E-0,3 * T ²	298 -1000
Проба №12	3,33336E+0,6	6,06994E+00 * T	2,48894E-0,3 * T ²	298 -1000
Проба № 24	6,99800E+0,1	6,44988E+00 * T	2,74071E-0,3 * T ²	298 -1000

Рассчитанные по аддитивному методу термодинамические функции (C_p , ΔH , ΔG , $\Delta\Phi^{**}$) позволяют нам заключить, что продолжительность ЭГЭ воздействия не должна превышать 6 – 8 минут. Повышение температуры обработки с помощью ЭГЭ тяжелой нефти приводит к ослаблению межмолекулярных взаимодействий. При изменении энтальпии ВВН и при уменьшении вязкости нефти увеличивается выход фракций до 300°C. Величина энтальпии складывается из теплот фазовых переходов и суммы интегралов от теплоемкости. Энтальпия ΔH – это как мера степени межмолекулярных взаимодействий в высоковязкой нефти

Из литературных источников известно, что возможно удаление гетероатомов без гидрирования ароматических колец. Величины ΔG в этом случае не зависят от числа характера функциональных групп и реакция удаления гетероатомов протекает при температуре $T < 500$ К, а увеличение температуры приводит к ряду $OH > NH_2 > SH$.

Таким образом, на основе аддитивного метода, предложенного профессором Гюльмалиевым, нами рассчитаны термодинамические функции органической массы ВВН

месторождения Каражанбас и гидрогенизатов в зависимости от температуры и продолжительности времени воздействия с помощью ЭГЭ.

Использованные литературы

1 Надиров Н.К. Высоковязкие нефти и природные битумы. В 5 т. Т. 2. Добыча. Подготовка. Транспортировка. – Алматы: Ғылым, 2001.- С. 344.

2 Agadjan M., Gyulmaliev A.M., Valentina P., Irina I., Romantsova, and Andrei A., Krichko. Calculation of thermodynamic function temperature dependences of coal organic compounds and hydro treatment of coal liquids// Fuel. – 1992-Vol. 71//.-P. 1329- 1333

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССА ДЕСТРУКЦИИ ОРГАНИЧЕСКОЙ МАССЫ ТЯЖЕЛОЙ НЕФТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНЫМИ РАЗРЯДАМИ

Кусаынов К., Байкенов М.И., Нусупбеков Б.Р., Сатыбалдин А.Ж.

*Казахстан, Карагандинский государственный университет им. Е.А. Букетова,
kappas090108@mail.ru*

At the last years interest to energetically influence on material for the reason change their characteristic remains stables high. With calculation of the individual particularities material and with using influence choices of the it is possible to change structure in necessary direction without observable external energy expenses. As such influence, for controlling structure of material used electrohydroimpulse influences on oil. Here with effects of increase of regulate nuclear structure reaches easy.

В настоящее время в мире наблюдается истощение активно разрабатываемых месторождений обычной нефти. При этом во многих странах убыль старых месторождений не компенсируется приростом новых. Параллельно с этим в мире увеличиваются объёмы разработки трудноизвлекаемых запасов, таких как тяжёлая нефть и природный битум. В некоторых странах (Канада) объём добычи тяжёлой нефти уже превысил объёмы добычи лёгкой нефти и нефти средней плотности.

Одним из видов комплексного экстремального воздействия является эффект электрогидравлического разряда, который сочетает в себе одновременное воздействие на вещество сильного механического сжатия, мощного ультразвука, жесткого рентгеновского, УФ - и ИК - излучения. Образующиеся в процессе разряда электромагнитные поля также оказывают сильное влияние как на сам разряд, так и на ионные процессы, протекающие в окружающей его жидкости. Под их воздействием происходят разнообразные физические изменения и химические реакции в обрабатываемом материале [1].

Выявление кинетических закономерностей имеет существенное значение при разработке научных основ процесса и вопросов его направленного осуществления.

Результаты экспериментов, полученные при малом времени контакта, заметно отличаются от данных, полученных ранее, при длительных опытах. Характер изменения концентрации переасфальтенов позволяет считать, что образование этого компонента имеет порядок выше первого.

В работе [2] предложен обзор кинетических моделей гидрогенизации тяжелых нефтей к нефтяным остаткам:-

ТНО → легкая нефть → газовые продукты с последующим превращением
Кокс ← асфальтены → масла → крекинг-продукты

Приведенные кинетические модели в обзоре показывают всю сложность протекающих процессов (реакции конденсации, поликонденсации, крекинга).

Исследования кинетических закономерностей деструктивной гидрогенизации высоковязкой нефти имеет существенное значение при разработке научных основ термолитиза ВВН с помощью ЭГЭ и ее осуществления.

Анализ данных по кинетике каталитического термолитиза высоковязкой нефти месторождения Каражанбас с помощью направленного электрогидравлического удара. Учитывая литературные данные [21, 22] по кинетике гидрогенизации тяжелых нефтяных остатков и

полученные результатов, предложена следующая схема кинетики каталитической гидрогенизации ВВН, которая представлена на рисунке 1.

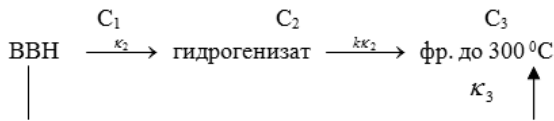


Рисунок 1- Кинетическая схема каталитической гидрогенизации высоковязкой Каражанбасской нефти

Скорость изменения каталитической обработки высоковязкой нефти с помощью ЭГЭ можно представить системой дифференциальных уравнений, решение которой позволяет рассчитать значение наблюдаемых констант скоростей $K_i \cdot (k_1 - k_3)$

$$\begin{aligned} \frac{d[c_1]}{d\tau} &= -(k_1 + k_3) \cdot c_1, \\ \frac{d[c_2]}{d\tau} &= k_1 c_1 - k_2 c_2, \\ \frac{d[c_3]}{d\tau} &= k_2 c_2 + k_3 c_1, \end{aligned} \quad (1)$$

где $[C_i]$ – массовая доля продуктов в момент времени τ ,

$[C_1]$ – доля высоковязкой нефти,

$[C_2]$ – доля гидрогенизата,

$[C_3]$ – доля выхода фракций до 300 °С,

k_1 – константа скорости реакции превращения в гидрогенизат, мин⁻¹,

k_2 – константа скорости реакции превращения гидрогенизата во фракцию до 300 °С, мин⁻¹,

k_3 – константа скорости реакции превращения ВВН во фракцию до 300 °С, мин⁻¹

где $[C_i] = 1$,

k_i – суммарная константа скорости мин⁻¹.

Расчет системы уравнений (1) проводили на РСIBM – Pentium с использованием специальной программы «Поиск». Разработанная программа позволяет рассчитывать кинетические зависимости при заданных начальных условиях и проводить автоматизированный подбор методом градиента оптимальных значений констант скоростей $k_1 - k_3$. Оптимизация констант скоростей осуществлялась из условия минимума квадратов отклонении между экспериментальными и расчетными значениями массовых долей продуктов гидрогенизации высоковязкой нефти месторождения Каражанбас.

Расчетные константы скоростей термолита высоковязкой нефти, представлены в таблице 1.

Таблица 1 - Константы скорости термолита ВВН

Константа скорости мин ⁻¹	Стадия процесса
$k_1 = 0.52411$	высоковязкая нефть → гидрогенизат
$k_2 = 0.08132$	гидрогенизат → фр. до 300°С
$k_3 = 0.23585$	высоковязкая нефть → фр. до 300°С

В результате расчета системы дифференциального уравнения (1) получено удовлетворительное соответствие между экспериментальными данными и расчетными значениями, представленными на рисунке 2.

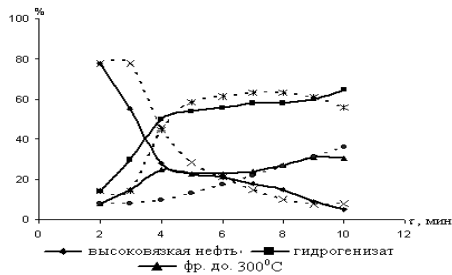


Рисунок 2 - Кинетические кривые термоллиза высоковязкой нефти

Анализ кинетических кривых (рисунок 2) показывает, что с увеличением продолжительности увеличивается выход легкой и средней фракций. Рассчитанные константы скорости в таблице 1 показывают, что можно судить о вкладе каждой константы k_i скорости на выход легкой и средней фракций. На основе приведенных данных величин констант скоростей в таблице 1 основными стадиями термоллиза ВВН с помощью ЭГЭ является стадия превращения ВВН в гидрогенизат. Наиболее вероятной стадией, лимитирующей скорость процесса термоллиза ВВН с помощью ЭГЭ, является стадия превращения гидрогенизата во фракцию до 300 °С.

Использованные литературы

- 1 Юткин Л. А. Электрогидравлический эффект и некоторые возможности его применения. Л.: Л ДНТП, 1959. - С.16.
- 2 Гагарин С.Г., Кричко А.А. Кинетические аспекты гидрогенизации угля и продуктов ожигения // Химия твердого топлива. - 1994. - №6. - С. 95-104.

ПРОЯВЛЕНИЕ САМОПОДОБИЯ В ПРОЦЕССЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ ПОРИСТОГО МЕТАЛЛА

Лепендин А.А., Поляков В.В., Егоров А.В.

Россия, Алтайский государственный университет, andrey.lependin@gmail.com

SELF-SIMILARITY IN ACOUSTIC EMISSION OF POROUS MATERIALS UNDER PLASTIC LOADING AND FRACTURE

Lependin A.A., Polyakov V.V., Egorov A.V.

Self-similarity of plastic deformation and fracture leads to self-similarity of acoustic emission signal. Using porous materials as an example, in this paper the scalings of statistical characteristics of AE, such as distributions of amplitudes and intervals between successive pulses, were calculated. Significant difference of these parameters for different mechanisms of acoustic emission was showed.

Явление акустической эмиссии (АЭ) широко применяется при диагностике и изучении физико-механического поведения конструкционных материалов. В случае структурно-неоднородных материалов, когда внутренняя структура является достаточно сложной, в поток актов АЭ одновременно вносят вклады несколько механизмов, связанных с формированием различных видов дефектов и перестройкой структуры на многих масштабных уровнях. Это приводит к наличию самоподобия как самих процессов пластического деформирования и разрушения, так и их внешнего проявления в виде АЭ-сигнала. Стандартные параметры АЭ процесса, такие как скорость счёта, интенсивности АЭ, энергии импульсов не учитывают данный фактор и не позволяют эффективно выделить вклады отдельных многомасштабных механизмов в общий поток актов АЭ. В работах авторов ранее были предложены новые параметры АЭ сигнала, обеспечивающие более надежное разделение АЭ сигналов по виду источников и механизмов. К таким параметрам относятся скейлинги амплитудных спектров и распределений временных интервалов между соседними импульсами.

В настоящей работе с помощью введенных параметров проведено исследование физических особенностей акустической эмиссии в материалах с резко неоднородным строением. В качестве модельного материала с предельной неоднородностью было выбрано пористое железо. Пористость образцов лежала в интервале $P=5...25\%$. Нагружение проводилось по схеме статического нагружения вплоть до разрушения.

Для пористых металлических материалов характерно наличие двух механизмов релаксации упругих напряжений, порождающих акустическую эмиссию: пластической деформации компактных участков и формирования микротрещин за счет пор как основных концентраторов напряжений. Изменение пористости приводило к перераспределению относительных вкладов этих механизмов. В образцах с низкой пористостью превалировало пластическое течение, в то время как в высокопористых образцах большую роль играло разрушение материала за счет роста микротрещин. Каждый механизм должен характеризоваться своими параметрами скейлинга.

Было показано, что поток актов АЭ, соответствующий пластическому течению компактных участков пористого материала характеризуется преимущественно низкими значениями амплитуд. Показатель скейлинга амплитудных распределений на всем интервале пористостей невысок и близок к таковому для пуассоновского процесса с независимо работающими источниками акустической эмиссии. Для интервалов между соседними импульсами был также характерен показатель присущий низкорелативированному процессу с короткой памятью, если говорить о потоке актов в терминах самоподобных сигналов. Разрушение, напротив, характеризовалось сигналом АЭ с высокими степенями скейлинга в рассматриваемых распределениях. Это говорило о том, что АЭ сигнал порождался крупными и сильно коррелированными источниками, представленными активными зонами вблизи областей раскрытия микротрещин. Фактически можно говорить о сигнале всех микротрещин как единой системы. Интересной особенностью был большой разброс величин показателей скейлинга для рассматриваемых образцов, которые, однако, находились в другом интервале значений, не пересекающимся с аналогичными параметрами для пластического течения.

При проведении исследований и диагностики композиционного материала с резко неоднородным строением экспериментально установленные параметры скейлинга позволяют выделить доминирующие механизмы и источники акустического излучения.

ЛАЗЕРНЫЙ МЕТОД ВЫЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Мордасов В.И., Сазонникова Н.А.

*Российская Федерация, Самарский государственный аэрокосмический университет,
nasazonnikova@yandex.ru*

LASER METHOD OF METAL CONSTRUCTION DEFECTS DETECTING

Mordasov V.I., Sazonnikova N.A.

Development and creation of new materials, metal constructions and methods of their processing cause the problem of efficiency of quality control and assessment of their durability. For the decision of similar problems are widely used laser measuring system. The length of the crack increases with growth of the number of loading cycles. The crack growth rate is most often increases with the growth of the length of the crack. The mathematical model describing the formation of the spatial-temporal characteristics of the reflected laser signal in areas with defects of the surface layer of them depending on the kind of metal surface damage was constructed. It is exposed, that the main characteristic of the defect is a parameter, which is numerically equal to the number of reflections of the laser radiation in crack. A periodic dependence of the reflected signal in the center of the crack from the corner of the crack opening and the number of reflections was founded.

Разработка и создание новых материалов, металлических конструкций и методов их обработки ставит проблему оперативности контроля качества и прогнозирования их работоспособности. Для решения подобных задач широкое применение находят лазерные измерительные системы. Известные диагностические системы позволяют определять

характеристики материалов и проводить дефектоскопию поверхности и внутреннего слоя инструмента. Однако традиционные измерительные системы могут быть неработоспособными при выявлении дефектов в сложных условиях эксплуатации в реальном масштабе времени, а также для исследования динамики развития трещин, прогноза их возникновения и измерения параметров технологических процессов при изготовлении металлических конструкций. Для составления прогноза работоспособности металлических конструкций важно не только обнаруживать возникшие разрушения, но и предсказывать их появления.

При разработке диагностических систем к индикатору разрушения предъявляются следующие требования: - разрушение металлической поверхности желательно прогнозировать до его наступления; разрыв во времени между сигналом о возможном появлении микро- или макро трещины и их реальным возникновением должен быть возможно большим; сенсорные системы, определяющие факт возникновения или роста трещины, должны быть высокочувствительными и сенсбилизированы к процессам разрушения; - диагностирование растущей трещины должно быть исчерпывающим и включать в себя основные скалярные и векторные параметры движения.

Вероятность выявления дефектов определяется как конструкцией и параметрами оптической системы и излучателя, так и характером самих дефектов. Предложено характеризовать кинетику процесса роста трещины в зависимости от существующего в данный момент мгновенного уровня интенсивности напряжений. Скорость роста трещины чаще всего возрастает при увеличении длины трещины. Длина трещины увеличивается с ускорением, укорачивая тем самым долговечность детали. Важным следствием этого факта является то, что большая часть циклов нагружения, составляющих полную долговечность металлических конструкций, приходится на начальные стадии распространения трещины, её медленного роста до критических размеров, когда длина трещины невелика, возможно, вообще не выявляется. Другой переменной, контролирующей скорость распространения трещины, является величина уровня напряжений.

Разработана математическая модель, описывающая формирование пространственно-временных характеристик отраженного лазерного сигнала на участках с дефектами поверхностного слоя них в зависимости от вида повреждений поверхности. Введены безразмерные параметры процесса измерений при выявлении поверхностных повреждений, позволяющие установить энергетическое соответствие зондирующих сигналов лазерного излучения геометрическим параметрам поверхностных дефектов и однозначно установить характер повреждений элементов конструкций.

Выявлено, что основной характеристикой дефекта является параметр, который численно равен числу переотражений лазерного излучения n [1]. Выявлена периодическая зависимость величины отраженного сигнала в центре трещины от угла раскрытия трещины и числа переотражений. Доказана необходимость сканирования поверхности при двух различных углах падения излучения, при этом величины n_1 и n_2 однозначно определяют геометрию повреждения металлической поверхности. На рисунке 1 показано изменение относительной величины сигнала W/W_0 от безразмерной координаты x/B_1 для различных значений угла раскрытия трещины, приращения угла раскрытия трещины $\Delta\theta$ и соотношения ширины трещины и диаметра пятна излучения S/B_1 и числа переотражений n .

Место разрушения элементов конструкций определяется в процессе измерений следующими характерными параметрами: средним значением интенсивности отраженного сигнала, определяемым параметрами шероховатости поверхности; монотонным увеличением или убыванием относительной величины отраженного сигнала при наличии искривления поверхности; участки с абразивным износом или окалиной характеризуются плавным снижением, а затем увеличением величины относительного сигнала (в отличие от искривленной поверхности, такие участки характеризуются увеличением разброса величины относительного сигнала); для заборин характерно резкое снижение, а затем и повышение относительной величины интенсивности отраженного излучения и увеличение угла наклона кривой зависимости относительного сигнала от координаты при сканировании по поверхности (на участке повреждения наблюдается увеличение разброса относительной величины сигнала по сравнению с бездефектной поверхностью); трещины в поверхностном слое вызывают наиболее резкое снижение величины отраженного сигнала с максимальным углом наклона кривой. [1,2].

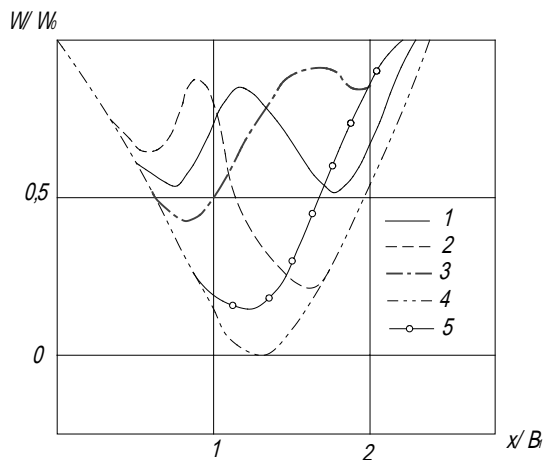


Рисунок 1 - Изменение относительной величины сигнала W/W_0 для $\alpha = 30^\circ$ и различных значений угла раскрытия трещины: 1 - $\gamma = 30^\circ$, $n = 2$, $S/B_1 = 1,15$, 2 - $\Delta\gamma = 3^\circ$, $n = 1,8$, $S/B_1 = 1,3$, 3 - $\Delta\gamma = -3^\circ$, $n = 2,2$, $S/B_1 = 1,019$, 4 - $n \rightarrow \infty$, $B_1/H_1 = 1$, $S/B_1 = 1,019$.

Процесс выявления дефектов зондирующим лазерным пучком включает в себя следующие стадии: определение исходных данных (характеристик материала и детали, вида обработки, условий эксплуатации, определение возможных видов дефектов и повреждений, выбор параметров оптической системы и траектории сканирования), определение оптических характеристик поверхности изделия (определение тепловых характеристик для выявления внутренних дефектов), преобразование полученных оптических (или тепловых) характеристик в требуемые физические и механические характеристики поверхностной и внутренней структуры и составление прогноза работоспособности изделия.

Таким образом, определение зависимости величины отраженного сигнала от координаты при сканировании лазерного излучения по металлической поверхности позволяет не только выявить наличие повреждений на металлической поверхности, но и определить вид повреждения и форму трещины.

Литература

1. Мордасов В.И. Выявление поверхностных повреждений покрытий оптическим методом [Текст]/В.И. мордасов, Н.А. Сазонникова// Перспективные материалы, М.:2000, N 3, с.95-99.
2. Сазонникова, Н.А., Исследование переотражения излучения в элементах поверхности [Текст]/Н.А. Сазонникова // Компьютерная оптика, М.: МЦНТИ, 2002, выпуск 22, С.23-28.

НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ВЫЯВЛЕННЫЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ

Никитина Н.Е., Мотова Е.А.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем машиностроения Российской академии наук,
E-mail: wvs-dynamo@mail.ru, motik-1@mail.ru*

SOME REGULARITIES OF INFLUENCE OF CYCLIC LOADING ON ENGINEERING MATERIALS, REVEALING BY ULTRASONIC METHOD Nikitina N.Ye., Motova E.A.

Ultrasonic nondestructive method of studying of cyclic loading influence on structure and strength of steel and duralumin samples is proposed. The value of acoustical anisotropy of material was used as an informative parameter of testing. The high efficiency of shear waves using for investigation of process of fracture of engineering materials under variable loading is demonstrated.

Контроль и диагностика технического состояния конструкционных материалов, заготовок, изделий, деталей и своевременное принятие профилактических мер по обеспечению их работоспособности является одним из главных условий безопасности их производства и эксплуатации. Для оценки технического состояния конструкционных материалов при их изготовлении и использовании в промышленном производстве, все большее распространение получают ультразвуковые методы неразрушающего контроля [1]. В настоящее время применение этих методов не ограничивается использованием ультразвуковой дефектоскопии, то есть явления отражения и преломления упругих волн на границе раздела двух сред. Скорость распространения и затухание ультразвука являются важнейшими информативными характеристиками акустических методов контроля и диагностики, позволяющих выявить ухудшение технического состояния материала еще до возникновения макротрещин.

Наиболее часто в практике используется эхо-импульсный метод. Это наиболее распространенный способ контроля изделий различного назначения (около 90% объектов, контролируемых акустическими методами, проверяют эхо-методом [2]). Аппаратура, реализующая эхо-метод и описанная в работе [3], применена нами для изучения действия циклического нагружения на конструкционные материалы, на примере стали 38ХНЗМА и сплава Д16.

Большой информативностью при ультразвуковом исследовании конструкционных материалов обладают сдвиговые упругие волны. В частности, при возникновении напряжений или пластической деформации вдоль данного направления скорости сдвиговых волн, поляризованных вдоль и поперек этого направления, будут меняться по-разному. Параметром, характеризующим это различие, является параметр акустической анизотропии материала, который можно определить экспериментально по результатам измерения времени распространения импульсов сдвиговых волн:

$$a = \frac{V_1 - V_2}{V_{cp}} = \frac{t_2 - t_1}{t_{cp}}, \quad (1)$$

где V_1 и V_2 - скорости сдвиговых волн, t_1 и t_2 - задержки в материале импульсов сдвиговых волн, поляризованных вдоль и поперек направления нагружения и распространяющихся по нормали к поверхности материала.

Основным видом разрушения при переменном нагружении (в том числе при вибрации) является усталость. При этом металлы и сплавы не разрушаются идеально хрупко, то есть без предшествующей пластической деформации [4]. На рис. 1 представлены результаты исследования влияния пластической деформации \mathcal{E} от 0 до 1,2 % образца из стали 38ХНЗМА на величину акустической анизотропии материала. Параметр акустической анизотропии измерен нами в 5 точках стального образца по 3 раза. Наблюдается увеличение параметра акустической анизотропии при пластической деформации образца.

Затем было исследовано влияние малоциклового усталости на акустическое поведение второго стального образца. На рис. 2 приведена зависимость параметра акустической

анизотропии материала образца при симметричном цикле нагружения, $N = 1000, 2000, 3000$ циклов с амплитудой деформации $\varepsilon_a = 0,5\%$.

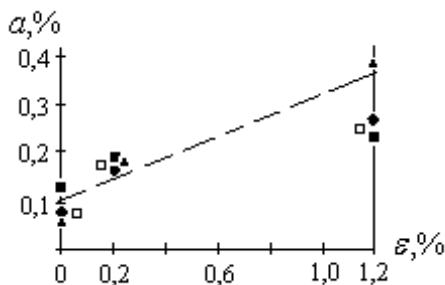


Рис. 1. Влияние статического нагружения на величину параметра акустической анизотропии материала

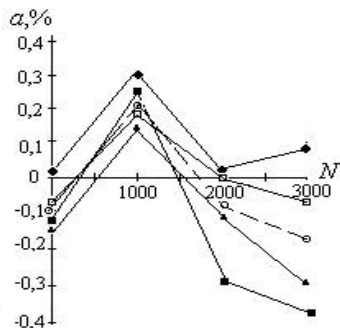


Рис. 2. Зависимость параметра акустической анизотропии от числа циклов нагружения стального образца

Немонотонность зависимости информативного акустического параметра от степени усталости конструкционного материала можно объяснить наличием двух конкурирующих физических механизмов, влияющих на величину акустической анизотропии, а именно: а) увеличение степени пластической деформации – рост величины анизотропии; б) зарождение микротрещин (микродефектов), расположенных перпендикулярно линии нагружения и уменьшающих скорость волн, поляризованных вдоль линии нагружения. Наши экспериментальные исследования показали, что первый из указанных факторов наиболее важен на начальном этапе нагружения, а второй – на конечном его этапе.

Исследовано также влияние циклического нагружения на два дюралюминиевых образца. Они подвергались гармоническому нагружению до разрушения одного образца при $N = 190000$ циклов, а другого при 210000 циклов. После $N = 30000, 60000, 90000$ циклов проведены акустические измерения. Закономерности изменения параметра акустической анизотропии, выявленные при нагружении стальных образцов, сохраняются и для сплава Д16.

Показана принципиальная возможность использования эхо-метода неразрушающего контроля, с применением сдвиговых волн для исследования процесса усталости стали и дюралюминия при циклическом нагружении. Судя по результатам проведенных экспериментов, есть возможность акустической диагностики эхо-методом как момента начала интенсивного трещинообразования (по началу уменьшения измеряемого параметра), так и момента начала интенсивного разрушения (возникновения макротрещин) (по прекращению уменьшения измеряемого параметра).

1. Ботаки А.А., Ульянов В.Л., Шарко А.В. Ультразвуковой контроль прочностных свойств конструкционных материалов. -М.: Машиностроение, 1983. 80 с.
2. Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник / Под ред. В.В. Клюева.-М.: Машиностроение, 2003. 656 с.
3. Моничев С.А., Никитина Н.Е. Ультразвуковой эхо-метод исследования упругих свойств твердых тел. Препринт № 24-04-03/Нф ИМАШ РАН, Н. Новгород, 2004. 22 с.
4. Трошенко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. - Киев: Наукова думка, 1981. 344 с.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ЦИРКОНИЕВЫХ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ

Никулин С.А.¹, Рогачев С.О.¹, Рожнов А.Б.¹, Мальгин А.Г.², Абрамов Н.Н.¹, Хаткевич В.М.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

²ОАО «ВНИИИИМ им. академика А.А. Бочвара», г. Москва, Россия

nikulin@misis.ru, csaap@mail.ru

Mechanisms and kinetics of fracture in thin-walled tube specimens of E110 zirconium alloy when loaded by compression after high temperature oxidation have been studied by the joint analysis of the acoustic emission, stress-strain curves, structure and fractography.

В условиях аварий с потерей теплоносителя (аварии типа LOCA) циркониевые оболочки ТВЭЛ разогреваются до температур 900-1200 °С и интенсивно окисляются в паре. Залив активной зоны реактора водой приводит к быстрому охлаждению окисленных оболочек ТВЭЛ. При этом в результате происходящих структурно-фазовых превращений, перераспределения химических элементов, поглощения кислорода и других процессов оболочки существенно охрупчиваются, что затрудняет выгрузку ТВЭЛ из активной зоны реактора и их транспортировку.

В настоящее время во всем мире для оценки «остаточной» пластичности (т.е. относительной деформации до образования сквозной трещины) окисленных в условиях LOCA оболочек ТВЭЛ применяются испытания на сжатие кольцевых образцов. Величину «остаточной» пластичности обычно определяют в момент резкого падения нагрузки на диаграмме сжатия. При этом не ясно, каким образом происходит накопление повреждений в образцах при сжатии до образования сквозной трещины, как изменяется кинетика накопления повреждений в разных по степени охрупчивания материалах.

В данной работе совместным анализом акустической эмиссии (АЭ), диаграмм деформации, структуры и изломов изучены механизмы и кинетика разрушения тонкостенных трубчатых образцов из циркониевого сплава Э110 при нагружении сжатием после высокотемпературного окисления.

Сжатие образцов проводили на универсальной испытательной машине INSTRON 5569 при скорости нагружения 0,1 мм/мин с записью диаграмм деформации и одновременной регистрацией пиковых сигналов АЭ.

Регистрация сигналов АЭ осуществлялась пьезодатчиком R50I PAC со встроенным предусилителем. Датчик крепился к нижней стороне металлической пластины, на которой был установлен образец. Сигналы от датчика поступали в аналого-цифровой преобразователь PXI 1042 NI через усилитель 2/4/6 PAC с коэффициентом усиления $K_y = 10$. Приемно-усилительная аппаратура аналогового тракта обрабатывала входные сигналы АЭ в частотном диапазоне 100-1200 кГц и динамическом диапазоне пиковых амплитуд АЭ до 5 В. Оцифрованные сигналы передавались в персональный компьютер. Приведенный к входу уровень собственных электронных шумов аппаратуры в рабочей полосе частот составил $U_{ш} \sim 30$ мВ. Пиковые амплитуды сигналов АЭ (V_p) измеряли в вольтах, причем пороговый уровень сигналов составил $U_{п} = 100$ мВ.

Обработку сигналов АЭ при сжатии и анализ АЭ-диаграмм проводили с помощью специально разработанной в среде графического программирования LabVIEW компьютерной информационно-измерительной системы, позволяющей осуществлять визуальный контроль сигнала АЭ во время испытаний, а также проводить обработку полученных массивов данных после окончания измерений. АЭ регистрировалась в течение всего времени испытания на сжатие с параллельной записью диаграммы деформации. Диаграммы деформации и АЭ совмещали по меткам времени.

Совместный анализ диаграмм деформации, АЭ, структуры и изломов позволил установить последовательность накопления повреждений в окисленных оболочках.

УЛУЧШЕНИЕ МЕТРОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ПРИМЕСЕЙ В ВОЛЬФРАМЕ И ЕГО СОЕДИНЕНИЯХ МЕТОДОМ АЭС С ИСП

Паунов А.К., Казенас Е.К., Волченкова В.А., Кряжков И.И., Смирнова В.Б., Фомина А.А.
Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук, Москва, Ленинский пр., 49
paunov_ak@mail.ru

IMPROVEMENT OF METROLOGICAL CHARACTERISTICS AT DETERMINATION THE IMPURITIES IN TUNGSTEN AND ITS COMPOUNDS BY THE METHOD ICP-OES

Paunov A.K., Kazenas E.K., Volchenkova V.A., Kryazhkov I. I., Smirnova V.B., Fomina A.A.

The use of the method orthorecursive expansions allowed to create a math program to account for the effect of many matrixes, and as a consequence, to improve metrological characteristics at determination the elements near the limits of their detection by method atomic-emission spectrometry with inductively coupled plasma.

Разработаны методики определения примесей в порошках вольфрама и его соединениях с применением метода атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС с ИСП) [1]. Для устранения влияния вольфрама на аналитические сигналы определяемых элементов использовали метод интерактивного согласования матрицы [2]. Но эта методика помогает только в том случае, когда все матричные помехи обуславливаются изменяющейся концентрацией одного макрокомпонента. При определении элементов вблизи пределов обнаружения на их аналитические сигналы начинают влиять и другие элементы-примеси. На фоне сложных матриц особенно затруднено определение элементов вблизи пределов их обнаружения. Это обусловлено и временным дрейфом фона, и сложной формой фона в области аналитической линии, и слабой интенсивностью сигналов. Увеличение времени интегрирования снижает пределы обнаружения, но не решает проблему влияния матричного эффекта. Это в первую очередь искривление градуировочных графиков вследствие заметного уменьшения аналитических сигналов ряда элементов вблизи пределов их обнаружения и, следовательно, ухудшение метрологических характеристик определения элементов. В литературе встречается много работ по изучению калибровочных функций для анализа больших концентраций и практически нет работ, посвященных уменьшению погрешностей определения малых концентраций.

Для решения данных проблем при нахождении значений функции концентрации в зависимости от интенсивности излучения предлагается использование метода орторекурсивных разложений (ОРР). Данный метод позволяет решать классическую задачу анализа, а именно разлагать фиксированный элемент Гильбертова пространства по базису этого пространства или другой системе элементов, в линейной оболочке которой лежит раскладываемый элемент. Для ортогонального базиса решение поставленной задачи связано с рядами Фурье, исследование которых было начато в работах Бернулли, Эйлера, Фурье и является актуальным в настоящее время. Однако методология рядов Фурье в случае неортогональной системы оказывается неприменимой. Один из подходов к решению этой задачи основан на орторекурсивных разложениях, которые были предложены Т.П.Лукашенко [3]. Данные разложения являются естественным обобщением рядов Фурье и обладают рядом свойств ортогональных разложений. Для орторекурсивных разложений так же как и для рядов Фурье остаются верны неравенство Бесселя и равенство Парсеваля. Одним из преимуществ данных разложений является отсутствие необходимости ортогонализации системы перед разложением по ней, что иногда невозможно сделать с нужной точностью.

Довольно часто орторекурсивные разложения выгодно рассматривать по переполненным системам для избежания ошибок в вычислениях. В качестве примера такой системы можно рассмотреть систему Фабера-Шаудера со сдвигами. В случае, если раскладываемая функция непрерывна, присутствует сходимости в метрике непрерывных функций. Орторекурсивное разложение по данной системе выдерживает любое конечное число ошибок, допущенных при вычислении коэффициентов. Системы, обладающие таким свойством, также выдерживают бесконечные количества относительных и абсолютных ошибок из некоторых классов, что позволяет улучшить точность вычислений и, зачастую, повысить скорость при обработке данных.

Использование метода ОРР позволило создать математическую программу для учёта влияния многих матриц, и как следствие, улучшить метрологические характеристики определения элементов вблизи пределов их обнаружения методом АЭС с ИСП. Относительное стандартное отклонение (S_r) уменьшилось с 0,15 до 0,08 при определении примесей на уровне $1 \cdot 10^{-3}\%$. Это позволило проводить анализ образцов различных соединений вольфрама и определять в них примеси (Al, Ca, Co, Cr, Cu, Fe, K, Mg, Mn, Mo, Na, Ni, Pb, Sn, Ti, V, Zn), начиная от $1 \cdot 10^{-4}\%$, с хорошими метрологическими характеристиками без предварительного отделения матрицы. Относительное стандартное отклонение (S_r) не превышало 0,16.

Литература

1. Ю.В. Цветков, В.И. Баранов, Е.К. Казенас, В.А. Волченкова, А.В.Самохин, Н.В. Алексеев. Ю.В. Благовещенский, П.А. Герцен, И.И. Кряжков, Н.Ф. Коровкина. Исследование распределения нанопорошков карбида вольфрама в органах животных с применением метода атомно-эмиссионной спектроскопии с индукционной плазмой. Перспективные материалы 2008, №4, с.52-57.
2. Атомно-эмиссионный анализ с индукционной плазмой. Итоги науки и техники. Сер. Аналитическая химия. Т. 2 М.: ВИНТИ, 1990. С.92.
3. Т.П. Лукашенко. Об орторекursивных разложениях по системе Фабера-Шаудера. Тезисы докладов 10-й Саратовской зимней школы. Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 2000, с. 168.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ТРИП – СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рощупкин В.В., Кораблева С.А., Ашмарин А.А.

ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, 119991, Россия

E- mail: fatig@mail.ru

KINETICS OF PHASE TRANSFORMATIONS IN TRIP-STEEL OBTAINED BY ACOUSTIC EMISSION METHOD

Penkin A.G., Terentjev V.F., Roshchupkin V.V., Korablava S.A., Aschmarin A.A.

The mechanical properties of high alloy TRIP-steel in the austenitic state were measured. The formation of deformation-induced martensite in the steel under static tension was investigated by methods of acoustic emission and X-ray analysis.

В качестве материала исследования использовалась горячекатаная пластина (подкат) из трип – стали толщиной 2 мм следующего состава: 0,20С; 0,65Si; 0,94Mn; 5,75Ni; 14,5Cr; 2,91Mo; 0,009S; 0,023Ti; 0,012Al; 0,126N₂; ≤0,009P; 0,008S; вес. %. В исходном состоянии (горячий подкат) структура трип - стали была практически чисто аустенитной. Средний размер аустенитного зерна после закалки составлял ~ 70 мкм. Использовались плоские образцы с размером рабочей части 20x7 мм для статического растяжения со скоростью $v = 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на малощумящей испытательной машине Instron 3382 с одновременной регистрацией акустико-эмиссионных характеристик посредством АЭ системы СДС1008 [1-3]. Были получены следующие механические свойства: $\sigma_b = 775 \text{ МПа}$; $\sigma_{0,2} = 307 \text{ МПа}$; $\delta = 53\%$. На кривой статического растяжения практически на всем участке деформационного упрочнения наблюдается зубчатость, появление которой на кривых растяжения в метастабильных аустенитных сталях связывают с процессом образования мартенсита деформации [4].

Первый максимум интенсивности АЭ регистрируется на стадии микротекучести (ниже предела текучести), а второй в районе предела текучести, при этом частотный спектр сигналов АЭ носит широкополосный характер. Первый максимум интенсивности АЭ обычно объясняется коллективным движением и размножением дислокаций в области границ зерен и преимущественно в поверхностных слоях металла, а также выходом их на поверхность (рис.1, а). На стадии деформационного упрочнения интенсивность АЭ (количество событий в сек.) изменяется мало, а суммарное количество событий плавно возрастает вплоть до разрушения (рис.1, а).

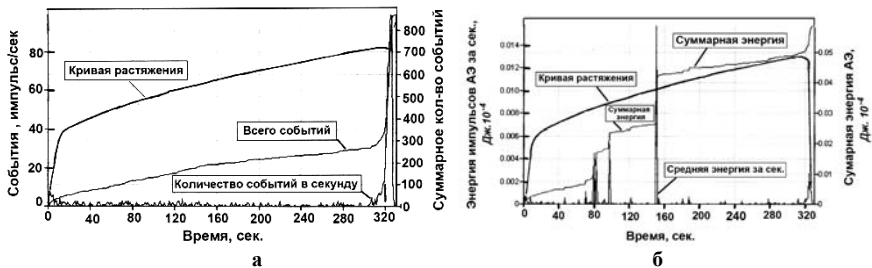


Рис.1. Изменение интенсивности и суммарного числа сигналов АЭ (а), а также энергетических параметров (суммарной энергии и средней энергии АЭ) (б) в процессе деформации и разрушения образца из трип – стали.

Наиболее интересно проследить изменение энергетических параметров АЭ на различных стадиях кривой статического растяжения трип - стали. До какой – то *пороговой* степени пластической деформации ~ 12 – 15% (время деформирования ~ 80 сек) суммарная энергия импульсов АЭ все время, начиная со стадии микротекучести, увеличивалась постепенно (до уровня $0,008 \cdot 10^{-4}$ Дж), а затем резко возросла до $0,024 \cdot 10^{-4}$ Дж (рис.1, б). При этой же деформации средняя энергия за секунду также имеет резкие максимумы.

Второе резкое повышение суммарной энергии импульсов АЭ и средней энергии за сек. на образцах из трип – стали АЭ наблюдается при деформации ~ 25% (время деформирования ~ 150 сек) и затем происходит незначительное повышение уровня суммарной энергии импульсов АЭ вплоть до начала образования шейки (рис. 1, б).

В работе [5], проведенной на метастабильных аустенитных сталях на основе Fe – Cr – Mn, показано, что зависимость количества мартенсита деформации (α' - фаза) от величины пластической деформации соответствует схеме на рис. 2. На этой схеме показаны три участка: I – начало образования мартенсита деформации; II – наиболее интенсивное мартенситное превращение; III – завершение мартенситного превращения. Было показано, что значительная интенсивность мартенситного превращения начинается только после деформации прокаткой 20 – 30%. В работе [4] с использованием магнитного индукционного метода также было показано, что в нестабильной аустенитной стали AISI 304 (X5CrNi1810) вплоть до степени деформации при статическом растяжении 20% наблюдалось лишь незначительное образования мартенсита деформации (рис. 2, б).

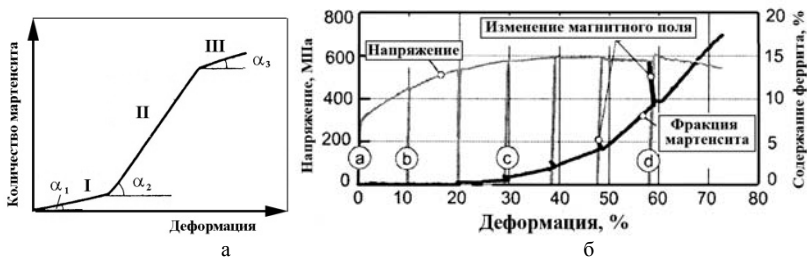


Рис. 2. Схема развития мартенситного превращения при нагружении в нестабильных хромомарганцевых сталях [5] (а) и изменение содержания феррита при разных степенях пластической деформации в стали AISI 304[4] (б), где а-д – интервалы пластической деформации, при которых производилась разгрузка образца и замер магнитного поля.

Эксперименты на статическое растяжение с использованием АЭ на образцах из трип-стали показали, что фазовое превращение с образованием мартенсита деформации соответствует схеме, приведенной на рис. 2, а: стадия II, в нашем случае, начинается со степени деформации 12 – 15%, а стадии III – с деформации ~ 25%. Рентгенофазовый анализ образцов из трип – стали на

вертикальном рентгеновском дифрактометре «SIMADZU» XRD-6000 в монохроматизированном Си-излучении показал, что мартенсит деформации начинает образовываться при статической деформации растяжением ~ 12% (~ 5% α' - фазы). Таким образом, суммарная энергия АЭ может быть эффективной характеристикой для оценки интенсивности протекания мартенситного превращения в метастабильных аустенитных сталях при пластической деформации.

Литература

1. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Бакиров М.Б. Оценка степени повреждаемости конструкционных сталей // Деформация и разрушение материалов, 2005, № 2, с. 7 – 13.
2. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф. Оценка степени повреждаемости конструкционной стали 19Г при статическом и циклическом деформировании с использованием метода акустической эмиссии // Металлы, 2004, № 3, с. 78 -85.
3. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. – М.: Интерконтакт Наука, 2005, 69 с.
4. Smada M., Walther F., Eifler D. Deformation - induced martensitic transformation in metastable austenitic steels // Mat. Sci. and Eng. A, 2008, 483 – 484: p. 394 – 397
5. Малинов Л.С., Коноп В.И., Соколов К.Н. и др. Оптимизация интенсивности мартенситного превращения при нагружении в хромомарганцевых сталях // Металлы, 1976, № 5, с. 143 – 148.

Авторы благодарят к.т.н. Л.Е. Алексееву за предоставленный материал для исследований. Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 12-08-00221.

ЛАЗЕРНЫЙ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ

Подымова Н.Б., Карабутов А.А.

*Россия, Международный учебно-научный лазерный центр МГУ им. М.В.Ломоносова
podymova@mail.ru*

LASER OPTOACOUSTIC METHOD OF NONDESTRUCTIVE TESTING OF RESIDUAL STRESS IN METALS AFTER PLASMA SURFACE TREATMENT

Podymova N.B., Karabutov A.A.

In the present work the method of the ultrasonic nondestructive testing of the residual stress distribution in the plasma-treated steel specimens is proposed. It is based on the effect of acoustoelasticity establishing a linear relationship between the residual stress and the relative variation of ultrasonic wave velocity in a treated specimen. We employed the laser thermo-optical generation of nanosecond ultrasonic pulses in a specimen under study and their piezoelectric detection with a high temporal resolution. The specimens studied were manufactured from steel used for wheel treads and were subjected to the plasma surface treatment. The results showed the presence of the non-uniform compression residual stress in the subsurface layer of the specimen in the area of the maximum action of the plasma jet.

Плазменное поверхностное упрочнение является процессом химико-термической обработки с целью изменения состава, структуры и свойств поверхностного слоя. Известно, что при плазменном воздействии на поверхность металла образуется зона термического влияния (ЗТВ), фазово-структурные превращения в которой приводят к возникновению остаточных напряжений. Эти напряжения могут влиять на прочность и износостойкость поверхностного слоя. Поэтому изучение особенностей распределения остаточных напряжений является актуальной задачей для выработки оптимальных параметров процесса плазменной обработки.

Целью настоящей работы являлась разработка ультразвукового неразрушающего метода диагностики остаточных напряжений в плазменно-упрочненных стальных образцах. Принципиальная возможность такого метода основана на акустоупругом эффекте, устанавливающим линейную связь между остаточными напряжениями и относительным

изменением скорости ультразвуковых волн в участках образца, подвергнутых воздействию, по сравнению с исходным состоянием [1].

Исследовались образцы колесной стали 60Г (рис.1), подвергнутые плазменной поверхностной обработке с целью повышения их износостойкости с использованием генератора низкотемпературной плазмы с расширяющимся каналом выходного электрода [2]. Движение щелевого преобразователя шириной 40 мм, формирующего плазменную струю, происходило со скоростью 5 мм/с в направлении X_1 вдоль всей поверхности образца, поэтому мы считали, что тепловое воздействие на эту поверхность было равномерным. Таким образом, градиенты температурного поля имели место только в направлении X_2 (их распределение повторяет поперечное распределение теплового потока в плазменной струе и симметрично относительно середины образца) и в направлении X_3 за счет спада температуры в глубину образца.

В данной задаче рассматривается изотропное твердое тело, для которого тензор остаточных напряжений в системе координат $\{X_1, X_2, X_3\}$ имеет только две диагональные компоненты σ_{22} и σ_{33} , а «зондирующая» продольная ультразвуковая волна бежит вдоль оси X_1 со скоростью V_{X_1} . В этом случае относительное изменение скорости этой волны пропорционально сумме ненулевых компонент тензора напряжений [1, 3]:

$$\frac{(V_{X_1} - V_0)}{V_0} \equiv \delta V_{X_1} = A(\sigma_{22} + \sigma_{33}), \quad (1)$$

где коэффициент акустоупругости исследуемого материала $A = \frac{2\mu(a+b) - \lambda(2\lambda + 4\mu + 2b + c)}{6\mu K(\lambda + 2\mu)}$ определяется константами Ламе λ и μ и нелинейными

модулями упругости a, b, c третьего порядка; $K = \lambda - \frac{2}{3}\mu$ - модуль всестороннего сжатия, V_0 -

фазовая скорость продольных акустических волн в ненапряженном материале. Основной сложностью метода акустоупругости является малость величины относительного изменения фазовой скорости ультразвука, например, для остаточных напряжений на уровне предела текучести относительное изменение скорости продольных акустических волн составляет порядка $6 \cdot 10^{-4}$ [1].



Рис.1.

Для преодоления этих сложностей предлагается использовать лазерный оптико-акустический метод, основанный на лазерном возбуждении мощных ультразвуковых импульсов наносекундной длительности (ОА сигналов) и их пьезоэлектрической регистрации с высоким временным разрешением [3]. Методика аналогична времяпролетным измерениям скорости ультразвука. Основное преимущество заключается в малой длительности ОА сигналов, что позволяет добиться высокой точности определения относительного изменения фазовой скорости ультразвуковых волн.

Исследуемый образец условно разбивался на участки с шагом 5 мм по оси X_2 симметрично относительно середины образца от -20 мм до +20 мм. В каждом участке измерялась

скорость V_{x_1} продольной ультразвуковой волны, распространяющейся вдоль оси X_1 , в зависимости от расстояния X_3 от обработанной поверхности ($X_3 = 0$). Таким образом были получены зависимости $\delta V_{x_1}(X_3)$ (1) для каждого участка разбиения по оси X_2 . Измеренная фазовая скорость в образце до воздействия $V_0 = (5917 \pm 3)$ м/с. Принципиальным требованием является плоскопараллельность граней образца, параллельных плоскости (X_2X_3). Это обеспечивает необходимую точность измерений абсолютной скорости V_{x_1} для достоверной регистрации малых относительных изменений δV_{x_1} .

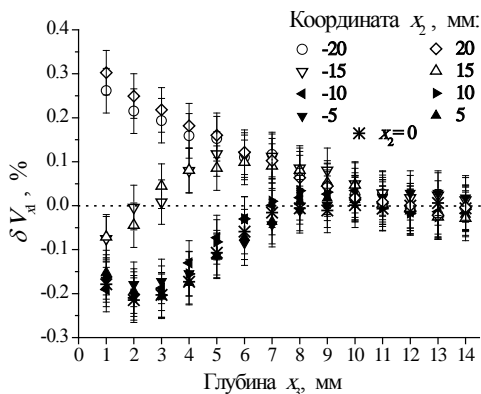


Рис. 2.

На рис.2 показаны зависимости $\delta V_{x_1}(x_3)$, полученные при усреднении экспериментальных данных для трех образцов. В области максимального воздействия плазменной струи (x_2 меняется от -10мм до +10 мм) на глубинах до $x_3 \approx 6-7$ мм значение $\delta V_{x_1} < 0$. Это означает присутствие сжимающих остаточных напряжений [1] под обработанной поверхностью $x_3 = 0$, причем их абсолютная величина уменьшается при удалении от этой поверхности. В краевых участках образца ($x_2 = \pm 20$ мм) наблюдаются неоднородные растягивающие напряжения ($\delta V_{x_1} > 0$) до глубины $x_3 \approx 9-10$ мм. Это может объясняться совместным влиянием слабого нагрева со стороны краев плазменного пучка и относительно быстрого остывания торцов образца. В участках $x_2 = \pm 15$ мм наблюдаются знакопеременные остаточные напряжения: на глубине 1-2 мм под обработанной поверхностью – сжимающие, на больших глубинах вплоть до $x_3 \approx 9-10$ мм – растягивающие. Для определения абсолютных величин остаточных напряжений необходима калибровка метода – измерение относительного изменения скорости ультразвука при известной нагрузке для определения коэффициента A акустоупругости исследуемого материала [1, 3].

Таким образом, предложенный лазерный оптико-акустический метод позволяет осуществлять неразрушающую диагностику наличия и распределения остаточных напряжений в приповерхностных слоях металлических образцов после их плазменной обработки. Полученные результаты могут быть использованы в сочетании с измерениями твердости и износостойкости для оптимизации технологических параметров плазменного воздействия.

1. Гузь А.Н., Махорт Ф.Г., Гуца О.И. Введение в акустоупругость. Киев: Наук. Думка, 1977. 162 с.
2. Исакаев М.Э.Х., Синкевич О.А. и др. // Теплофизика высоких температур. 2010. Т. 48. С.105.
3. Ивочкин А.Ю., Карабутов А.А. и др. // Акуст. журн. 2007. Т. 53. № 4. С.540.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИАМИДА МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Протасеня Т.А., Крень А.П.

Республика Беларусь, Государственное научное учреждение «Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси», 5657397@gmail.com

DETERMINATION OF IMPACT STRENGTH OF POLYAMID-CARBON PLASTICS BY DYNAMIC INDENTATION METHOD

Protasenya T.A., Kren A.P.

For the first time the possibility of the application of the Vickers dynamic indentation method for an assessment of the fracture resistance characteristics (fracture toughness and impact strength) of carbon-felled plastics was shown. The ratio between fracture toughness and indentation parameters was derived. The correlation dependence between impact strength determined with the help of standard tests and the fracture toughness received by the dynamic indentation method was established.

В настоящее время углепластики находят широкое применение. Это связано со способностью данного класса материалов выдерживать большие нагрузки не только статического, но и динамического характера. Однако методы контроля этих материалов еще не достаточно развиты, и в особенности это касается методов неразрушающего контроля.

Предельное состояние углепластиков характеризуют такие характеристики сопротивления разрушению как трещиностойкость (K_{IC}) и ударная вязкость. Методика оценки K_{IC} основана на предположении, что напряженно-деформированное состояние на конце трещины отрыва по своим характеристикам близко к тому, которое формируется при внедрении индентора в материал. В этом случае, при достижении нормальным напряжением разрушения в центре отпечатка своего критического значения, работа, необходимая для зарождения и роста трещины W_f , связана с работой, затрачиваемой на деформирование материала индентором, отнесенной к единице контактной поверхности W_{if} . Для пирамидального индентора Виккерса значение W_f найдено по формуле:

$$W_{if} = \frac{2 \sin \frac{\varphi}{2}}{d_f^2} \int_0^{h_f} P dh, \quad (1)$$

где φ – угол при вершине стандартной пирамиды Виккерса, d_f – критическая диагональ отпечатка, h_f – критическая глубина внедрения, при которой $W_{if} = W_f$, P – контактное усилие.

Для определения критической глубины внедрения h_f использовалась формула Гриффитса:

$$K_{IC} = \sqrt{2EW_f}, \quad (2)$$

где E_0 – модуль упругости материала.

Определяя значение твердость материала H , как среднее давление, получено выражение:

$$P = 4Nh^2 \operatorname{tg}^2 \frac{\varphi}{2}. \quad (3)$$

В результате подстановки выражения (3) в выражение (1) и учета (2), найдено искомое уравнение для трещиностойкости:

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{2}{3} ENh_f \sin \frac{\varphi}{2}}. \quad (4)$$

Оценка критической глубины внедрения h_f выполнялась на основании рассмотрения параметра поврежденности F . Согласно принципу Леметра данный параметр выражается через модуль упругости материала:

$$E_f = E(1 - F), \quad (5)$$

где E_f и E – модули упругости поврежденного и не поврежденного материала соответственно.

Для упругопластических материалов, к которым относится рассматриваемые углепластики, согласно модели Гарсона усредненное значение данного параметра равно 0,20. Отсюда найдены соответствующие ему значения: $F=0,41$ и $E_f=0,59E_0$. Искомая величина h_f будет соответствовать глубине внедрения, при которой модуль снизится до величины E_f . Таким образом, для расчета K_{IC} необходимо решить задачу по определению модуля упругости углепластика непосредственно по параметрам индентирования. Для этого использовалось выражение его связи с приведенным модулем E^* системы индентор – материал:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1 - \mu^2}{E}. \quad (6)$$

где μ – коэффициент Пуассона материала.

Для нахождения E^* , используя подход, изложенный в [1], получено уравнение связи контактной силы и глубины внедрения:

$$P_{max} = 2E^* \text{tg}^3 \frac{\varphi}{2} (h_{max} - h_p)^2. \quad (7)$$

где h_{max} – максимальная глубина внедрения, h_p – глубина пластического отпечатка.

Выражая E^* и подставляя в уравнение (6) получена формула для нахождения модуля упругости материала по параметрам его локального деформирования индентором Виккерса:

$$E = \frac{P_{max} (1 - \mu^2)}{2(h_{max} - h_p)^2 \text{tg}^3 \frac{\varphi}{2}}. \quad (8)$$

В экспериментальных исследованиях использовались углепластики различных марок, прошедших стандартные испытания на ударную вязкость образцов без надреза (a_n). Индентирование каждого образца проводилось с различными скоростями в диапазоне от 0,4 до 1,0 м/с, с условием, что трещины в нем при этом не образовывались. На основании выражения (8) определялось значение E . Для удобства аппроксимации зависимость модуля упругости от максимальной глубины внедрения построена в логарифмическом масштабе (рис. 1).

Стоит отметить, что зависимость, изображенная на рис. 1, сохраняется и при индентировании с более высокими скоростями вплоть до начала растрескивания. Поэтому процедура экстраполяции, используемая для определения h_f , не вносит существенной погрешности.

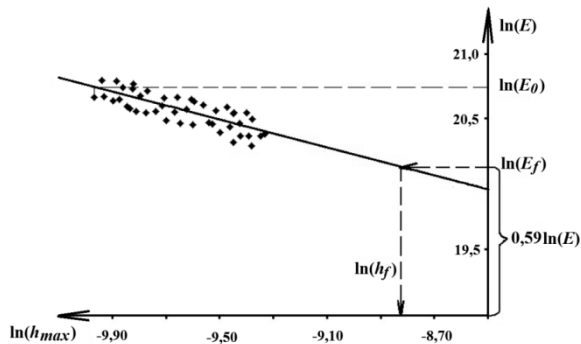


Рис. 1. Схема определения критической глубины внедрения

Для нахождения K_{IC} по формуле (4) за значение E принималась величина модуля упругости E_0 , полученная при минимальной скорости внедрения равной 0,4 м/с, а h_f определялась как абсцисса точки линии аппроксимации с ординатой равной $\ln(E_f)$.

Сопоставление полученных значений K_{1C} и a_n показало наличие корреляционной зависимости между этими характеристиками сопротивления разрушению, которая описывается уравнением:

$$a_n = 14 \ln(K_{1C}) + 19. \quad (9)$$

В работе впервые получены результаты, свидетельствующие о том, что метод динамического индентирования пирамидой Виккерса позволяет определять как физико-механические характеристики углепластиков, так и контролировать их характеристики сопротивления разрушению (K_{1C} , a_n). При этом основными преимуществами использования предложенной методики являются, прежде всего, возможность проведения неразрушающего контроля без использования и подготовки специальных образцов, а также отказ от крупногабаритного и дорогостоящего стандартного оборудования в пользу компактных и мобильных приборов индентирования.

Литература

1. Popov V. L. Kontaktmechanik und Reibung. Ein Lehr- und Anwendungsbuch von der Nanotribologie bis zur numerischen Simulation. – Berlin: Springer, 2009. – 328 z.

АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ СООТНОШЕНИЯ МЕЖДУ МАГНИТНЫМИ ПАРАМЕТРАМИ СТАЛЕЙ В НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Сандомирский С.Г.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, sand@iaph.bas-net.by

ANALYSIS OF CHANGES IN RELATIONSHIP BETWEEN MAGNETIC PARAMETERS OF STEELS IN THE STRESS STATE

Sandomirski S.G.

It is shown that the relation between the magnetic field H_{μ_m} for which the magnetic permeability of steels reaches its maximum and the parameters of the saturation hysteresis loop is not changed in the stress state. The results of the calculations may be used in magnetic structural analysis stress-deformed state instead of time-consuming and inaccurate measurements of H_{μ_m} .

Основными магнитными параметрами сталей, результаты прямого или косвенного измерения которых рекомендуются к использованию в магнитном структурном и фазовом анализе, являются коэрцитивная сила H_C , остаточная намагниченность M_R и намагниченность M_S технического насыщения. Многообразие задач контроля предопределило использование и других магнитных параметров. К числу наиболее часто рекомендуемых к использованию магнитных параметров относятся максимальная магнитная проницаемость μ_m и поле H_{μ_m} , при котором магнитная проницаемость достигает максимума. Исследователи заметили: чувствительности μ_m и H_{μ_m} к изменению технологических факторов отличаются от чувствительностей к ним H_C , M_R и M_S .

Необходимость прогнозирования и контроля состояния конструкций активировала исследования взаимосвязи между параметрами напряженно-деформированного состояния и магнитными характеристиками сталей. При этом исследователи измеряют те же магнитные параметры H_C , M_R , M_S , μ_m и H_{μ_m} , что и в магнитном структурном анализе [1, 2]. Но измерение μ_m и H_{μ_m} трудоемко, не производительно и не точно [3]. В [4, 5] показано, что механические напряжения не изменяют характера взаимосвязи между H_C , M_R и μ_m сталей, имеющей место для материала в ненапряженном состоянии. Предложена методика численного определения соотношения этих характеристик для сталей в напряженно-деформированном состоянии на основании результатов измерения магнитных параметров материала в не напряженном состоянии.

В настоящем докладе покажем, что механические напряжения не изменяют и взаимосвязь между полем H_{μ_m} и магнитными параметрами предельной петли гистерезиса сталей, имеющую место для материала в ненапряженном состоянии.

Воспользуемся разработанной в [6, 7] формулой для расчета поля H_{μ_m} по H_C , M_R и M_S :

$$H_{\mu_m} \approx H_C \frac{1,48 - 0,17K_{II}^3 - (0,07 - 0,06K_{II}^3)\tau H_C}{\sqrt{K_{II}}} \quad (1)$$

где $K_{II} = M_R/M_S$; $\tau = 1$ м/кА – размерный множитель.

В практических расчетах может быть использован упрощенный вариант формулы (1), позволяющий получить близкие к расчету по (1) результаты:

$$H_{\mu_m} \approx H_C \frac{1,44 - 0,055\tau H_C}{\sqrt{K_{II}}} \quad (2)$$

Формула (1) физически и экспериментально обоснованна в [5] для сталей в не напряженном состоянии. Показано, что результаты расчета по (1) или (2) могут быть использованы в магнитном структурном анализе вместо трудоемкого и не точного измерения H_{μ_m} .

Неизменность связи между H_{μ_m} и H_C , M_R , M_S стали при приложении к ней напряжений подтверждают представленные на рисунке результаты сопоставления рассчитанного по (2) и экспериментально измеренного в [2] относительного измерения поля H_{μ_m} материала около шовной зоны стали контролируемой прокатки класса прочности X70, которая наиболее широко используется в России для строительства магистральных трубопроводов. Для расчета по (2) использованы результаты измерения H_C , M_R и M_S материала, представленные в [2].

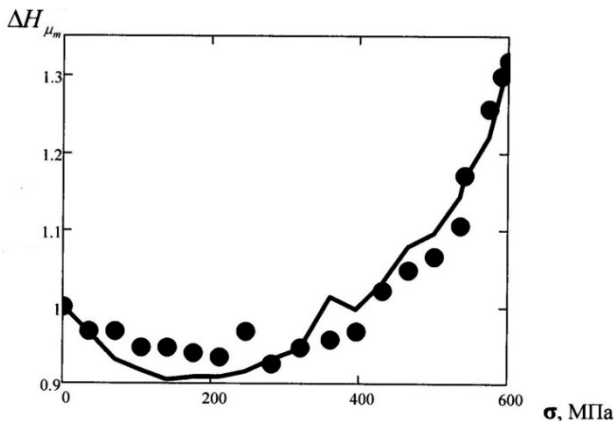


Рисунок. Относительное изменение ΔH_{μ_m} поля H_{μ_m} материала около шовной зоны стали X70 от приложенных напряжений. ● – экспериментальные результаты по [2]; линия – расчет по (2).

Полученный результат позволяет рекомендовать использование формул (1) и (2) для расчета H_{μ_m} материала, подвергнутого нагружению, по результату измерения его H_{μ_m} , H_C , M_R и M_S в исходном состоянии и параметров H_C , M_R и M_S в напряженно-деформированном

состоянии. Это позволит отказаться от проведения сложных измерений H_{μ_m} сталеи под нагрузкой, упростить измерения μ_m и контроль напряжений в сталях, проводимый по результатам измерений H_{μ_m} или μ_m .

Литература

1. Горкунов Э.С., Митропольская С.Ю., Вичужанин Д.И., Туева Е.А. Применение магнитных методов для оценки нагруженности и поврежденности стали Х70 // Физическая мезомеханика. 2010. Т.13. № 1. С. 73 – 82.
2. Туева Е.А., Митропольская С.Ю., Шершнева Л.С. Магнитный контроль высокопрочных низколегированных сталеи для магистральных трубопроводов // VI Российская НТК «Механика микронеоднородных материалов и разрушение МММР 2010». Екатеринбург. 2010. Тезисы № 33.
3. Сандомирский С.Г. Анализ погрешности измерения поля максимальной магнитной проницаемости // Измерительная техника. 2011. №12. С. 41 – 44.
4. Сандомирский С.Г. Анализ взаимосвязи между магнитными параметрами сталеи в напряженно-деформированном состоянии // Деформация и разрушение материалов. 2012. № 4. С.13 – 17.
5. Сандомирский С.Г. Взаимосвязь между магнитными параметрами сталеи в напряженно-деформированном состоянии // Сборник материалов IV Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» DFMN-2011. 25 - 28 октября 2011 г. Москва. Учреждение РАН «ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН». С.384 – 386.
6. Сандомирский С.Г. Оценочный расчет магнитного поля, при котором магнитная проницаемость сталеи достигает максимума // Электричество. 2012. №7. С. 63 – 68.
7. Сандомирский С.Г. Способ определения поля максимальной магнитной проницаемости ферромагнитного материала // Патент Республики Беларусь № 16874. Оубл.28.02.2013 г.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА НАКОПЛЕНИЯ РАССЕЯННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ПОВТОРНО СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Северов П.Б., Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Иванов В.И.

Россия, Учреждение Российской академии наук Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, alpinprom@yandex.ru

Application of acoustic emission for an analysis of scattered damage accumulation of layered carbon fiber under static reloading. Severov P.B., Vasiliev I.E., Matvienko Y.G., Ivanov V.I. The method of summing scattered damage of layered carbon fiber under static reloading is proposed. In this case, energy dissipation of acoustic emission signals has been employed. The proposed method can be used to determine the most damaged zones of layered carbon fiber.

Четырехкратное квазистатическое нагружение стандартного образца длиной 300 мм из многослойного углепластика с типовой симметричной укладкой $[0^\circ/0^\circ/\pm 45^\circ_2/0^\circ_2/90^\circ/0^\circ_2/\pm 45^\circ_2/0^\circ]$, прямоугольного поперечного сечения $50 \times 6,03$ мм с центральным отверстием 9 мм проводилось в гидравлических захватах электросервогидравлической машины INOVA ИК-6033 (рис. 1) при управлении перемещением плунжера по схеме, представленной на рис. 2. Направление вырезки образца вдоль 90° . Временные промежутки в циклах нагружения не изменялись. Максимальные значения перемещения плунжера составляли 1,0, 1,0, 1,6 и 2,0 мм. Образец доведен до разрушения по центральному отверстию. На рис. 3 приведена диаграмма деформирования, построенная по измеренным значениям усилия и удлинения в третьем цикле нагружения в координатах продольная деформация $\epsilon \sim$ номинальное напряжение σ .

С целью исследования накопления рассеянных повреждений материала во времени и распределения повреждений по длине образца использовался метод акустической эмиссии (АЭ). Применялось оборудование и программное обеспечение, позволяющие в процессе нагружения определять как время возникновения акустических сигналов (АС) с дискретностью 1 мкс, так и

абсциссы их источников с дискретностью 1 мм (направление осей ориентации образца: ox – по длине, oy – по ширине, oz – по толщине). Два акустических датчика устанавливались по оси ox образца на максимально возможном расстоянии 110 мм друг от друга. Акустические сигналы, источники которых находились вне зоны локации между датчиками, из рассмотрения удалялись. Диапазон амплитуд регистрируемых сигналов АЭ задавался в пределах от 60 дБ до 100 дБ. Нижний предел определялся уровнем шума испытательной машины, верхний – пропускной способностью измерительных каналов оборудования регистрации АС. Физическая природа источников сигналов АЭ (разрушение матрицы, дробление волокон, отслоение их от матрицы и др.) не уточнялась.

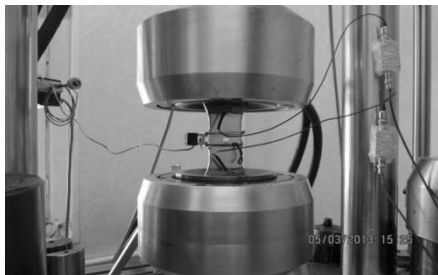


Рис. 1. Образец в захватах испытательной машины.

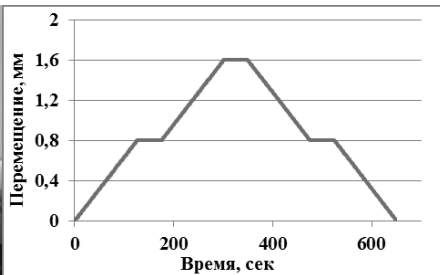


Рис. 2. Третий цикл нагружения образца.

В четырех повторно статических нагружениях образца зарегистрировано 13 699 сигналов АЭ (в 1-ом цикле – 519 сигналов, во 2-ом – 95, в 3-ем – 6125, в 4-ом – 6960). В циклах нагружения 2, 3 и 4 при напряжениях ниже максимального уровня напряжений, достигнутого в предыдущем цикле, количество АС незначительно. При разгрузках в циклах 1, 2 и 3 АС отсутствовали. Распределение общего количества сигналов АЭ по длине образца показано на рис. 4. Наибольшая частота АС наблюдалась, как и ожидалось, в зоне концентрации напряжений (абсцисса центра отверстия $x = 55$ мм). В данном распределении различия между акустическими сигналами разной энергии не делались.

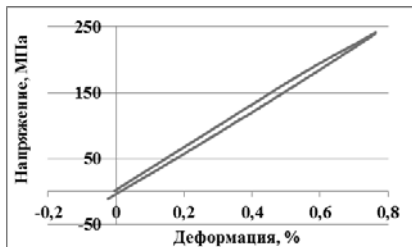


Рис. 3. Диаграмма деформирования образца.

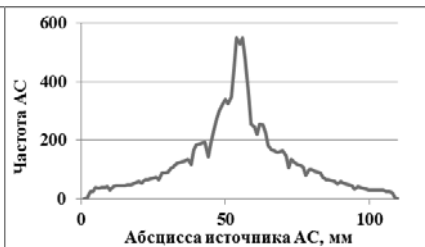


Рис. 4. Распределение общего количества АС по длине образца без учета энергии сигналов.

Диапазон относительных энергий акустических сигналов (по отношению к минимальной энергии самого слабого зарегистрированного АС) примерно равен 10^5 . При достаточно очевидном допущении наличия связи между рассеиваемой энергией микроразрушения и энергией соответствующего акустического сигнала о процессах накопления повреждений при механическом воздействии на материал можно судить по процессам выделения доли рассеиваемой энергии, содержащейся в акустических сигналах. На рис. 5 приведены значения относительных энергий каждого из 13 699 акустических сигналов в зависимости от места их регистрации. Удалось обнаружить равномерно распределенный по длине образца слой низкоэнергетических и три области высокоэнергетических сигналов. Прогноз окончательного разрушения образца по отверстию из рис. 5 не очевиден.

С большой долей вероятности о зоне слияния отдельных повреждений в магистральную трещину и зоне ее развития можно судить по распределению вдоль образца *суммарной* по циклам нагружения рассеиваемой энергии микроразрушений, определение которой затруднено, или по аналогичному распределению ее части в виде *выделенной* удельной (на единицу объема материала) энергии акустических сигналов. Указанное распределение выделенной удельной энергии АС по длине образца (рис. 6) получаем суммированием энергий всех зарегистрированных акустических сигналов по четырем нагружениям и поперечным сечениям образца.

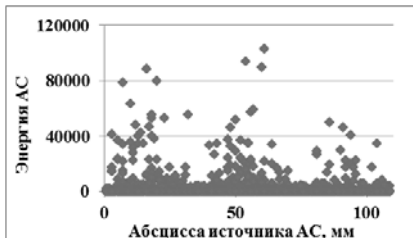


Рис. 5. Распределение энергий отдельных АС по длине образца.

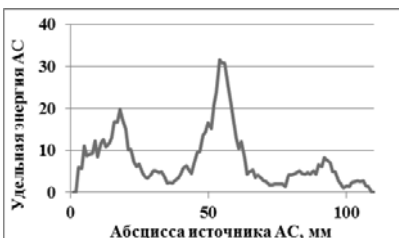


Рис. 6. Распределение выделенной удельной энергии АС по длине образца.

Как уже отмечалось, разделение образца на две части произошло по концентратору напряжений в виде отверстия с абсциссой центра $x = 55$ мм. Указанному месту разрушения соответствует пик на графике (рис. 6) с максимальным уровнем выделенной удельной энергии акустических сигналов. При некотором другом соотношении размеров центрального отверстия и геометрии образца разрушение возможно в двух зонах с меньшими уровнями удельной энергии АС. При испытаниях слоистых углепластиков без концентратора напряжений разрушение, как правило, происходит вблизи гидравлических захватов.

Суммирование зарегистрированных методом акустической эмиссии событий разрушения с целью анализа накопления рассеянных повреждений материала более информативно и достоверно с учетом веса этих событий, в данном случае, энергии акустических сигналов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИМЕР-ЭЛАСТОМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ АСМ

Шадринов Н.В.

Россия, ФГБУН Институт проблем нефти и газа СО РАН, Nshadrinoff@yandex.ru

RESEARCH OF DEFORMATION OF POLYMER-ELASTOMER COMPOSITES BY AFM

Shadrinov N.V.

Results of research of deformation of polymer-elastomer materials on a basis of butadiene - nitrile rubber, ultra high molecular polyethylene and the activated zeolite by a method of atomic force microscopy are presented.

Полимерные композиты, в том числе и нанокомпозиты, применяются в различных областях промышленности. В большинстве случаев, благодаря своим уникальным свойствам, используются в различных ответственных узлах машин и механизмов с большими механическими нагрузками [1]. Уникальность современных наноматериалов и возможности нанотехнологий обусловлены свойствами единичных локальных наноразмерных объектов. Однако, несмотря на широкое применение, механизмы их деформации недостаточно изучены, не до конца понятен вклад того или иного наполнителя в механическое поведение полимера и т.д. [2]. Именно поэтому необходимо обеспечение возможности не только контроля размеров этих объектов, но и измерения их всевозможных локальных свойств и поведение в процессе деформации имитирующее условие дальнейшей эксплуатации. При изучении деформации

полимерных композиционных материалов, особенно актуально изучение изменений структуры материала при растяжении, а именно изучение механизма различных видов деформаций и начальных стадий прорастания трещин, особенно в местах межфазных границ смешиваемых полимеров или различного рода наполнителей [3].

Для исследования полимерных материалов в деформированном состоянии методом атомно-силовой микроскопии, разработано специальное устройство совместимое с атомно-силовым микроскопом (АСМ). На сегодняшний день использование АСМ *in situ* и позволяет визуализировать и исследовать структурные особенности агрегатов наполнителя и моделировать влияние наполнителя на упруго-прочностные свойства композитов в процессе деформации [4-7].

В работе представлены результаты исследования в различных деформированных состояниях полимер – эластомерных композитов на основе бутадиен-нитрильного каучука (БНКС-18) и сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). Композиты на основе БНКС-18 и СВМПЭ термодинамически несовместимы и соответственно, полного взаимного растворения не происходит. Для повышения смешиваемости данных полимеров использован механически активированный природный цеолит, играющий роль компатибилизатора.

Исследование физико-механических свойств полимерэластомерных композитов показал, что модуль упругости при 50, 75 и 100%-ом деформациях у образца с цеолитом для данной серии резин ниже, чем у образца без цеолита (табл. 1). Однако относительное удлинение выше на 25%. Это свидетельствует о том, что материал получился более пластичным и мягким.

Таблица 1 - Физико-механические характеристики полимерэластомерных композитов

№	Образец	f_p , МПа	ϵ_p , %	f_{50} , МПа	f_{75} , МПа	f_{100} , МПа
1	БНКС-18+10%СВМПЭ	15,2	131,2	7,1	9,6	12,7
2	БНКС-18+10%(СВМПЭ+2%цеолит)	13,7	156,2	5,7	7,4	10,2

f_p , МПа – условная прочность при растяжении; ϵ_p , % – относительное удлинение; $f_{50, 75, 100}$ МПа – условное напряжение при 50, 75 и 100% удлинении.

Для описания структурных перестроек поверхности, происходящих в процессе деформации, проведен анализ шероховатости при различных степенях одноосного растяжения. Видно, что до 50%-ной деформации, угол наклона линии зависимости средней шероховатости от степени деформации, у обоих образцов примерно одинаковый. Однако, при дальнейшем увеличении деформации, четко наблюдается расхождение значений. Угол наклона линии у образца без цеолита продолжает оставаться прежним и средняя шероховатость растет, а у образца с активированным цеолитом наблюдается резкое изменение угла наклона линии и тем самым шероховатость материала практически перестает увеличиваться. Соответственно, можно сделать вывод о том, что образец с активированным цеолитом лучше сохраняет свойства агрессивностойкости при эксплуатации в различных рабочих средах под действием различных сил, приводящих к деформации материала.

Исследование участков границы БНКС-18/СВМПЭ при различных степенях деформации показало, что при увеличении растяжения увеличивается разрыв между ними. Установлено, что для образцов с активированным цеолитом интенсивность образования разрывов в зонах межфазных границ ниже, чем для образцов без цеолита, что свидетельствует об образовании более развитой межфазной границы при использовании компатибилизатора.

Выводы

1. Разработано устройство для исследования полимерных материалов в деформированных состояниях методом атомно-силовой микроскопии. На разработанное устройство и способ его применения в исследовании полимерных материалов подана заявка на патент РФ.

2. Предложена методика проведения структурных исследований полимерных материалов при различных степенях деформации с помощью разработанного устройства.

3. Проведено исследование поверхностной структуры полимерэластомерного композита на основе бутадиен-нитрильного каучука и сверхвысокомолекулярного полиэтилена при различных степенях деформации.

- Установлено, что в полимерэластомерных композитах увеличение степени деформации приводит к увеличению шероховатости материала в целом.

- Показано влияние механоактивированного цеолита на структурные свойства материала при действии деформирующих сил.
- Показано образование разрывов в зонах межфазных границ, служащих концентраторами напряжений при растяжении.

Использованная литература:

- 1) Sant Kumar Malhotra, Koichi Goda, and Meyyarappallil Sadasivan Sreekala, Polymer Composites: V. 1, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. Published 2012, p, 3-4.
- 2) Морозов И.А. Влияние структуры эластомерного нанокомпозита на его механические свойства. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Пермь, 2008. – С.3.
- 3) Горенберг А.Я. Исследование деформации и разрушения полименных матриц, волокон и композитов электронно-микроскопическими методами. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Москва, 2008, -С.1-2
- 4) Заявка на патент РФ №2012147674 от 08.11.2012. Устройство для исследования материалов в деформированных состояниях методом атомно-силового микроскопа / авт. Шадрин Н.В.
- 5) Багров Д.В., Яминский И.В., Ярышева Л.М., Волинский А.Л. Применение атомно-силовой микроскопии для описания деформаций полимерных пленок // Физико-химия полимеров. Синтез, свойства и применение. Сборник научных трудов. Выпуск 14. – Тверь 2008. –С. 47-52
- 6) В. Л. Миронов Основы сканирующей зондовой микроскопии - Нижний Новгород: Техносфера, 2004, с. 144
- 7) Молчанов С.П. Многопараметрическая атомно-силовая микроскопия в физико-химических исследованиях микро- и нанообъектов // Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. Москва, 2007, -С.3.

КОМПЛЕКСНАЯ МЕТОДОЛОГИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ПЛЕНОК КАРБОНИТРИДОВ БОРА И КРЕМНИЯ

Шаяпов В.Р.¹, Румянцев Ю.М.¹, Хомяков М.Н.²

¹*ИИХ СО РАН, пр. Акад. Лаврентьева, 3, г. Новосибирск, 630090, Россия*
²*ИЛФ СО РАН, пр. Акад. Лаврентьева, 13/3, г. Новосибирск, 630090, Россия*
 shayapov@niic.nsc.ru

COMPLEX METHODOLOGY FOR INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF SILICON AND BORON CARBONITRIDE THIN FILMS

Shayapov V.R., Rumyantsev Yu.M., Khomyakov M.N.

Mechanical properties determination of the thin films is a difficult task due to very small amount of the investigated material. Several modern physical methods based on the specific phenomena inherent in the film-substrate system were used for silicon and boron carbonitride films characterization. Some practical features of beam bending method, surface acoustic wave spectroscopy and nanoindentation are presented. For silicon and boron carbonitride films the values of Young's modulus, density, mechanical stresses, coefficient of thermal expansion were obtained.

Материалы и пленки систем Si-C-N и B-C-N обладают рядом уникальных свойств, в том числе, высокой твердостью, износостойкостью, окислительной стойкостью, что привлекает к ним внимание исследователей во всем мире. В процессах синтеза таких материалов формируются покрытия нанокомпозитного строения, состоящие из нанокристаллов, распределенных в аморфной матрице. Такое строение считается причиной появления высоких физико-механических характеристик. Пленки карбонитрида кремния SiC_xN_y, получаемые методами термостимулированного (LPCVD, APCVD) и плазмохимического (PECVD) осаждения из газовой фазы с использованием кремнийорганических веществ-предшественников, обладают высокой термической стойкостью, твердостью, износостойкостью, сопротивлением к окислению. Карбонитрид бора BC_xN_y – соединение, обладающее высокой износостойкостью и химической инертностью. Пленки карбонитрида бора, получаемые методом LPCVD из

борсодержащих соединений, считаются перспективными для использования в качестве защитных покрытий различного назначения. Такие пленки можно получить физическими и химическими методами из исходных соединений, содержащих бор, углерод и азот.

Определение механических свойств тонких пленок является непростой задачей в силу очень малого количества исследуемого материала, исчисляемого часто единицами микрограмм. Интересные возможности для решения такой задачи представляют методы, основанные на особых эффектах, характерных именно для систем пленка-подложка. В этих методах измеряются величины, характеризующие реакцию системы пленка-подложка на внешнее механическое воздействие. В данной работе рассмотрены возможности применения таких методов к изучению физических свойств тонких пленок карбонитридов бора и кремния. Фактически, предложенная методология применима для исследования тонких пленок, относящихся к широкому классу соединений.

Показаны особенности использования метода изгиба системы пленка-подложка, в котором используется свойство такой системы прогибаться за счет механических напряжений ростового и термического характера. В исследованиях применялась созданная авторами установка для измерения изгиба бесконтактным оптическим методом. Развита известная методика определения модуля Юнга и коэффициента термического расширения пленок по результатам исследования образцов на подложках из разных материалов. Представлены потенциальные пути увеличения информативности метода за счет его комбинации с другими методами.

Предложен специальный подход к исследованиям, основанный на методе спектроскопии поверхностных акустических волн, в котором измеряется дисперсия скорости звука в системе пленка-подложка, то есть зависимость скорости звука от его частоты. Здесь использование нескольких материалов подложки дает дополнительные исходные данные для решения обратной задачи для определения до трех величин одновременно: модуля Юнга, коэффициента Пуассона и плотности пленок.

Известный метод наноиндентирования, который основан на измерении деформации под действием локального непрерывного силового воздействия, использован в работе как дополнительный. Тем не менее, подходы, предусматривающие одновременное применение перечисленных методов как взаимодополняющих, дают новую информацию о свойствах пленок.

Возможности указанных методов продемонстрированы на примере изучения физико-механических свойств пленок карбонитридов бора и кремния толщиной 0,3-1,2 мкм, синтезированных методами LPCVD и PECVD. Определены значения твердости, модуля Юнга, плотности, механических напряжений, коэффициента термического расширения пленок.

Авторы благодарят сотрудников лаборатории эпитаксиальных слоев ИИХ СО РАН и лаборатории мощных непрерывных лазеров ИЛФ СО РАН за помощь в выполнении исследований.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 12-08-31466 мол_а).

СЕКЦИЯ 14

***КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И
МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОПИСАНИЯ СТРУКТУРЫ
И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И
НАНОМАТЕРИАЛОВ***

STOCHASTIC MODEL FOR TEXTURED ALUMINIUM

Bobrov¹ P., Lütjens² J., Köhler² B., Montalvo-Urquizo³ J.

Germany, University of Bremen, 1Institute of Statistic, 2Stiftung Institut für Werkstofftechnik, 3Centre for Industrial Mathematics, bobrov@math.uni-bremen.de, luetjens@iwt-bremen.de, koehler@iwt-bremen.de, montalvo@math.uni-bremen.de

A simulation model for the mechanical properties of rolled aluminium foil is presented.

The experiments show strong anisotropy by micro cold forming. Here “micro” means that the size of the complete component is below 1mm for at least 2 of the spatial dimensions. It is based on the orientations of several grains in a texture polycrystal. In order to describe the distribution of these orientations, the canonical normal distributions [1] on the rotation group are considered. The way to approximate the orientation distributions lies in the application of Parthasarathy’s central limit theorem for SO(3) [2]. For this purpose the concept of small rotations [3] is used. This method requires a principal orientation matrix and two variance parameters, to describe a texture component.

This model is applied to cold-rolled aluminium foils (Al99.5, thicknesses 20µm and 100µm). In the cold-rolled aluminum sheet four main texture components are considered simultaneously, described as copper {112}<111>, brass {011}<211>, s {123}<634> and cube {001}<100>. The pole figures (PF111 and PF200) are simulated and compared to empirical pole figures measured by X-ray diffraction (XRD). The analysis of the pole figures shows that in the 100µm sheet the brass texture component disappears. The variance parameters are fitted by discrete minimisation of a square error function.

The distributions of the stiffness tensor components are calculated. With these distributions the distributions of Young's modulus for all directions in the rolling plane are calculated. These distributions are compared to distributions of Young's modulus from tensile tests.

Via mechanical simulations of tensile tests, the distributions of components of the stiffness tensor can be also calculated for small material pieces. These numerical simulations are performed on the so called representative volume elements, which represent a material piece small enough to be computable at a grain scale and big enough to contain the representative properties of the whole material [4].

The authors gratefully acknowledge the financial support by the DFG (German Research Foundation) for the subproject B2 and B4 within the Collaborative Research Centre SFB 747 “Mikrokalturnformen: Prozesse, Charakterisierung, Optimierung”.

References

1. Savyolova T. // Textures and Microstructures. – 1993. – V. 22 (1) – P. 17-27.
2. Parthasarathy K. // Theory of Probabilities and its Applications. – 1964. – V. 9, № 2. – P. 273 -282.
3. Borovkov M., Savyolova T. // Industrial Laboratory. – 2002. – V. 68, № 2. – P. 16-21.
4. Montalvo-Urquizo J., Bobrov P., Schmidt A., Wosniok W. // Mechanics of Materials. - 2012. – V. 47, April 2012. - P. 1-10.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ КРИВЫХ СТАТИЧЕСКОГО ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОГО АІ СПЛАВА В-1461 ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ, В ТОМ ЧИСЛЕ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Автаев В.В., Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Хохлатова Л.Б.

РФ, ФГУП «ВИАМ» ГИЦ РФ, darkee@mail.ru

MATHEMATICAL DESCRIPTION OF THE STATIC UNIAXIAL TENSILE CURVES OF STRUCTURAL Al V-1461 ALLOY AT OPERATION TEMPERATURES, INCLUDING CRYOGENIC

Avtaev V.V., Yakovlev N.O., Erasov V.S., Khokhlatova L.B.

Analytical description of deformation curves under static tensile are considered. Deformation curves parameters (modulus of elasticity, Ramberg-Osgood parameter, yield stress, ultimate strength and fracture stress) of Al-Cu-Li-Zn V-1461 alloy within wide operation temperature range are

researched.

При выборе материала на этапе проектирования, а также расчета на устойчивость и прочность элементов конструкций авиационной техники в ряде случаев используют диаграммы статического деформирования. Сами диаграммы могут быть представлены в табличной форме, либо в аналитическом виде с определенными коэффициентами уравнений.

Для аналитического описания диаграмм деформирования при статическом растяжении широко применяется уравнение Рамберга-Осгуда:

$$\varepsilon_z = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_p = \frac{\sigma}{E} + 0,002 \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0,2}} \right)^n,$$

где ε_z - полная деформация;
 ε_p - пластическая деформация;
 σ - напряжение, МПа,
 E - модуль упругости, ГПа;
 $\sigma_{0,2}$ - предел текучести, МПа;
 n - коэффициент Рамберга-Осгуда.

В зарубежной практике процедура нахождения коэффициента Рамберга-Осгуда n хорошо отработана, выпускаются справочники, содержащие диаграммы деформирования и коэффициенты n .

В настоящей работе исследованы закономерности изменения параметров диаграмм деформирования: модуля упругости, коэффициента Рамберга-Осгуда, предела текучести, временного сопротивления, напряжения при разрушении конструкционного Al сплав В-1461 системы Al-Cu-Li-Zn в широком диапазоне возможных эксплуатационных температур.

Параметры определялись на пятикратных цилиндрических образцах диаметром ~ 5 мм вырезанных из прессованной полосы сечением 80x150 мм в долевом, поперечном и высотном направлениях. Испытания проводились:

- при комнатной температуре образцов в исходном состоянии, после выдержек при 175 °С в течении $6 \cdot 10^2$ и $3,3 \cdot 10^4$ с и после выдержек при -196 °С в течении $3,3 \cdot 10^4$ и $2,6 \cdot 10^5$ с;
- при 175 °С после выдержек в течении $6 \cdot 10^2$ и $3,3 \cdot 10^4$ с;
- при -196 °С после выдержек в течении $3,3 \cdot 10^4$ и $2,6 \cdot 10^5$ с.

По результатам испытаний:

- при увеличении выдержки при -196 °С значимого изменения предела текучести и временного сопротивления не выявлено;
- при увеличении выдержки при 175 °С предел текучести возрастает на $9 \div 26$ % при комнатной температуре и на ≈ 12 % при 175 °С в зависимости от направления вырезки образцов;
- при увеличении выдержки при 175 °С временное сопротивление возрастает на $4 \div 9$ % при комнатной температуре и до 4 % при 175 °С в зависимости от направления вырезки образцов;
- с увеличением температуры от -196 до 175 °С наблюдается падение модуля упругости предела текучести и временного сопротивления для всех направлений вырезки образцов.

МИНИМИЗАЦИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СОСТАВНОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ ИЗГИБЕ

Аскаров В.А.

Азербайджан, Институт математики и механики НАН Азербайджана, e-mail: mir-vagif@mail.ru

The criteria and solving method of the thin plates bending theory problem for the reduction of the stress concentration in the composite plate is given. The reduction of the stress concentration was obtained by optimization of the boundary shape of the various elastic materials connection.

Рассматривается составная упругая пластина, состоящая из сплошной упругой среды (связующее) и распределенных в ней включений из другого упругого материала. Разрушение таких композиционных материалов определяется взаимодействием включений со связующим.

Анализ такого взаимодействия проводится на модели с одним инородным включением криволинейной формы, остальные включения «размазываются», пластина вне выделенного включения представляется однородным и изотропным телом, с соответствующими эффективными упругими постоянными (по правилу «смесей»). Будем считать, что неограниченная составная пластина подвергается изгибу средними моментами (изгиб на бесконечности)

$$M_x = M_x^\infty, \quad M_y = M_y^\infty, \quad H_{xy} = 0$$

Работоспособность составной (многокомпонентной) пластины зависит от распределения напряжений в зонах взаимодействия ее элементов. Ресурс работы составной пластины при изгибе можно повысить с помощью изменения геометрии соединения ее составляющих элементов. Армирующие включения проектируют, как правило, круглого поперечного сечения. Как показывает опыт, от идеальной конструкторской геометрии реальные сечения подкрепляющих включений отличаются наличием неровностей, являющихся неизбежным следствием процесса изготовления. Несмотря на малые размеры неровностей, они могут оказывать существенное влияние на несущую способность.

Обозначим границу раздела различных упругих сред через L' . Полагаем, что границу L' соединения связующего и включения можно представить в виде

$$r = \rho(\theta) = R + \varepsilon H(\theta) \quad (1)$$

где ε – малый параметр, равный отношению наибольшей высоты неровности профиля контура L' от окружности $r=R$ к радиусу R .

Принято, что всюду на границе соединения L' имеет место жесткое сцепление материалов. Начало системы координат совместим с геометрическим центром круга L ($r=R$) в срединной плоскости пластины.

Для оптимизации несущей способности составной пластины при изгибе предлагается метод, заключающийся в выборе класса неровностей поверхности соединения связующего и включения, обеспечивающего повышение несущей способности составной пластины. Требуется определить такую геометрию поверхности соединения связующего и включения, чтобы созданное ею упругое поле снижало концентрацию напряжений в составной пластине. Очевидно, что чем ниже уровень напряженности в составной пластине, тем выше ресурс ее работы. Поэтому ответственной за разрушение изгибаемой составной пластины считаем величину максимального нормального тангенциального изгибающего момента на границе соединения различных сред. Управляющими переменными принимаем параметры геометрии границы соединения материалов. Представим эту границу неизвестного контура L' в виде (1), где функция $H(\theta)$ требует определения. Не уменьшая общности поставленной задачи оптимизации, принимаем, что искомая функция $H(\theta)$ может быть представлена в виде ряда Фурье

$$H(\theta) = \sum_{k=0}^{\infty} (\alpha_k \cos k\theta + \beta_k \sin k\theta) \quad (2)$$

Таким образом, задача оптимизации сводится к определению коэффициентов α_k , β_k (параметров управления) этого ряда Фурье.

Для определения геометрии соединения материалов введем в задачу в качестве условия определения геометрии (функции $H(\theta)$) условие равнопрочности на контуре соединения связующего и включения. Таким образом, требуется так определить функцию $H(\theta)$, чтобы созданное в процессе нагружения изгибающими моментами составной пластины напряженное поле обеспечивало выполнение условия равнопрочности на контуре раздела сред. Условие равнопрочности позволяет определить искомую функцию $H(\theta)$ геометрии соединения материалов.

Для решения задачи оптимизации на первом этапе необходимо найти напряженное

состояние составной пластины при изгибе моментами. Затем определить нормальный окружной момент M_θ на границе соединения материалов. Искомые функции (напряжения и прогиб) в составной пластине будем искать в виде разложений по малому параметру ε , в которых для упрощения пренебрегаем членами, содержащими ε в степени выше первой. Каждое из приближений удовлетворяет системе дифференциальных уравнений теории изгиба пластин. Значения компонент тензора напряжений и прогиб при $r = \rho(\theta)$ получаем, разлагая в ряд выражения для напряжений и прогиба в окрестности $r=R$.

С помощью комплексных потенциалов Колосова-Мусхелишвили поставленная задача определения напряженного состояния составной пластины в каждом приближении сводится к отысканию двух пар функций $\Phi_0^{(j)}(z)$, $\Psi_0^{(j)}(z)$ и $\Phi^{(j)}(z)$, $\Psi^{(j)}(z)$ (j – номер приближения) комплексного переменного $z = x + iy$, аналитических в соответствующих областях и удовлетворяющих граничным условиям.

Используя метод степенных рядов, после некоторых преобразований в каждом приближении находим соотношения для коэффициентов $a_k^{(j)}$, $b_k^{(j)}$, $c_k^{(j)}$, $d_k^{(j)}$ и $A_k^{(j)}$. При заданной функции $H(\theta)$ полученные алгебраические системы являются замкнутыми и позволяют найти напряженно-деформированное состояние составной пластины для каждого профиля поперечного сечения включения. Для построения недостающих уравнений требуем выполнения условия

$$M_t = M_* \quad (3)$$

Здесь M_* – оптимальное значение нормального тангенциального момента на контуре соединения включения и связующего, подлежащее определению.

Снижение напряжений осуществляем с использованием условия (3) и принципа наименьших квадратов. Минимизацию проводим с использованием критерия

$$U = \sum_{i=1}^M [M_t(\theta_i) - M_*]^2 \rightarrow \min \quad (4)$$

Используя необходимое условие экстремума функции нескольких переменных, получена бесконечная линейная алгебраическая система уравнений для определения величин M_* , α_k , β_k .

Так как функция $M_t(\theta_i, \alpha_k, \beta_k)$ линейна относительно неизвестных параметров, то составление и решение системы значительно упрощается. Систему уравнений можно записать в виде нормальной системы. Решая нормальную систему методом Гаусса с выбором главного элемента для различных механических характеристик связующего и включения, найдены искомые параметры геометрии поверхности соединения различных сред составной пластины.

ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ, ОСЛАБЛЕННОЙ ДВУМЯ ПРЯМОЛИНЕЙНЫМИ ТРЕЩИНАМИ

Аскерова Т.А.

Азербайджанский технический университет, г. Баку, e-mail: sopromat_V@mail.ru

A thin infinite elastic plate of variable thickness is considered. Plate material is homogeneous and isotropic. The stress intensity factors were found.

Пусть пластина переменной толщины ослаблена двумя прямолинейными сквозными трещинами вдоль оси абсцисс. Декартовы координаты x , y в срединной плоскости пластины, являющейся плоскостью симметрии. Примем, что толщина пластины $h(x,y)$ удовлетворяет условиям

$$0 < h_1 \leq h(x, y) \leq h_2$$

Здесь h_1, h_2 – соответственно наименьшее и наибольшее значения толщины пластины. Дифференциальное уравнение изгиба пластины переменной толщины имеет вид

$$\Delta(D\Delta W) - (1 - \nu)L(D, W) = q(x, y), \quad (1)$$

где

$$\Delta = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2}, \quad D = D(x, y) = \frac{Eh^3(x, y)}{12(1 - \nu^2)}$$

$$L(D, W) = \frac{\partial^2 D}{\partial x^2} \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} - 2 \frac{\partial^2 D}{\partial x \partial y} \frac{\partial^2 W}{\partial x \partial y} + \frac{\partial^2 D}{\partial y^2} \frac{\partial^2 W}{\partial x^2},$$

ν, E – коэффициент Пуассона и модуль Юнга материала пластины.

Берега трещины считаются свободными от внешних нагрузок. Пластина подвергается изгибу равномерно распределенными постоянными моментами (изгиб на бесконечности). Считается, что в процессе деформации пластины противоположные берега трещины не контактируют между собой.

Вводя арифметическое среднее значение толщины h_0 по формуле $h_0 = (h_1 + h_2)/2$, представим толщину пластины в следующем виде

$$h(x, y) = h_0 [1 + \varepsilon h_*(x, y)]$$

Новая функция $h_*(x, y)$ удовлетворяет неравенствам

$$1 - \varepsilon \leq h_*(x, y) \leq 1 + \varepsilon$$

где $\varepsilon = (h_2 - h_1)/(h_1 + h_2)$ – безразмерный малый параметр.

Для решения дифференциального уравнения изгиба пластины (1) применяется метод малого параметра. Решение ищем в следующем виде

$$W = \sum_{k=0}^n \varepsilon^k W_k \quad (2)$$

Подставляя разложение (2) в уравнение (1) и сравнивая коэффициенты при одинаковых степенях малого параметра ε , находим бесконечную систему зацепляющих уравнений

$$\Delta \Delta W_0 = 0 \quad (3)$$

$$\Delta \Delta W_1 = -3L_\nu(h_*, W_0) \quad (4)$$

$$\Delta \Delta W_2 = -3[L_\nu(h_*, W_1) + L_\nu(h_*^2, W_0)]$$

$$\Delta \Delta W_n = -3[L_\nu(h_*, W_{n-1}) + L_\nu(h_*^2, W_{n-2})] - L_\nu(h_*^2, W_{n-3}), \quad n=3, 4, \dots$$

$$\text{где } L_\nu(h_*^k, W_n) = \Delta(h_*^k, W_{n-1}) - (1 - \nu)L(h_*^k, W_n) \quad (5)$$

Для уравнения нулевого приближения будут иметь место занятые в исходной задаче граничные условия. Уравнения (4) первого приближения (вообще говоря, и последующие приближения) соответствуют задаче о распределенных по поверхности пластины поперечной нагрузке с границей (в данном случае, поверхностью трещин), свободной от изгибающего момента и обобщенной поперечной силе. Для нулевого приближения имеем

$$W_0 = \text{Re} [\bar{z}\varphi_0(z) + \chi_0(z)], \quad \varphi_0'(z) = \Phi_0(z), \quad \chi_0''(z) = \Psi_0(z) \quad (6)$$

$$\Phi_0(z) = \frac{1}{2\pi i \kappa X(z)} \int_L \frac{X^+(x)p(x)}{x-z} dx + \frac{P_2(z)}{X(z)} + \frac{1}{2\kappa} [(1 - \kappa)\Gamma + \bar{\Gamma}']$$

$$\Omega_0(z) = \frac{1}{2\pi i X(z)} \int_L \frac{X^+(x)p(x)}{x-z} dx + \frac{P_2(z)}{X(z)} + \frac{1}{2} [(1 - \kappa)\Gamma + \bar{\Gamma}']$$

Здесь $p(x) = iC(x)$, $C(x)$ – вещественная кусочно-постоянная функция на $L = \{[-a, -b] + [a, b]\}$, не задаваемая заранее,

$$X(z) = \sqrt{(z^2 - a^2)(z^2 - b^2)}, \quad P_2(z) = C_0 z^2 + C_1 z + C_2$$

Постоянные $C(x) = C_j$ ($j=1,2$) и коэффициенты C_0, C_1, C_2 полинома $P_2(z)$ определяются из условий однозначных перемещений при обходе замкнутых контуров, охватывающих отрезки $(-a, -b)$ и (a, b) .

$$\Psi_0(z) = \overline{\Omega_0(z)} - \Phi_0(z) - \bar{z}\Phi'_0(z)$$

Решение задачи (4) первого приближения ищем в виде

$$W_0 = W_{1n} + W_{10} \quad (7)$$

где W_{1n} – есть частное решение неоднородного бигармонического уравнения (4), которое дается:

$$W_{1n} = -\frac{1}{16\pi} \iint_S f_1(\xi, h) [(x-\xi)^2 + (y-\eta)^2] \ln [(x-\xi)^2 + (y-\eta)^2] d\xi d\eta \quad (8)$$

Здесь через $f_1(\xi, h)$ обозначается правая часть уравнения (4). Бигармоническая функция W_{10} есть решение краевой задачи

$$\Delta\Delta W_{10} = 0 \quad (9)$$

$$M_n = -m(s), \quad Q_n^* = -p(s) \quad \text{на контурах трещин} \quad (10)$$

где $m(s), p(s)$ – распределение изгибающего момента и обобщенной поперечной силы, даваемое частным решением неоднородного бигармонического уравнения.

Решение краевой задачи (9)-(10) получили сведением к задаче линейного сопряжения

$$\kappa\Phi_1(z) - \Omega_1(z) = 0 \quad (11)$$

$$\kappa\Phi_1(z) + \Omega_1(z) = \frac{1}{\pi i X(z)} \int_L \frac{X^+(x)p(x)}{x-z} dz$$

$$\text{Здесь } p(x) = \frac{1}{D_0(1-\nu)} \left[M_n + i \int_0^s Q_n^* ds \right] + iC(x).$$

Аналогично строятся решения в последующих приближениях.

Для прогнозирования разрушения наибольший интерес представляет знание коэффициентов интенсивности напряжений (моментов) в окрестности концов трещины. Коэффициенты интенсивности напряжений ищем в виде

$$K_I = K_I^{(0)} + \varepsilon K_I^{(1)} + \varepsilon^2 K_I^{(2)} + \dots$$

$K_I^{(0)}$ находится из решения задачи для пластины постоянной толщины (нулевое приближение). Для коэффициентов интенсивности напряжений (моментов) имеем

$$K_I^{(0)} = \pm \frac{12\sqrt{2}}{h_0^2} D_0(3+\nu) \lim_{z \rightarrow l} \left[\sqrt{z-c} \Phi_0(z) \right]$$

$$K_I^{(1)} = \pm \frac{12\sqrt{2}}{h_0^2} D_0(3+\nu) \lim_{z \rightarrow l} \left[\sqrt{z-c} \Phi_1(z) \right]$$

$$K_I^{(2)} = \pm \frac{12\sqrt{2}}{h_0^2} D_0(3+\nu) \lim_{z \rightarrow l} \left[\sqrt{z-c} \Phi_2(z) \right]$$

и т.д.

причем верхний знак берется при $c=a$, а нижний при $c=b$.

РАЗРУШЕНИЕ ПЛАСТИНЫ, ОСЛАБЛЕННОЙ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМОЙ КРИВОЛИНЕЙНЫХ ОТВЕРСТИЙ

Ахмедова М.В.

Азербайджан, Азербайджанский технический университет, e-mail: sopromat_V@mail.ru

The problem of brittle fracture mechanics of an elastic plate weakened by a periodic system of curvilinear holes is considered. The crack and the contours of curvilinear holes are free from external loads. The stress intensity factors are found.

Исследование напряженного состояния и разрушения упругой изотропной пластины с бесконечной, в определенном смысле правильной системой отверстий, является одной из важных проблем плоской теории упругости и механики хрупкого разрушения. Однако бесконечная связность области, порождающая значительные трудности, долгое время не позволяла построить приемлемое для нужд практики решение. Трудность периодической задачи теории упругости для внешности отверстий некруговой формы заключается в том, что не удается сравнительно просто построить функцию, конформно отображающую заданную периодическую систему некруговых отверстий физической плоскости на периодическую систему круговых отверстий в параметрической плоскости. Отмеченная трудность преодолевается с помощью предлагаемого метода.

Рассмотрим на плоскости $z = x + iy$ периодическую систему криволинейных отверстий. Центры отверстий с границей L_m ($m=0, \pm 1, \pm 2, \dots$) лежат на одной прямой и находятся в точках $P_{m\omega}$, $\omega=2$. Считается, что контуры отверстий гладкие и имеют форму, отличную от окружности. Область, занятую средой, обозначим через D_z . Начало координат поместим в центре тяжести одного из отверстий, которое назовем основным. Границу этого отверстия обозначим через L_0 . Для упрощения задачи будем считать, что контуры L_m ($m=0, \pm 1, \pm 2, \dots$) имеют две оси симметрии, одна из которых совпадает с осью абсцисс. Такие отверстия имеют наибольшее применение в инженерной практике.

Пусть из контуров криволинейных отверстий исходят симметричные прямолинейные трещины вдоль оси абсцисс. Контуры отверстий и берега трещин свободны от внешних нагрузок. В пластине действуют средние напряжения (растяжение на бесконечности)

$$\sigma_x = \sigma_x^\infty, \quad \sigma_y = \sigma_y^\infty, \quad \tau_{xy} = 0,$$

являющиеся в силу симметрии граничных условий и геометрии области D_z , периодическими функциями с периодом ω . Граничные условия имеют вид

$$\sigma_n = 0, \quad \tau_{nt} = 0 \quad \text{на контурах отверстий } L_m \quad (m=0, \pm 1, \pm 2, \dots) \quad (1)$$

$$\sigma_y = 0, \quad \tau_{xy} = 0 \quad \text{на берегах трещин} \quad (2)$$

Перейдем на параметрическую плоскость ζ с помощью конформного преобразования $z = \omega(\zeta)$. Аналитическая функция $z = \omega(\zeta)$ осуществляет конформное отображение физической плоскости D_z на область D_ζ в плоскости переменной ζ , являющейся внешностью окружностей Γ_m радиуса λ с центрами в точках $P_m = m\omega$ с взаимно однозначным соответствием бесконечно удаленных точек, а также соответствующих участков действительных и мнимых осей. В случае периодической системы некруговых отверстий, границы которых являются кусочно-гладкими кривыми, имеющими две оси симметрии, общее представление аналитической функции $z = \omega(\zeta)$, осуществляющее конформное отображение области D_z на область D_ζ в плоскости переменной $\zeta = \xi + i\eta$, являющуюся внешностью окружностей Γ_m ($m=0, \pm 1, \pm 2, \dots$) имеет [1] следующий вид

$$\omega(\zeta) = \zeta + \sum_{k=0}^{\infty} A_{2k+2} \frac{\lambda^{2k+2} \rho^{(2k-1)}(\zeta)}{(2k+1)!} \quad (3)$$

где $\rho(\zeta) = \left(\frac{\pi}{\omega}\right)^2 \frac{1}{\sin^2(\pi\zeta/\omega)} - \frac{1}{3} \left(\frac{\pi}{\omega}\right)^2$.

На параметрической плоскости граничные условия записываются через комплексные потенциалы. Строятся общие представления, описывающие класс симметричных задач с периодическим распределением напряжений. На основании выполненных условий периодичности система граничных условий на Γ_m ($m=0, \pm 1, \pm 2, \dots$) заменяется одним функциональным уравнением, например на контуре окружности Γ_0 .

Удовлетворяя общими представлениями решения крайвым условиям на контурах отверстий и берегах трещин на параметрической плоскости получена бесконечная алгебраическая система и сингулярное интегральное уравнение. Сингулярное интегральное уравнение с помощью алгебраизации сводится к конечной алгебраической системе. Алгебраическая система совместно с сингулярным интегральным уравнением являются основными разрешающими уравнениями задачи, позволяющими определить искомые функции. Зная эти функции можно найти напряженно-деформированное состояние пластины. В рассматриваемом случае на параметрической плоскости трещина одним концом $\xi=\lambda$ выходит на поверхность отверстия. Поэтому напряжения в кончике $\xi=\lambda$ ограничены и имеют корневую особенность на другом конце $\xi=l_*$. В частности, для коэффициента интенсивности напряжений K_I у вершины трещины на концах $\xi = \pm l_*$ будем иметь

$$K_I = - \lim_{\xi \rightarrow l_*} \left[\sqrt{2\pi|\xi - l_*|} g(\xi) \right]$$

Рост трещины определяется дополнительным условием, задаваемым в кончике трещины. Для линейно-упругого тела таким условием является локальный критерий Ирвина $K_I = K_c$ (постоянная K_c – характеризующая сопротивление материала пластины распространению в нем трещин). Это условие позволяет определить величину предельного (критического) значения внешних нагрузок при заданных размерах трещины. В случае заданных рабочих внешних нагрузок это дополнительное условие позволяет определить предельно допустимый размер дефекта.

После нахождения значений $p_k^0 = g(\theta_k)$ коэффициент интенсивности напряжений K_I определится следующим соотношением

$$K_I = \sqrt{2\pi l_*} (1 - \lambda_1^2)^{-1/2} \frac{1}{2M} \sum_{k=1}^M (-1)^k p_k^0 \operatorname{ctg} \frac{\theta_k}{2}, \quad \lambda_1 = \frac{\lambda}{l_*}$$

В качестве отверстий выбраны эллипсы с различными соотношениями полуосей и квадраты с радиусами закругления углов. Такой выбор объясняется наибольшей вероятностью их применения в инженерной практике. Эллипсы брались с соотношением полуосей a/b , принимающим значения $3/2, 2, 5/2, 3$, причем для каждого из этих случаев рассматривались различные значения полуоси a . Значение периода ω брались равным двум. Большие оси эллипсов лежат на оси абсцисс. Отношения радиуса закругления угла квадрата к длине его стороны принимались равными $0,05$ и $0,025$. Длины сторон при этом варьировались от $0,4$ до $0,8$. Стороны квадратов параллельны осям координат. Задача состоит в том, чтобы найти такие значения коэффициентов A_{2k} , которые будут наилучшим образом обеспечивать величинам $\omega(\theta_j)$ отображающей функции (3) значения $\omega_0(\theta_j)$. Таким образом, требуется найти наиболее вероятные значения неизвестных коэффициентов.

Пусть нам известна аналитическая функция $\omega_0(\zeta)$ конформно отображающая внешность круга Γ_0 радиуса λ ($\lambda < 1$) плоскости ζ на внешность некругового контура L_0 плоскости $z=x+iy$ с соответствием бесконечно удаленных точек $\omega_0(\infty)=\infty$. В настоящее время имеется большой каталог таких отображающих функций [2]. Согласно принципу наименьших квадратов, наивероятнейшими значениями параметров будут такие, при которых сумма квадратов отклонений

$$\varepsilon_i = \omega(\theta_j) - \omega_0(\theta_j) \quad (j = \overline{1, n})$$

будет наименьшей, т.е.

$$U = \sum_{j=1}^n [\omega(\theta_j) - \omega_0(\theta_j)]^2 \rightarrow \min$$

Используя необходимое условие экстремума функции нескольких переменных, получаем конечную линейную алгебраическую систему уравнений для определения коэффициентов A_{2k}

$$\frac{\partial U}{\partial A_{2k}} = 0 \quad (k=1,2,\dots,n)$$

В результате вычислений были найдены коэффициенты интенсивности напряжений при одноосном растяжении для пластин с периодической системой эллиптических отверстий и квадратных отверстий.

Литература

1. Мирсалимов В.М. Периодическая задача о развитии полостей в вязких средах // Изв. РАН. Механика жидкости и газа, 2011, №2, с. 104-111.
2. Савин Г.Н. Распределение напряжений около отверстий. Киев: Наукова думка, 1968. 887 с.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Ахунова А.Х.

Россия, ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, akhunova.a.a@mail.ru

SIMULATION OF THREE-LAYERED HOLLOW STRUCTURE SUPERPLASTIC FORMING Akhunova A.Kh.

The work is devoted to the development of the production of three-layered hollows structures made of titanium alloy VT6 by means of the superplastic forming (SPF) technology. Finite element method is employed to simulate the SPF process with the aim to find the restrictions on the geometry parameters of the structure such as the entanglement angle of the stiffening ribs and the thickness ratio of outer to inner sheet thicknesses.

Значительная часть деталей современных летательных аппаратов изготавливается из листового материала. При этом особый интерес представляют позволяющие снизить вес летательного аппарата многослойные полые конструкции, изготавливаемые из двухфазных титановых сплавов с использованием сверхпластической формовки (СПФ). Анализ существующих методов изготовления таких конструкций позволил выделить их основные типы и способы получения. Конструкции можно разделить: 1) по количеству используемых листов - это могут быть двух-, трех- и четырёх-листовые конструкции, 2) по способу сварки внешних и внутренних листов конструкции - с использованием противосварочных покрытий или сварки плавлением [1-2].

В настоящей работе были исследованы два типа трехслойных полых конструкций, которые различались по типу сварки двух внешних листовых заготовок (обшивок) с внутренней листовой заготовкой (заполнителем). Типовая технология изготовления таких конструкций методом СПФ включает в себя предварительную сварку обшивок и заполнителя с последующей формовкой путем подачи инертного газа в полости полученного пакета заготовок. При этом обшивки принимают форму матрицы, а заполнитель образует ребра жесткости. В работе рассматривались конструкции, полученные совмещением сварки давлением или лазерной сварки с процессом СПФ.

Практика получения полых трехслойных конструкций методом СПФ показывает, что их качество зависит от правильного выбора технологических режимов. Известно, что сверхпластичные материалы чувствительны к скорости деформации, что необходимо учитывать во время формообразования, задавая оптимальный скоростной диапазон. Вместе

с этим, на качество конструкции также влияют геометрические размеры ячеек, параметры сварных швов, условия на контакте формируемого листа и т.д. Существенную помощь в определении эффективных режимов формообразования и геометрических параметров конструкции могут оказать средства компьютерного моделирования [3-5].

В данной работе, на основании результатов компьютерного моделирования СПФ трехслойных конструкций определена зависимость подачи давления газа от времени, обеспечивающая формообразование ребер жесткости в условиях сверхпластичности. Найдены геометрические параметры конструкций, такие как соотношение толщин обшивок и заполнителя, шаг ребер, определяющий угол их наклона, позволяющие получить качественное изделие, без наличия таких дефектов, как складки на обшивках и разнотолщинность ребер жесткости.

Литература:

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.
2. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 1. Международный опыт. Письма о материалах. Т.2(1), 2012. С. 32-35.
3. R.V. Safiullin, A.A. Kruglov, A.Kh. Akhunova, A.R. Safiullin, S.V. Dmitriev. Modelling of superplastic forming of hollow structures with goffered filler made of VT6 titanium alloy // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2012. Vol. 43. №9. P. 786 - 788.
4. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Моделирование процесса сверхпластической формовки трехслойных полых конструкций для определения ограничений на их геометрические параметры // Деформация и разрушение материалов. 2011. №11. С. 38-41.
5. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Моделирование процесса сверхпластической формовки полых конструкций с гофрированным заполнителем из титанового сплава ВТ6 // Перспективные материалы. 2011. №12. С. 42-44.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С КОМПОЗИТНЫМ Al-TiC ПОКРЫТИЕМ

Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А., Ковалев В.А., Мартынов С.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, rusy@ispms.isc.ru

NUMERICAL SIMULATION OF DEFORMATION AND FRACTURE IN A MATERIAL WITH COMPOSITE Al-TiC COATING

Balokhonov R.R., Romanova V.A., Schwab E.A., Kovalev V.A., Martinov S.A.

Numerical simulation of tension and compression of a coated material is carried out. Investigated are mechanisms of deformation and fracture related to the complex geometry of «TiC inclusion – Al matrix» interfaces. It is found out that plastic strain localization in aluminum matrix and cracking of TiC inclusions develop concordantly and interdependently. Local regions of bulk tension are shown to arise under both external tension and compression. Latter in the deformation process cracks are formed in these regions. The cracks originate in different places and propagate in different directions under tension and compression. A role of technological residual stresses arising after the coating deposition is revealed.

В работе проведено исследование механического поведения алюминиевой подложки с композитным «TiC – Al» покрытием. В [1] экспериментально установлено, что после нанесения покрытия на подложку методом импульсного лазерного напыления в поверхностном слое возникают остаточные напряжения, которые могут влиять на прочностные свойства материала с покрытием при дальнейшей его эксплуатации в условиях действия механических нагрузок.

Целями данной работы являются: 1) изучить особенности локализации деформации и разрушения алюминиевого образца с композитным покрытием при одноосном растяжении и сжатии, 2) оценить неоднородное НДС в покрытии при воздействии сжимающих нагрузок на поверхность упрочненной детали и выявить роль технологических остаточных напряжений.

Краевые задачи решались численно методами конечных разностей и конечных элементов. Для описания механической реакции алюминиевой подложки и TiC включений в покрытие используются упруго-пластическая модель с изотропным упрочнением и критерий разрушения типа Губера [2]. Структура композита соответствует эксперименту и учитывается в расчетах явно (рис. 1).

На этапе 1) решалась задача в динамической постановке плоской деформации. Рассмотрение проводилось на трех масштабных уровнях: алюминиевой основы с покрытием (рис. 1 а-б), уровень композитного покрытия (рис. 1 в) и уровень отдельного включения карбида титана в алюминиевой матрице (рис. 1 г). Показано, что при одноосном сжатии такой системы вблизи межфазной границы «алюминий-карбид титана» возникают локальные области объемного растяжения. Данные области расположены в других местах, чем области объемного растяжения с максимальной концентрацией напряжений при внешнем растяжении. С эти выводом связана вся специфика локализации разрушения.

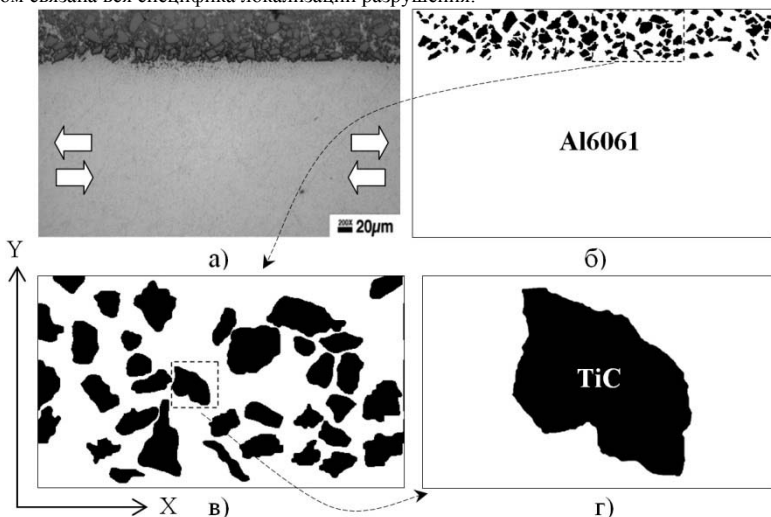


Рис 1. Экспериментальная а) и модельные б) – г) структуры материала с композитным покрытием на разных масштабных уровнях.

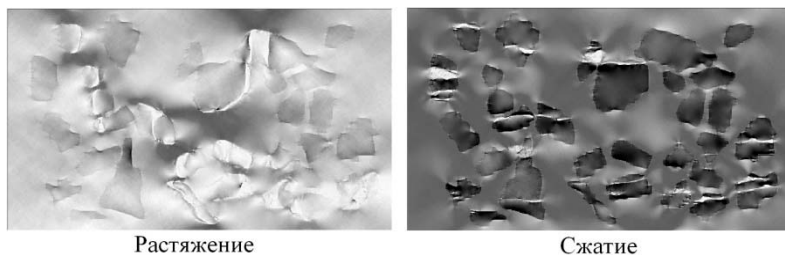


Рис 2. Разрушение включений TiC в покрытии при различных видах внешнего нагружения. Интенсивность напряжений.

Показано, что прочные упруго-хрупкие включения способны поворачиваться как целое в податливой пластичной матрице, релаксируя опасные нагрузки. За счет этого прочность на сжатие в локальных областях концентрации напряжений во включениях никогда не достигается, а все трещины, как при сжатии, так и при растяжении, зарождаются и распространяются под действием локальных растягивающих нагрузок в различных направлениях (рис.2). Аналогичный характер растрескивания керамических включений наблюдается экспериментально [3]. Реальные

материалы трехмерны, поэтому на этапе 2) для более точной оценки напряженного состояния композита решалась задача в трехмерной статической постановке. Использовался стандартный пакет прикладных программ ANSYS. В данной работе предложен простой метод генерации трехмерных структур включений карбида титана.

Предполагалась масштабная инвариантность процесса механического дробления. На каменоломне было отобрано несколько десятков камней твердых пород. Для преобразования реальных камней в трехмерную структуру проводилась трехмерная динамическая съемка поверхности камней при помощи видеокамеры, а для обработки результатов в реальном времени использовался программный продукт 3DSOM. Используя формат «.STP» (Стандарт передачи данных «STEP»), трехмерная структура образцов была импортирована в САЕ программно-расчетный комплекс ANSYS с помощью его CAD компонента - Design Modeler.

Проведено моделирование кубического элемента алюминиевой матрицы с единичным включением. Численный эксперимент показал, что при сжатии такого композита, возникают опасные области объемного растяжения во включениях карбида титана (черные области с максимальными значениями на рис.3). Поскольку в [1] было экспериментально установлено, что остаточные напряжения являются во включениях сжимающими, то они будут противодействовать этим опасным растягивающим нагрузкам при механическом нагружении.

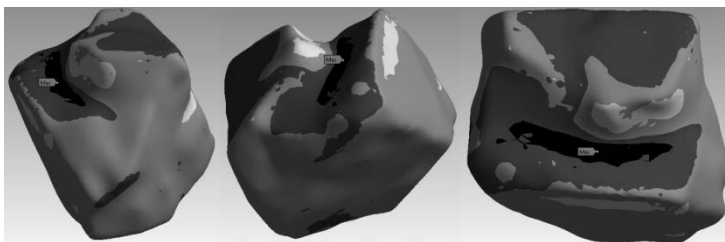


Рис. 3. Распределение давления во включении. Белый цвет – положительные значения, черный – отрицательные.

Таким образом, в работе показано, что при воздействии сжимающих нагрузок на поверхность материала с композитным покрытием, наличие остаточных технологических напряжений является положительным фактором и повышает прочность поверхностных слоев.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований

Литература

1. Kadolkar P.B., Watkins T.R., De Hosson J.Th.M., Kooi B.J. and Dahotre N.B. State of residual stress in laser-deposited ceramic composite coatings on aluminum alloys. *Acta Materialia*, 55 4 (2007) 1203–1214.
2. R.R. Balokhonov, V.A. Romanova The effect of the irregular interface geometry in deformation and fracture of a steel substrate–boride coating composite. *International Journal of Plasticity*, 25 11 (2009) 2225–2248.
3. Balasundaram, A., Gokhale, A.M., Graham, S., Horstemeyer, M.F., 2003. Three-dimensional particle cracking damage development in an Al–Mg–base wrought alloy. *Materials Science and Engineering A355*, 368–383.

ОПЕРАТОРЫ КОНЦЕНТРАЦИЙ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ТКАНЫХ КОМПОЗИТАХ АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Бардушкин В.В.¹, Колесников В.И.², Сычев А.П.³, Сычев А.А.³, Яковлев В.Б.¹

¹Россия, Национальный исследовательский университет «МИЭТ», e-mail: bardushkin@mail.ru;

²Россия, Ростовский государственный университет путей сообщения;

³Россия, Южный научный центр РАН

OPERATORS OF STRESSES AND STRAINS CONCENTRATIONS IN THE ANTI-FRICTION WOVEN COMPOSITES

Bardushkin V.V., Kolesnikov V.I., Sychev A.P., Sychev A.A., Yakovlev V.B.

The problem of calculation of stresses and strains concentrations operators, connecting averages stresses and strains on a material with their local values in three-component matrix composites, reinforced by fibers parallel to some plane in two mutually perpendicular directions, is solved. Thus the material of the inclusions located in one of the direction is distinct from a material of inclusions in the perpendicular direction. Dependences of the specified operators on concentration of isotropic components in antifriction woven composites are investigated.

В работе решается задача вычисления локальных упругих характеристик матричных антифрикционных композитов, армированных тканью. Указанные характеристики определяются безразмерными операторами (тензорами) концентраций напряжений $K^\sigma(\mathbf{r})$ и деформаций $K^\varepsilon(\mathbf{r})$, связывающих локальные значения тензора напряжений $\sigma_{ij}(\mathbf{r})$ (деформаций $\varepsilon_{ij}(\mathbf{r})$) с внешними (средними) по материалу напряжениями $\langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$ (деформациями $\langle \varepsilon_{kl}(\mathbf{r}) \rangle$) [1]:

$$\sigma_{ij}(\mathbf{r}) = K_{ijkl}^\sigma(\mathbf{r}) \langle \sigma_{kl}(\mathbf{r}) \rangle, \quad \varepsilon_{ij}(\mathbf{r}) = K_{ijkl}^\varepsilon(\mathbf{r}) \langle \varepsilon_{kl}(\mathbf{r}) \rangle, \quad i, j, k, l = 1, 2, 3.$$

Для определения $K_{ijkl}^\sigma(\mathbf{r})$ и $K_{ijkl}^\varepsilon(\mathbf{r})$ необходимо решать уравнения равновесия упругой неоднородной среды. Наиболее простым приближением, учитывающим взаимодействия включений, является обобщенное сингулярное приближение теории случайных полей [2]. В этом случае выражения для $K_{ijkl}^\sigma(\mathbf{r})$ и $K_{ijkl}^\varepsilon(\mathbf{r})$ имеют следующий вид (индексы опущены) [1]:

$$K^\sigma(\mathbf{r}) = c(\mathbf{r})(I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \langle c(\mathbf{r})(I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \rangle^{-1},$$

$$K^\varepsilon(\mathbf{r}) = (I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \langle (I - gc''(\mathbf{r}))^{-1} \rangle^{-1}.$$

Здесь c – тензор модулей упругости; I – единичный тензор четвертого ранга; двумя штрихами обозначена разность между соответствующими параметрами неоднородной среды и однородного тела сравнения; тензор g – интеграл от сингулярной составляющей второй производной тензора Грина уравнений равновесия [2]: $\mathcal{G}_{ijkl} = a_{i(kl)j}$, где

$$a_{iklj} = -\frac{1}{4\pi} \int n_k n_j t_{il}^{-1} d\Omega, \quad d\Omega = \sin \theta d\theta d\varphi, \quad t_{il}^{-1} - \text{элементы матрицы, обратной матрице}$$

T с элементами $t_{il} = c_{iklj}^c n_k n_j$, а n_k и n_j ($k, j = 1, 2, 3$) – компоненты вектора внешней нормали к поверхности включения. Для эллипсоидальных включений с главными полуосями l_1 , l_2 и l_3 компоненты вектора нормали определяются соотношениями $n_1 = l_1^{-1} \sin \theta \cos \varphi$, $n_2 = l_2^{-1} \sin \theta \sin \varphi$, $n_3 = l_3^{-1} \cos \theta$. По парам индексов i и j , k и l , заключенным в выражении для компонент \mathcal{G}_{ijkl} тензора g в круглые скобки, осуществляется операция

симметризации. Верхний индекс «с» в записи компонент C_{iklj}^c тензора модулей упругости обозначает, что рассматриваются упругие характеристики однородного тела сравнения, которые в работе вычислялись в приближении самосогласования [1, 2].

Рассматривается трехкомпонентный матричный композит с изотропными эллипсоидальными включениями одинаковой формы в предположении, что армирование производится только в направлениях осей x и y . При этом материал включений, ориентированных в направлении оси x , отличается от материала включений, ориентированных в направлении оси y . Включения представляют собой эллипсоиды вращения, причем $l_1 = L$, $l_2 = l_3 = 1$ для включений, ориентированных в направлении оси x ; $l_2 = L$, $l_1 = l_3 = 1$ – для ориентированных в направлении оси y . В численных расчетах полагалось $L \rightarrow \infty$, что соответствует композитам, армированным тканью. Материал включений, ориентированных в направлении оси x , соответствует ПТФЭ (модуль Юнга 0,15 ГПа, коэффициент Пуассона 0,33, плотность 2,20 Г/см³), а в направлении оси y – бесцелочному (БЩ) стеклу (модуль Юнга 76,2 ГПа, коэффициент Пуассона 0,22, плотность 2,54 Г/см³). Свойства матрицы соответствуют эпоксидному связующему ЭПАФ [1] (модуль Юнга 5,4 ГПа, коэффициент Пуассона 0,46, плотность 1,30 Г/см³).

Пусть V_1, V_2, V_3 ($V_1 + V_2 + V_3 = 1$) – объемные концентрации компонентов рассматриваемого материала, где индекс «1» относится к включениям ПТФЭ, «2» к включениям БЩ-стекла, а «3» – к матрице ЭПАФ. Учитывая, что операция усреднения в композите с изотропными компонентами для некоторой случайной величины $a(\mathbf{r})$ сводится к суммированию: $\langle a(\mathbf{r}) \rangle = V_1 a_1 + V_2 a_2 + V_3 a_3$, где V_s – объемная концентрация компонента s -го типа, а a_s – соответствующая указанному компоненту случайная величина ($s = 1, 2, 3$), соотношения для операторов концентраций K_s^σ и K_s^ε в s -м компоненте композита имеют следующий вид:

$$K_s^\sigma = c_s (I - g_s (c_s - c^c))^{-1} \left(\sum_{i=1}^3 v_i c_i (I - g_i (c_i - c^c))^{-1} \right)^{-1},$$

$$K_s^\varepsilon = (I - g_s (c_s - c^c))^{-1} \left(\sum_{i=1}^3 v_i (I - g_i (c_i - c^c))^{-1} \right)^{-1}.$$

Здесь g_1 и g_2 – это тензор g , соответствующий волокнам, ориентированным в направлениях соответственно осей x и y , а g_3 – это тензор g , соответствующий матрице (при вычислениях компонент тензора g_3 полагалось, что $l_1 = l_2 = l_3 = 1$).

Далее в работе для модельных композитов были проведены вычисления K^σ и K^ε в зависимости от концентрации изотропных компонентов. При этом основное внимание было уделено анализу только компонент 1212 операторов концентраций, которые в антифрикционных тканых композитах «отвечают» за работу при сдвиге вдоль плоскости, образованной осями x и y . Результаты модельных расчетов значений компонент операторов K^σ и K^ε от концентрации (по массе) μ_1 и μ_2 волокон 1-го и 2-го типов соответственно приведены на рис.1 (1 – ПТФЭ; 2 – БЩ-стекло; 3 – ЭПАФ).

На основе проведенных модельных исследований и расчетов можно заключить, что связующее ЭПАФ передает сдвиговую нагрузку не очень хорошо, т.к. значения компонент 1212 оператора K^σ в связующем существенно меньше единицы, а значения компонент 1212 оператора K^ε в связующем, наоборот, значительно больше единицы. Однако этот недостаток ЭПАФ должен «сглаживаться» за счет возникновения в процессе трения пленки фрикционного переноса при разрушении волокон ПТФЭ.

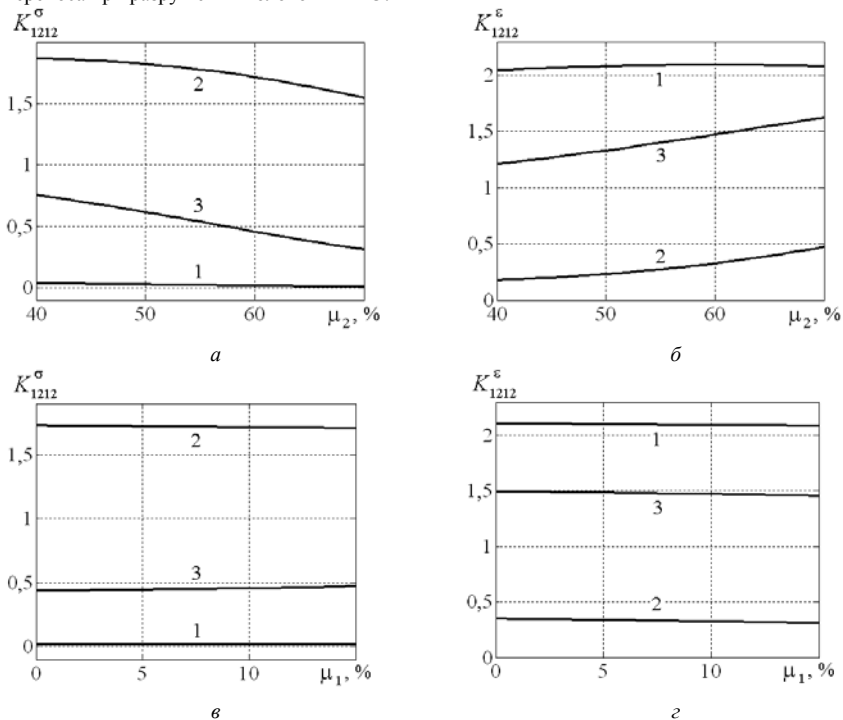


Рис 1. Зависимости компонент 1212 операторов K^σ и K^ε от процентной концентрации волокон БЩ-стекла при 10% (по массе) концентрации волокон ПТФЭ (а, б); волокон ПТФЭ при 60% (по массе) концентрации волокон БЩ-стекла (в, г)

Кроме того, увеличение концентрации ПТФЭ не приводит к значимым изменениям значений компонент 1212 тензоров K^σ и K^ε . Поэтому имеет смысл подбирать концентрацию волокон БЩ-стекла таким образом, чтобы оптимизировать физико-механические характеристики материала в зависимости от условий его эксплуатации в тяжело нагруженных узлах трения.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России 2009-2013» и грантов РФФИ № 13-08-00672-а, № 13-08-00732-а.

Литература

1. Колесников В.И., Бардушкин В.В., Яковлев В.Б., Сычев А.П., Колесников И.В. Микромеханика поликристаллов и композитов (напряженно-деформированное состояние и разрушение). – Ростов-на-Дону: изд-во РГУПС, 2012. – 288 с.
2. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. – М.: Наука, 1977. – 399 с.

АТОМНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В СТРУКТУРАХ КРЕМНИЙ НА КРЕМНИИ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ПРЯМОГО СРАЩИВАНИЯ

Белов А. Ю.

Россия, Институт кристаллографии РАН, belov@crys.ras.ru

Процесс самораспространяющегося прямого сращивания монокристаллических пластин кремния (direct wafer bonding) в высоком вакууме, используемый для получения структур кремний на кремнии (001), из-за наличия углового несоответствия решеток приводит к образованию особого типа синтетических границ кручения (001). При термическом отжиге такие малоугловые границы испытывают различные структурные превращения, характер которых существенно зависит от температуры $T_{отж}$. В частности, при $T_{отж} > 1100$ °С происходит испускание границей кручения частичных дислокаций в объем кремниевых пластин. Согласно данным, полученным с помощью электронной микроскопии высокого разрешения и метода слабого пучка ПЭМ [1], зернограничные винтовые дислокации ($b=1/2\langle 110 \rangle$) могут расщепляться в плоскостях (1-11) на две 30° частичные дислокации с образованием дефекта упаковки типа вычитания подобно тому, как это делают полные решеточные дислокации скользящего набора. После диссоциации одна из частичных дислокаций покидает границу раздела и уходит в объем кремния. Однако, согласно данным ПЭМ (с применением метода слабого пучка) некоторые сегменты дислокационной сетки остаются нерасщепленными. В данной работе обсуждается проблема сходства атомной структуры ядер зернограничных и решеточных дислокаций в кремнии на основе сопоставления результатов, полученных методом молекулярной динамики, и данных электронной микроскопии [1].

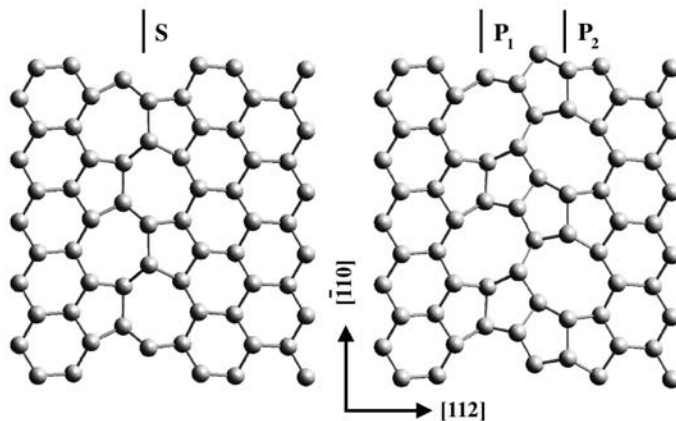


Рис.1. Модель атомной структуры ядра винтовой дислокации (S) с вектором Бюргерса $b=1/2\langle 110 \rangle$ (слева) и модель переходного состояния перед ее расщеплением на две 30° частичные дислокации (P1) и (P2) (справа).

Атомные модели ядра нерасщепленной винтовой дислокации в кремнии, а также механизм его трансформации в известные конфигурации ядер индивидуальных 30° частичных дислокаций после расщепления построены по результатам молекулярно-динамического моделирования с использованием многочастичного межатомного потенциала для кремния, эффективность которого была исследована методом функционала плотности [2]. В дополнение к ранее предложенной атомной модели переходного состояния [1] (см. Рис. 1) рассмотрены и исследованы методом молекулярной динамики альтернативные модели атомной структуры переходного состояния. Кроме того, было показано, что дислокации с ядром с удвоенным периодом имеют меньшую энергию по сравнению дислокациями, атомная структура которых вдоль направления $\langle 110 \rangle$ обладает периодом идеальной решетки.

[1] A. Yu. Belov, R. Scholz and K. Scheerschmidt, Dissociation of screw dislocations in (001) low-angle twist boundaries: a source of the 30° partial dislocations in silicon. - Philosophical Magazine Letters 79 (1999) 531.

[2] K. Scheerschmidt, D. Conrad and A. Belov, Atomic processes at bonded Si-interfaces studied by molecular dynamics: tailoring densities and bandgaps? - Computational Materials Science 24 (2002) 33.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ МЕТОДОМ ГРАНУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ: УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОМПАКТОВ

Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б., Нагаев К.А.

Россия, Институт электрофизики УрО РАН, E-mail: grey@iep.uran.ru

SIMULATION OF NANOSIZED POWDERS BY GRANULAR DYNAMICS METHOD: ELASTIC PROPERTIES OF COMPACTS

Boltachev G.Sh., Volkov N.B., Nagaev K.A.

To describe and study processes of cold compaction within discrete element method a 3D model of nanosized powder is developed. Elastic forces of repulsion, tangential forces of "friction" (Cattaneo-Mindlin), and dispersion forces of attraction (Van der Waals – Hamaker) as well as the formation/break of solid bridges between individual particles are taking into account. Mono-sized powders with the size of particles in the range of 10 – 50 nm are simulated. Simulation results are compared with experimental data on the compaction of alumina nanopowders. It is revealed that the model developed makes it possible to reproduce experimental data exactly and, in particular, describes the size effect in compaction processes. The simulations of nanopowder compactions under different conditions of external loading are performed. The uniaxial compaction (the closed-die compaction) and the isotropic compaction (the cold isostatic pressing) are studied. The curves of monotonic loading and the curves of elastic unloading are calculated. Macroscopic elastic modules (Young modulus and Poisson's ratio) of powders are obtained in the wide range of compact densities.

Одним из обязательных этапов создания перспективных наноструктурированных материалов методами порошковой металлургии является компактирование наноразмерных порошков [1, 2]. Теоретическое описание процессов компактирования традиционно опирается на феноменологию сплошной среды. В частности, для порошков микронного размера (и больше) хорошо зарекомендовала себя теория пластично упрочняющегося пористого тела [1]. Однако, для нанопорошков такие определяющие понятия феноменологического подхода, как предел текучести, закон упрочнения и т.п., становятся в значительной степени условными и неоднозначными. За рамками феноменологических теорий остаются специфические особенности наноразмерных порошков, например, размерные эффекты в процессах их компактирования. В связи с этим, высокую актуальность в настоящее время имеет развитие микроскопического подхода к описанию нанопорошков, основанного на методе дискретных элементов или методе гранулярной динамики.

Главной целью наших исследований является описание механических свойств оксидных нанопорошков на основе оксида алюминия, оксида иттрия, YSZ (оксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия) и др. Порошки изготавливаются в ИЭФ УрО РАН методами электрического взрыва проволок [3] и лазерной абляции мишеней [4]. Благодаря переходу через жидко-капельное состояние форма частиц близка к идеально сферической. Малые размеры частиц гарантируют их бездефектность (дислокации выталкиваются из них силами "изображений" [5]) и, как следствие, высокие прочностные свойства. В процессах холодного компактирования такие частицы не разрушаются и не подвержены пластической деформации вплоть до давлений в несколько гигапаскалей [6]. Перечисленные особенности изучаемых порошков предопределяют особую привлекательность метода гранулярной динамики, как перспективного и многообещающего инструмента теоретических исследований.

В настоящей работе выполнено моделирование процессов компактирования нанопорошков в трехмерной постановке. Модельные системы монодисперсные: частицы одного размера, идеально сферической формы. Их упругие характеристики соответствуют оксиду алюминия в α фазе. Упругое взаимодействие частиц порошка при моделировании методом

гранулярной динамики традиционно описывается законом Герца [7], который является строгим решением соответствующей контактной задачи в пределе малых деформаций. Однако компактирование наноразмерных порошков требует использования достаточной высоких давлений, при которых деформации отдельных частиц могут достигать 5–10%. Поскольку это выходит далеко за рамки применимости классического закона Герца, мы используем его обобщение, основанное на т.н. стержневой модели [8]. Тангенциальное взаимодействие прижатых частиц описывается в соответствие с законом Катанео–Миндлина [9]. Помимо контактных взаимодействий, высокую значимость для наноразмерных порошков приобретают межчастичные силы дисперсионного притяжения. Эти силы описываются на основе модифицированной формулы Гамакера [10]. Сильное прижатие частиц, характерное для моделируемых процессов, может приводить к образованию между ними прочных связей, что качественно меняет характер сцепления частиц [11]. Учет возможности образования/разрушения прочных межчастичных связей (спекание частиц) позволил нам достичь количественного согласия с известными [12] экспериментальными данными по компактированию нанопорошков оксида алюминия.

Развитая теоретическая модель дает возможность рассчитывать кривые монотонного нагружения модельной системы до заданного уровня внешнего давления, а также кривые упругой разгрузки, когда внешнее давление понижается от заданного уровня до нуля. Конечно, на стадии упругой разгрузки помимо непосредственной разгрузки межчастичных контактов (упруго-обратимая часть деформации) происходят процессы взаимного перемещения частиц (структурная, необратимая часть деформации). Поэтому название "упругая разгрузка" является достаточно условным. Высокая актуальность анализа кривых упругой разгрузки обусловлена тем, что именно плотность компакта, достигаемая после разгрузки (разгрузочная плотность), является стартовой для последующих стадий спекания. Экспериментальные данные по компактированию, как правило, также соответствуют разгрузочной плотности, поскольку измеряются после снятия внешнего давления.

В ходе численных экспериментов в широком интервале давлений прессования (до 5 ГПа) промерены различные макроскопические коэффициенты упругости модельных систем (модуль Юнга, коэффициент Пуассона), а также полное изменение плотности, соответствующее стадиям упругой разгрузки. Обнаружено, что на стадии упругой разгрузки изучаемые системы демонстрируют нелинейно-упругие свойства, что является следствием нелинейного закона взаимодействия отдельных частиц. Расчеты выполнены для монодисперсных порошков с диаметром частиц от 10 до 50 нанометров. Проанализированы процессы одноосного сжатия (в металлической матрице) и всестороннего прессования (в гидростате). Расчетные данные аппроксимированы выражениями, которые позволяют достаточно надежно проводить как интерполяцию, так и экстраполяцию в область высоких давлений. С использованием полученных аппроксимационных формул построены кривые зависимости разгрузочной плотности от давления и оценены предельно достижимые плотности нанопорошковых компактов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 12-08-00298-а.

1. Штерн М.Б., Сердюк Г.Г., Максименко Л.А., Трухан Ю.В., Шуляков Ю.М. Феноменологические теории прессования порошков. Киев: Наук. думка, 1982. - 140 с.

2. Алымов М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. М.: Наука, 2007. - 169 с.

3. Kotov Yu.A. Electric Explosion of Wires as a Method for Preparation of Nanopowders // Journal of Nanoparticle Research. 2003. V. 5, No. 5-6. P. 539-550.

4. Котов Ю.А., Осипов В.В., Иванов М.Г., Саматов О.М., Платонов В.В., Азаркевич Е.И., Мурзакаев А.М., Медведев А.И. Исследование характеристик оксидных нанопорошков, получаемых при испарении мишени импульсно-периодическим СО₂ лазером // ЖТФ 2002. Т. 72, вып. 11. С. 76-82.

5. Грязнов В.Г., Капрелов А.М., Романов А.Е. О критической устойчивости дислокаций в микрокристаллах // Письма в ЖТФ. 1989. Т. 15, вып. 2. С. 39-44.

6. Филоненко В.П., Хвостанцев Л.Г., Баграмов Р.Х., Трусов Л.И., Новиков В.И. Компактирование порошков вольфрама различной дисперсности гидростатическим давлением до 5 ГПа // Порошковая металлургия. 1992, No. 4. С. 16-20.

7. Agnolin I. and Roux J.-N. Internal states of model isotropic granular packings. I. Assembling process, geometry, and contact networks // Phys. Rev. E 76. 2007. 061302.
8. Boltachev G.Sh., Volkov N.B., Zubarev N.M. Tangential interaction of elastic spherical particles in contact // Int.J.Solids Struct. 2012. V. 49, No. 15-16. P. 2107-2114.
9. Mindlin R.D. Compliance of Elastic Bodies in Contact // J. Appl. Mech. (Trans ASME). 1949. V. 16. P. 259-268.
10. Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б. Моделирование процесса компактирования нанопорошков в рамках гранулярной динамики // ЖТФ. 2011. Т. 81, вып. 7. С. 18-29.
11. Balakrishnan A., Pizette P., Martin C.L., Joshi S.V., Saha B.P. Effect of particle size in aggregated and agglomerated ceramic powders // Acta Materialia. 2010. V. 58. P. 802-812.
12. Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б., Кайгородов А.С., Лозухо В.П. Особенности одноосного квазистатического компактирования оксидных нанопорошков // Российские нанотехнологии. 2011. Т. 6, № 9-10. С. 125-130.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭНЕРГИИ РАСТВОРЕНИЯ ВОДОРОДА НА МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЕ ОЦК-ЖЕЛЕЗА

Верховых А.В., Мирзоев А.А.

Россия, ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет), Челябинск, ursaeva@physics.susu.ac.ru

COMPUTER SIMULATION OF THE HYDROGEN DISSOLUTION ENERGY AT THE GRAIN BOUNDARY OF BCC IRON

Verkhovyykh A.V., Mirzoev A.A.

First-principles modeling of the grain boundary $\Sigma 5$ bcc iron are carried out by WIEN2k code. Optimal parameters and the grain boundary formation energy for the two tilt angles are calculated. The equilibrium positions and the dissolution energy of hydrogen are obtained. It was shown, that a hydrogen bond with the grain boundary.

Благодаря своей низкой цене и превосходным механическим свойствам, сталь является одним из наиболее важных и широко используемых металлических материалов. Большинство конструкционных сталей — ОЦК-сплавы железа. Явление водородной деградации их эксплуатационных свойств, обнаруженное более ста лет назад, в последние десятилетия привлекает особое внимание. Также известно, что растворяясь в ОЦК-железе, водород, благодаря своему малому радиусу, занимает междоузлия в кристаллической решетке. А если учесть, что связи между атомами железа на границах зерен, как правило, ослаблены, по сравнению со связями в объеме металла, то присутствие водорода может привести к значительному снижению прочности материала. Прочность является одним из важнейших функциональных свойств конструкционных материалов. Физическая природа разрушения твердых тел кроется в обстоятельствах разрыва атомных связей. Конкретизировать эти обстоятельства можно, если рассмотреть проблему на атомарном уровне. К сожалению, экспериментально это сделать не всегда возможно. Поэтому, целью данной работы являлось компьютерное моделирование взаимодействия водорода с границей зерна ОЦК-железа, с помощью программного пакета WIEN2k.

Была исследована граница наклона ферромагнитного ОЦК-железа $\Sigma=5$ с двумя углами разориентировки: 36.9° направления (310) и 53.1° направления (210). Эта граница раздела обладает высокой стабильностью благодаря большому количеству совпадающих узлов решетки в обоих зернах.

Все вычисления проводились в рамках теории функционала плотности методом линейных присоединенных плоских волн с учетом обобщенного градиентного приближения в программном пакете WIEN2k с использованием $8 \times 4 \times 1$ k-точек, согласно теории Монхорста-Пака [1].

Чтобы найти оптимальную конфигурацию системы, необходимо оценить энергию формирования границы зерна для всех конфигураций. Эта величина определяется двумя способами: 1) согласно термодинамической теории Райса и Вана [2];

$$\gamma_f = E_{gb} - 2E_{fs}, \quad (1)$$

где E_{gb} — полная энергия границы зерна (ГЗ); E_{fs} — полная энергия свободной поверхности (СП). Измеряется в электрон-вольтах.

2) В рамках подхода *ab initio*

$$\gamma_{gb} = \frac{E_{gb} - E_{bulk}}{2S}, \quad (2)$$

где E_{gb} — полная энергия границы зерна; E_{bulk} — полная энергия объемного кристалла, который имеет тот же объем и форму суперячейки как у границы зерна; S — площадь поперечного сечения суперячейки. Измеряется в Дж/м².

Влияние водорода на свойства границы зерна можно описать с помощью количественных характеристик: энергии растворения, энергии охрупчивания и энергии связи водорода с ГЗ. Они определяются следующим образом:

1. Энергия растворения:

$$\Delta E = E_{Fe_nH}^{tot} - E_{Fe_n}^{tot} - \frac{E_{H_2}}{2}, \quad (3)$$

где $E_{Fe_n}^{tot}$ — полная энергия суперячейки без примеси, $E_{Fe_nH}^{tot}$ — полная энергия такой же суперячейки с водородом, E_{H_2} — энергия молекулы H_2 в вакууме. Измеряется в электронвольтах.

2. Энергия охрупчивания границы зерна:

$$\Delta E_B = E^f(GB) - E^f(FS), \quad (4)$$

где $E^f(GB(FS))$ — энергия формирования одного атома водорода на ГЗ (СП).

3. Энергия связи водорода с границей зерна:

$$E_{gbH}^{bin} = E_{gbH}^{tot} - E_{gb}^{tot} - E_{bulkH}^f, \quad (5)$$

где E_{gbH}^{tot} — полная энергия границы зерна в присутствии водорода, E_{gb}^{tot} — полная энергия границы зерна без водорода, E_{bulkH}^f — энергия формирования водорода в тетрапоре в объеме ОЦК-железа.

Таким образом, мы получили следующие результаты, представленные в таблице:

	Данная работа		Другие работы	
	$\Sigma 5(310)$	$\Sigma 5(210)$	$\Sigma 5(310)$	$\Sigma 5(210)$
(1) γ_f , эВ	-17.6	-9.6	-	-5.41[3], -3.43[4]
(2) γ_{gb} , Дж/м ²	0.61	1.14	2.032[5]	6[5]
			Эксп. 0.77[6], 0.985[7]	
(3) ΔE , эВ	-0.1	-0.48	-0.13[8]	-
(4) ΔE_B , эВ	0.68	0.07	-	-
(5) E_{gbH}^{bin} , эВ	0.4	0.79	0.4[8]	-

Результаты показывают, что абсолютное значение энергии формирования границы зерна 53.1° достаточно сильно отличаются от наших данных. Хотя при меньших параметрах R_m также было рассчитано значение энергии $\gamma_f = -4.86$ эВ, что хорошо согласуется с данными, представленными в [3,4]. Поэтому можно сделать предположение, что на величину γ_f влияет

не только выбор обменно-корреляционного потенциала, но также параметры моделирования, в частности, количество *k*-точек и радиус *muffin-tin* сферы. Отрицательный знак энергии растворения (3) говорит о том, что водород легко растворяется на границе зерна. И в том и в другом случае, обе границы зерна $\Sigma 5(310)$ и $\Sigma 5(210)$, действуют как ловушки для водорода с энергией захвата 0.4 эВ и 0.79 эВ, соответственно. Вероятно, пустоты на границе создают похожую ситуацию для водорода, как и вакансии внутри объема.

Литература

- [1] H. J. Monkhorst, J. D. Pack. *Physical Review B*, 13:5188-5192, 1976
- [2] J. R. Rice, J.-S Wang. *Materials Science and Engineering: A*, 107:23-40, 1989
- [3] J. S. Braithwaite, P. Rez. *Ada Materialia*, 53:2715-2726, 2005
- [4] E. Wachowicz, A. Kiejna. *Computational Materials Science*, 43:736-743, 2008
- [5] J.-M. Zhang, Huang, Y.-H., X.-J. Wu, K.-W. Xu. *Applied Surface Science*, 252:4936-4942, 2006
- [6] L. H. Van Vlack. *Transactions. American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*, 191:251, 1951.
- [7] T. Roth. *Materials Science and Engineering*, 18: 183-192, 1975
- [8] Y. A. Du, L. Ismer, J. Rogal, T. Hickel, J. Neugebauer, R. Drautz. *Physical Review B*, 84:144121, 2011.

ОЦЕНКА ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Волоконский М.В., Мишин В.М.

*Россия, ФГАОУ ВПО «Северо – Кавказский федеральный университет»,
mishinvm@yandex.ru*

The dependence of the threshold voltage of local and residual of internal microstrain of rest time martensitic steel after quenching. For the first time, using the finite element method, establish a quantitative dependence of the local grain boundary strength martensitic steel on the level of internal residual microstrain after quenching and different leisure time.

Известно, что увеличение времени отдыха стали после закалки приводит к уменьшению остаточных внутренних "пиковых" микронапряжений, в связи с чем снижается склонность стали к замедленному хрупкому разрушению [1]. В работах Филиппова Г.А. [2,3] показано, что остаточные внутренние микронапряжения достигают максимальных значений на границах исходных аустенитных зерен, вследствие чего, для замедленного разрушения закаленной стали характерен интеркристаллитный излом. Замедленное хрупкое разрушение связывают как со снижением прочности границ зерен остаточными внутренними микронапряжениями, возникающими при образовании структуры мартенсита, так и снижением прочности границ сегрегациями охрупчивающих примесей (фосфора, серы и др.) [3]. Однако для практических задач необходимо количественное знание локальной (истинной) прочности границы зерна.

В настоящее время единственным методом, позволяющим, на основе результатов испытаний образцов, рассчитать напряжения в зоне зарождения трещины является метод конечных элементов (МКЭ) [4]. В работе используется МКЭ, позволяющий учитывать не только упругие, но и пластические деформации, вводимые в программу в виде реологической кривой зависимости напряжения от деформации для образца на растяжение.

Целью работы является количественная оценка локальной прочности границ зерен мартенситной стали, ослабленной остаточными внутренними микронапряжениями при реализации микромеханизма замедленного разрушения.

Склонность к замедленному хрупкому разрушению оценивают по уровню порогового напряжения, ниже уровня которого не происходит разрушение, и времени до зарождения трещины при некотором фиксированном приложенном напряжении. Использование порогового максимального локального растягивающего напряжения, независимого от геометрии концентратора и способа нагружения, в качестве характеристики сопротивления зарождению трещины позволяет охарактеризовать склонность к замедленному разрушению непосредственно материала [2,3].

Выдержка образцов при нормальных условиях после закалки (отдых) приводит к релаксации остаточных внутренних микронапряжений [1]. В процессе отдыха уровень остаточных внутренних микронапряжений уменьшается практически без изменения структуры стали, при этом падает склонность стали к замедленному разрушению и возрастает уровень порогового напряжения. Поэтому, представляется возможным изменять уровень остаточных внутренних микронапряжений путем изменения времени отдыха стали после закалки.

Исследовали сталь 18X2H4BA, выплавленную в открытой индукционной печи на основе карбонильного железа. Использовали образцы 10x10x55 мм с надрезом Шарпи. Термическую обработку проводили по режиму: 1000°C, 20 мин., закалка в воде. С целью предохранения поверхности образцов от обезуглероживания перед термообработкой образцы запаивали в ампулы с откачкой воздуха. Для получения состояний различающихся уровнем остаточных внутренних микронапряжений при одной и той же структуре, образцы после закалки выдерживали при комнатной температуре различное время. Состояние, эквивалентное бесконечному времени отдыха получали в результате низкотемпературного отпуска при 100°C, 2 ч.

Испытания на замедленное хрупкое разрушение проводили нагружением образцов до заданного уровня нагрузки и выдержкой до разрушения. В результате испытаний получали зависимость времени зарождения трещины от номинального напряжения, при котором регистрировалось зарождение трещины на границе зерна методом акустической эмиссии. Пороговое номинальное напряжение соответствовало зарождению трещины на границе зерна.

Для каждого времени отдыха существует такой уровень номинального напряжения, ниже уровня которого зарождения трещины не происходит - номинальное пороговое напряжение. Увеличение времени отдыха приводит к росту как номинального напряжения, соответствующего активному разрушению, так и к увеличению номинального порогового напряжения.

При замедленном разрушении зарождение и замедленное развитие трещины происходит по границам исходных аустенитных зерен. Далее, при достижении критического коэффициента интенсивности напряжений трещина развивается со скоростью звука в металле по телу зерен.

Данные фрактографии указывают на то, что зарождение и начальное развитие трещины происходит по границам зерен. Поэтому, определив локальные напряжения в зоне локального разрушения, можно оценить прочность границ зерен мартенситной стали.

Для оценки прочности границ зерен использовали пороговые напряжения замедленного разрушения. Экспериментально определенные значения разрушающих напряжений выше пороговых являются результатом совместного действия кинетического механизма замедленного разрушения и силового [5]. Однако для оценки прочности границы зерна необходимо исключить действие силового механизма разрушения. Поэтому для расчета прочности границы зерна необходимо пороговые номинальные напряжения пересчитать в локальные, которые соответствуют напряжениям зарождения трещины на границе зерна.

С помощью метода конечных элементов проведено математическое моделирование напряженно-деформированного состояния в зоне зарождения трещина на границе зерна. В математическую модель была введена реологическая кривая зависимости напряжения от деформации образца на растяжение (МРГ-3), находящегося в том же структурном состоянии. Отмечаем, что учитывался процесс упрочнения образца при растяжении. Поэтому каждый элемент сетки конечных элементов имел свойства образца на растяжение.

Очевидно, что увеличение уровня остаточных внутренних микронапряжений приводит к уменьшению величины порогового максимального локального растягивающего напряжения, характеризующего склонность стали к замедленному хрупкому разрушению.

Полагали, что пороговые значения локальных напряжений $\sigma_{11порог}$ и характеризуют прочность границ мартенситной стали при различном уровне остаточных внутренних микронапряжений. Оценив уровни остаточных внутренних микронапряжений по методике [6], была установлена зависимость пороговых локальных напряжений $\sigma_{11порог}$ и остаточных внутренних микронапряжений $\sigma_{вт}$ от времени отдыха стали 18X2H4BA после закалки.

Таким образом, феноменологические результаты испытаний на замедленное разрушение мартенситной стали получили количественные физически обоснованные физические характеристики: пороговое локальное напряжение $\sigma_{11порог}$ соответствует прочности границы зерна мартенситной стали.

Впервые, с помощью метода конечных элементов, установлена количественная зависимость локальной прочности границы зерна мартенситной стали 18X2H4BA от уровня остаточных внутренних микронапряжений после закалки и различного времени отдыха.

Литература

1. Саррак В.И., Филиппов Г.А. О природе явления задержанного разрушения закаленной стали // МитОМ. – 1976. – №12. – С. 36 - 41.
2. Филиппов Г.А., Саррак В.И., Перкас М.Д. Явление замедленного разрушения в мартенситностарееющей стали // ДАН СССР. - 1976. - № 6. - С. 819 - 821.
3. Саррак В.И., Филиппов Г.А. Влияние примесей на хрупкость стали после закалки // ФХММ. - 1981. - № 2. - С. 96 - 101.
4. Мишин В.М. Структурно-механические основы локального разрушения конструкционных сталей. Монография. - Пятигорск: Спецпечать, 2006. – 226 с.
5. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Кинетическая модель замедленного разрушения закаленной стали. Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. - № 3. – С.28-33.
6. Мишин В.М., Саррак В.И. Способ определения механических свойств образцов материалов. Авторское свидетельство № 1337718 от 15. 09. 1987. Бюлл. изобр. № 34.

ПОПЕРЕЧНЫЙ СДВИГ СОСТАВНОЙ УПРУГОЙ СРЕДЫ С ТРЕЩИНАМИ СО СВЯЗЯМИ МЕЖДУ БЕРЕГАМИ В КОНЦЕВЫХ ЗОНАХ

Гасанов Ф.Ф.

Азербайджан, Азербайджанский технический университет, e-mail: HFF74@mail.ru

The solution of fracture mechanics problem for the punched body weakened by the rectilinear cracks with bonds between faces in end zones is given. The elastic plane with periodic system of circular holes is considered. In the circular holes without the tight fit are inserted the elastic washers.

Рассматривается упругая плоскость, ослабленная периодической системой круговых отверстий, радиусом λ ($\lambda < 1$) и с центрами в точках $P_m = m\omega$ ($m=0, \pm 1, \pm 2, \dots$), $\omega=2$. В круговые отверстия вставлены без натяга упругие шайбы из другого материала. Упругая плоскость ослаблена прямолинейными трещинами неравной длины со связями между берегами в концевых зонах, коллинеарными осям абсцисс и ординат. Берега трещин сдвига вне концевых зон свободны от внешних усилий, а на перфорированную плоскость воздействуют напряжения $\tau_{xy} = \tau_{xy}^\infty$, $\sigma_x = 0$, $\sigma_y = 0$ (сдвиг на бесконечности).

Моделирование концевых зон трещин состоит в рассмотрении их как части трещин и в явном приложении к поверхностям трещин в концевых зонах сил сцепления, сдерживающих их сдвиг. Размеры концевых зон считаются соизмеримыми с длинами трещин. Взаимодействие берегов концевых зон моделируется путем введения между берегами зоны предразрушения связей с заданной диаграммой деформирования. Физическая природа таких связей и размеры зон предразрушения зависят от вида материала.

Под действием внешней нагрузки на составное тело в связях, соединяющих берега концевых зон предразрушения, возникают касательные усилия соответственно $q_x(x)$ и $q_y(y)$. Величины этих напряжений $q_x(x)$ и $q_y(y)$, а также размеры концевых зон заранее неизвестны и подлежат определению в процессе решения задачи.

Граничные условия в рассматриваемой задаче имеют вид

$$(\sigma_r - i\tau_{r\theta})_{b/\Omega_m} = (\sigma_r - i\tau_{r\theta})_{s/\Omega_m}, \quad (1)$$

$$(u + iv)_{b/\Omega_m} = (u + iv)_{s/\Omega_m},$$

на берегах трещин с концевыми зонами

$$(\sigma_y - i\tau_{xy})_s = f_x(x) \quad \text{коллинеарных осям абсцисс,}$$

$$(\sigma_x - i\tau_{xy})_s = f_y(y) \quad \text{коллинеарных осям ординат.}$$

Здесь Ω_m – граница раздела включение-плоскость в ячейке с номером m ; $f_x(x) = 0$ на свободных берегах трещин; $f_x(x) = -iq_x(x)$ на берегах концевых зон трещин; $f_y(y) = 0$ на свободных берегах трещин; $f_y(y) = -iq_y(y)$ на берегах концевых зон трещин; величины, относящиеся к включению и плоскости, обозначены соответственно индексами b и s .

Рассматриваемая задача сводится к отысканию двух пар функций $\Phi(z)$, $\Psi(z)$ и $\Phi_0(z)$, $\Psi_0(z)$ комплексного переменного $z = x + iy$, аналитических в областях занятых средой и шайбами, удовлетворяющих краевым условиям

$$\Phi(\tau) + \overline{\Phi(\tau)} - [\bar{\tau}\Phi'(\tau) + \Psi(\tau)]e^{2i\theta} = \Phi_0(\tau) + \overline{\Phi_0(\tau)} - [\bar{\tau}\Phi'_0(\tau) + \Psi_0(\tau)]e^{2i\theta}, \quad (2)$$

$$\Phi(\tau) - \kappa\overline{\Phi(\tau)} - [\bar{\tau}\Phi'(\tau) + \Psi(\tau)]e^{2i\theta} = \frac{\mu}{\mu_0} [\Phi_0(\tau) - \kappa_0\overline{\Phi_0(\tau)} - [\bar{\tau}\Phi'_0(\tau) + \Psi_0(\tau)]e^{2i\theta}],$$

$$\Phi(t) + \overline{\Phi(t)} + t\overline{\Phi'(t)} + \overline{\Psi(t)} = f_x(x),$$

$$\Phi(t_1) + \overline{\Phi(t_1)} + t_1\overline{\Phi'(t_1)} + \overline{\Psi(t_1)} = f_y(y).$$

Здесь μ , κ , и μ_0 , κ_0 – модуль сдвига и постоянная Мусхелишвили соответственно для плоскости и включений.

Основные соотношения поставленной задачи следует дополнить соотношениями, связывающими сдвиг берегов концевых зон и усилия в связях. Без потери общности эти соотношения запишем в виде

$$u^+(x, 0) - u^-(x, 0) = C(x, q_y(x))q_y(x), \quad (3)$$

$$v^+(0, y) - v^-(0, y) = C(y, q_x(y))q_x(y),$$

где функции $C(x, q_y(x))$ и $C(y, q_x(y))$ можно рассматривать как эффективные податливости связей.

Для определения предельной величины внешней нагрузки, при которой происходит рост трещины, необходимо дополнить постановку задачи условием (критерием) развития трещины. В качестве такого критерия примем [1] деформационный критерий разрушения (критический сдвиг берегов концевых зон предразрушения)

$$u^+(x, 0) - u^-(x, 0) = \delta_{IIc}, \quad (4)$$

$$v^+(0, y) - v^-(0, y) = \delta_{IIc},$$

где δ_{IIc} – характеристика трещиностойкости материала плоскости.

Для решения поставленной задачи естественным образом объединяется метод, развитый при решении периодической упругой задачи [2], с методом [3] построения в явной форме комплексных потенциалов Колосова-Мусхелишвили, соответствующих неизвестным касательным смещениям вдоль трещин с концевыми зонами.

Строятся общие представления, описывающие класс задач с периодическим распределением напряжений вне круговых отверстий и трещин при поперечном сдвиге. Удовлетворяя граничным условиям задачи, получены две бесконечные алгебраические системы

и два сингулярных интегральных уравнения. В правую часть полученных систем входят неизвестные значения напряжений $q_x(x_m)$ и $q_y(y_m)$ в узловых точках, принадлежащих конечным зонам соответственно. Неизвестные напряжения в связях определяются из дополнительных условий (3).

Литература

1. Панасюк В.В. Деформационные критерии в механике разрушения // ФХММ, 1986. т. 22, №1. с. 7-17.
2. Мирсалимов В.М. Разрушение упругих и упругопластических тел с трещинами. Баку: Элм, 1984. 124 с.
3. Panasyuk V.V., Savruk M.P. and Datsyshyn A.P. A general method of solution of two-dimensional problems in the theory of cracks // Eng. Fract. Mech., vol. 9, No. 2, 1977, pp. 481-497.

ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИНЫ В ПОКРЫТИИ НА УПРУГОМ ОСНОВАНИИ

Гасанов Ш.Г.

Азербайджан, Азербайджанский технический университет, e-mail: iske@mail.ru

Mathematical description and analysis of cracking in the covering coupled with the base made of another elastic material is carried out. It is assumed that in accordance with loading in the covering there will appear prefracture zones that are modeled as the areas of the weakened interparticle bonds in the material. In prefracture zones (layers of overstressed material), the covering's material is deformed beyond the limit of elasticity. It is assumed that in the course of loading, the covering's section has an arbitrary number of rectilinear prefracture zones. The definition of unknown parameters characterizing the cracking is reduced to the solution of the system of singular integral equations. The condition determining the limiting value of the external load under which cracks occur, is found.

Анализ современного состояния покрытий выявил, что материалам покрытия свойственны трещиновидные несплошности. В сечениях покрытия могут образовываться переходные зоны, в которых физико-механические свойства материала отличаются от свойств основного покрытия. Эти повреждения в сечении покрытия могут иметь как естественное происхождение (расслоение, включения, поры), так и вызываться технологическими процессами. Несмотря на большое значение перечисленных факторов на прочность покрытия до настоящего времени эти вопросы не нашли должного внимания в методах расчета. Разработка расчетных моделей исследования повреждения покрытия на упругом основании представляет собой актуальную проблему. Задача о зарождении трещины является важной проблемой теории прочности.

Пусть в декартовых координатах x, y имеем двухслойное тело, состоящее из покрытия толщины h с упругими характеристиками G_1 (модуль сдвига) и μ_1 (коэффициент Пуассона), сцепленного с упругой полуплоскостью с характеристиками G_2 и μ_2 .

Рассмотрим задачу механики разрушения для двухслойного тела, когда к наружной поверхности покрытия приложена нормальная нагрузка P . Остальная поверхность покрытия считается не нагруженной. Принято, что в материале покрытия после многократного нагружения появляется концентратор напряжений (область ослабленных межчастичных связей материала). При нагружении внешней нагрузки в прослойке перенапряженного материала образуется зона пластического течения. Пусть для определенности силовая нагрузка изменяется так, что в области ослабленных межчастичных связей материала осуществляется пластическое деформирование. Через некоторое число нагружений возможность пластического деформирования в области ослабленных межчастичных связей материала исчерпывается, и раскрытие берегов зоны пластического течения резко увеличивается. Если раскрытие берегов зоны предразрушения в точке максимальной концентрации достигнет предельного значения δ_c для данного материала покрытия, то в этой точке зарождается трещина. В предлагаемой расчетной модели удлинение зародышевой трещины происходит непрерывно от нулевой длины.

Задача моделирования процессов образования и развития трещины редуцируется к последовательно решаемым упругопластическим задачам.

По мере нагружения покрытия в материале будут возникать зоны предразрушения, которые моделируются как области ослабленных межчастичных связей материала. Взаимодействие берегов зоны предразрушения моделируется линиями пластического течения между ними (вырожденными зонами пластических деформаций). Размеры зон пластического течения (зон предразрушения) при постоянном напряжении зависят от вида материала.

Считается, что зоны предразрушения ориентированы в направлении действия максимальных растягивающих напряжений, возникающих в покрытии. Будем считать, что в сечении покрытия имеется N прямолинейных зон предразрушения длиной $2\ell_k$ ($k = 1, 2, \dots, N$). В центрах зон предразрушения разместим начало локальных систем координат $x_k O_k y_k$, оси x_k которых совпадают с линиями зон предразрушения и образуют углы α_k с осью x .

Взаимодействие берегов зоны предразрушения (связи между берегами) сдерживает зарождение трещины. При действии внешней силовой нагрузки P на поверхности покрытия в связях, соединяющих берега зон предразрушения, возникают нормальные $q_{y_k} = \sigma_S$ и касательные $q_{x_k y_k} = \tau_S$ напряжения ($k = 1, 2, \dots, N$), где σ_S - предел текучести материала покрытия на растяжение; τ_S - предел текучести материала покрытия на сдвиг.

Граничные условия задачи запишутся в виде (верхний индекс 1 соответствует покрытию, верхний индекс 2 – полуплоскости):

$$\text{при } y = 0 \quad \sigma_y^{(1)} = -P\delta(x), \quad \tau_{xy}^{(1)} = 0 \quad (1)$$

$$\text{при } y = -h \quad u^{(1)} + i v^{(1)} = u^{(2)} + i v^{(2)}, \quad (2)$$

$$\sigma_y^{(1)} + i \tau_{xy}^{(1)} = \sigma_y^{(2)} + i \tau_{xy}^{(2)},$$

$$\sigma_{y_k} = \sigma_S, \quad \tau_{x_k y_k} = \tau_S \quad \text{на берегах зон предразрушения,} \quad (3)$$

где $\delta(x)$ - импульсная функция Дирака, σ_x , σ_y , τ_{xy} - компоненты тензора напряжений; u , v - компоненты вектора перемещений; при $y \rightarrow -\infty$ перемещения и напряжения исчезают.

Для определения внешней нагрузки, при которой происходит зарождение трещины, постановку задачи нужно дополнить условием (критерием) появления трещины (разрыва межчастичных связей материала). В качестве такого условия примем критерий критического раскрытия берегов зоны предразрушения

$$\left| (v^+ - v^-) - i(u^+ - u^-) \right| = \delta_c, \quad (4)$$

где δ_c - характеристика сопротивления материала покрытия трещинообразованию. Это дополнительное условие позволяет найти параметры покрытия, при которых появляется трещина.

Для решения поставленной задачи использовали принцип суперпозиции, функции Папковича-Нейбера и теорию интегральных уравнений. Удовлетворяя краевым условиям на берегах зон предразрушения, задача сводится к решению системы сингулярных интегральных уравнений.

К ВОПРОСУ О НЕЛИНЕЙНЫХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ ТОНКОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ С УЧЕТОМ ЕГО ЖЕСТКОСТИ

Гладков С.О., Рабаданов Р.Г.

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), 125997, г.
Москва, Россия, Email: sglad@newmail.ru

ON A QUESTION ABOUT NONLINEAR DISPLACE DEFORMATION OF THIN ELASTIC ROD WITH HARD

Gladkov S.O., Rabadanov R.G.

ABSTRACT

Due to the principles of a classical mechanics the Lagrange's function was constricted. There was take into account nonlinear deformation of displace of the thin elastic rod, one end it is fasten. With help of the variable principles the nonlinear differential equation for displacement $\xi(x, t)$ was founded. The transversal condition of free end of the rod was received. The hard, viscose of continuum and force of weight take into accounted.

В последнее время на передний план исследований часто стали выходить нелинейные задачи, связанные с изучением различных механических и физических явлений [1 – 4]. При этом получаемые уравнения (в подавляющем большинстве случаев) решаются благодаря лишь численным методам интегрирования. Интересно в этой связи заметить, что многие из этих задач можно решить и чисто аналитическим способом, несмотря на имеющую место существенную нелинейность [5 – 7]. Однако, как правило, в прикладных задачах часто ограничиваются решениями, получаемыми в предельных случаях (см., к примеру, [8, 9]), но которые, тем не менее, дают правильное качественное представление о поведении исследуемых свойств материалов. К подобного рода классических задач можно отнести и задачу, которая связана с описанием формы очень тонкого гибкого стержня, движущегося в вязкой среде под воздействием силы тяжести и закрепленного шарнирно на одном конце. Именно эта задача и является предметом нашего исследования, которое и будет изложено в настоящем докладе. Исходя из общих принципов классической механики была построена функция Лагранжа, учитывающая нелинейные сдвиговые деформации тонкого упругого стержня, шарнирно закрепленного только с одной стороны. Второй его конец является свободным, и в случае внешнего механического воздействия (например, потоком воздуха), выводящего стержень из вертикального положения равновесия, его свободный конец будет описывать некоторую кривую, форма которой находится из уравнения трансверсальности для задачи с подвижной границей. Благодаря методам вариационного исчисления получено обобщенное нелинейное дифференциальное уравнение для функции смещения $\xi(x, t)$, описывающую отклонение стержня от вертикального положения равновесия в произвольной точке X и в любой момент времени t . Условие трансверсальности незакрепленного конца стержня с учетом жесткости материала, вязкости континуума и силы тяжести, позволяет найти его траекторию движения. Наша рассмотрение ограничено только двухмерным случаем.

Заметим, что если бы мы рассматривали стержень, как некий объект, состоящий из отдельных кусков (можно и разной длины), то при исследовании движения отдельно взятого куска с целью описания его динамики, задача фактически свелась бы к задаче Лэмба [10]. В этой связи наша задача имеет серьезное отличие от задачи Лэмба, и носит она принципиально иной характер. Это означает, что ни при каких предположениях движение протяженного объекта нельзя свести к упрощенной модели, связанной с рассмотрением движения его отдельных элементов. Под воздействием некоторой внешней силы вертикально висающий тонкий стержень отклоняется от вертикального положения равновесия и, имея в начальный момент времени некоторую форму, $\xi(0, y) = \varphi(y)$, начнет движение в среде, подчиняясь конкуренции трех механизмов: потенциальной энергии жесткости стержня, диссипативной функции, обязанной вязкости континуума и потенциальной энергии, связанной с силой тяжести. Для определенности будем предполагать, что сила F действует строго горизонтально в течение малого промежутка времени τ .

Поскольку диссипативная функция есть $\dot{Q} = T\dot{S} = K \frac{V^2}{2}$ (см [11]), то для силы сопротивления имеем $\vec{F}_c = K\vec{V}$, где коэффициент K можно определить в виде функции вязкости среды и геометрических параметров стержня. С помощью феноменологического подхода оказалось возможным найти его явное выражение (см. [11]). С учетом всех действующих на стержень факторов мы получили следующее нелинейное дифференциальное уравнение движения

$$\frac{\partial}{\partial t} \left(\dot{\xi} \sqrt{1+\xi'^2} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left[\frac{\xi' \left(\dot{\xi}^2 - u_0^2 - 2gy \right)}{2\sqrt{1+\xi'^2}} \right] + \frac{B}{\rho} \left[\frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\xi'''}{\left(1+\xi'^2 \right)^{\frac{5}{2}}} \right) - \frac{5}{2} \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\xi''^2 \xi'}{\left(1+\xi'^2 \right)^{\frac{7}{2}}} \right) \right] + \frac{4\pi\eta_0}{\rho} \left(2\xi' \dot{\xi}' + \dot{\xi} \xi'' \right) = 0 \quad (1)$$

и условие трансверсальности незакрепленного конца

$$\left(\dot{\xi}^2 - u_0^2 - 2gy \right) \left(1 + \varphi' \xi' \right) + \frac{4\pi\eta_0}{\rho} \xi' \dot{\xi} \left(2\varphi' - \xi' \right) \sqrt{1+\xi'^2} \Big|_{y_1} + \frac{B}{\rho} \left(\frac{\xi'' \left(\varphi'' - \xi'' \right) - \xi''' \left(\varphi' - \xi' \right)}{\left(1+\xi'^2 \right)^{\frac{5}{2}}} + \frac{5}{2} \frac{\xi''^2 \xi' \left(\varphi' - \xi' \right)}{\left(1+\xi'^2 \right)^{\frac{7}{2}}} \right) \Big|_{y_1} = 0 \quad (2)$$

Как видно из уравнения (1), в частном случае малых смещений оно будет описывать колебания тяжелой нити в поле силы тяжести [12].

Литература

1. М. Шредер. Фракталы, хаос, степенные законы. Миниатюры из бесконечного рая. R&C Dynamics. Москва – Ижевск. 2001. 527 с.
2. И. Пригожин. Конец определенности. Время, хаос и новые законы природы. R&C Dynamics. Москва – Ижевск. 2001. 207 с.
3. П. Гленсдорф, И. Пригожин. Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуаций. М.: Едиториал УРСС. 2003. 280 с.
4. А.Ю. Лоскутов, А.С. Михайлов. Введение в синергетику. М.: Наука. 1990. 270 с.
5. Д. Эрроусмит, К. Плейс. Обыкновенные дифференциальные уравнения. Качественная теория с приложениями. ПЛАТОН. 1997. 243 с.
6. Н.Н. Боголюбов, Ю.А. Митропольский. Асимптотически методы в теории нелинейных колебаний. М.: ГИТТЛ. 1955. 447 с.
7. А.М. Поляков. Калибровочные поля и струны. R&C Dynamics. Москва – Ижевск. 1999. 314 с.
8. Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. Механика. Т. 1. М.: Наука. 1973. 207 с; Гидродинамика. Т. 6. М.: Наука. 1988. 733 с.; Теория упругости. Т. 7. М.: Наука. 1987. 244 с.
9. С.О. Гладков, Ю.К. Ковнеристый. Математическое описание значительных тепловых деформаций упругих структур с памятью формы. Деформация и разрушение материалов. 2005. № 2. С. 44 – 48.
10. Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. Гидродинамика. Т. 6. М.: Наука. 1988. 733 с.
11. С.О. Гладков. О законе Дарси в условиях сохранения энтальпии. Письма в ЖТФ. 2002. Т.28. В. 20. С. 50 – 57.
12. Н.С. Кошляков, Э.Б. Глинер, М.М. Смирнов. Уравнения в частных производных математической физики. М.: Высшая школа. 1970. 710 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОГО УГЛЕПЛАСТИКА С ОПТОВОЛОКОННЫМИ СЕНСОРАМИ

Гончаров В.А., Федотов М.Ю.

РФ, ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ, goncharovva@viam.ru, fedotovmy@viam.ru

Проведено математическое и компьютерное моделирование интеллектуального углепластика на основе эпоксидного связующего ВСЭ-1212 и среднемодульного углеродного жгута IMS65 с введенными оптическими сенсорами на основе волоконных брэгговских решеток для прогнозирования физико-механических свойств углепластика с использованием различных математических критериев анализа и компьютерного расчета с учетом исходных данных по компонентам и схемы армирования.

Основной характеристикой определяемой на стадии расчета механических свойств ПКМ является модуль упругости, к достижению значений которого предъявляются высокие требования при разработке новых материалов для особо ответственных элементов конструкции. Для точного прогнозирования упругих свойств необходимо использовать несколько критериев расчетов, что позволит повысить достоверность моделирования за счет сравнения результатов полученных в них. При разработке информационной модели интеллектуального углепластика на основе эпоксидного связующего ВСЭ-1212 расчет проводился математическим аппаратом по правилу аддитивности с композитным фактором эффективности, по закону Hart-Smith, а также классическим анализом ПКМ с использованием CAE-систем. Компьютерное моделирование проводилось в программе Visual Composite Materials, ведущего мирового разработчика систем инженерного анализа технологических процессов получения металлических и композиционных материалов и конструкций из них.

В качестве исходных данных для математического и компьютерного моделирования интеллектуального углепластика ВСЭ-1212/IMS65 были использованы физико-механические свойства полимерной матрицы ВСЭ-1212, углеродного жгута IMS65 и оптоволоконного световода типа SMF-28.

Для исследования физико-механических свойств (плотность, толщина монослоя, жесткость в направлениях основы и утка (E_x и E_y) при различных схемах армирования) интеллектуального углепластика на основе эпоксидного связующего ВСЭ-1212 было определено объемное содержание наполнителя IMS65 в пластике.

$$V_f = \frac{W_f / \rho_f}{W_f / \rho_f + W_m / \rho_m}, \text{ где} \quad (1)$$

V_f – объемное содержание наполнителя в углепластике, %;

W_f – массовое содержание наполнителя в углепластике, %;

W_m – массовое содержание связующего в углепластике, %.

ρ_f – плотность наполнителя;

ρ_m – плотность полимерной матрицы.

По результатам математического и компьютерного моделирования интеллектуального углепластика на основе эпоксидного связующего ВСЭ-1212 и среднемодульного углеродного жгута IMS65 с введенными оптическими сенсорами на основе волоконных брэгговских решеток были определены физико-механические характеристики (плотность, толщина, монослоя, жесткость в направлениях основы и утка - E_x и E_y) при массовом содержании наполнителя (66%) и различных схемах армирования ПКМ ([0], [0, 90], [0, 90, ±45]). На рис. 1 представлены результаты компьютерного анализа интеллектуального ПКМ с использованием CAE-систем в программе VisualCompositeMaterials при армировании [0, 90, ±45].

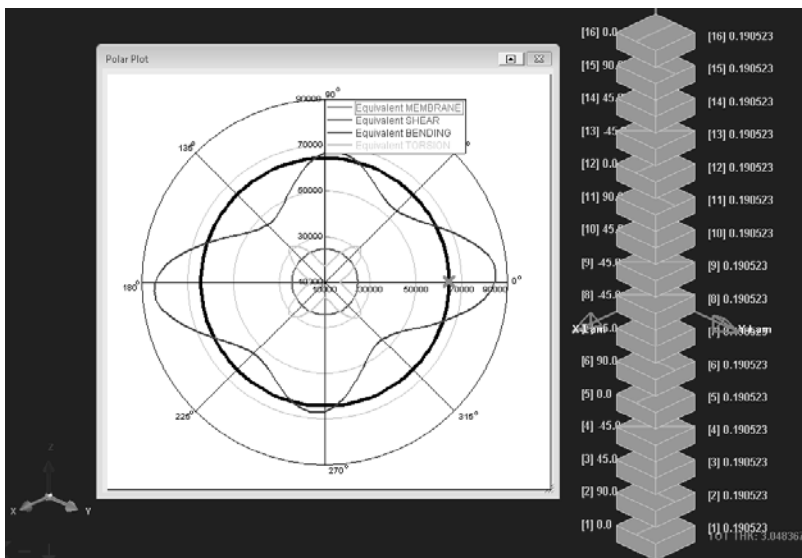


Рис. 1 – Результаты моделирования ПКМ с квазиизотропной укладкой

Установлено, что использование при проектировании ПКМ критериев расчета по правилу аддитивности с композитным фактором эффективности, по закону Hart-Smith, а также классическим анализом ПКМ с использованием САЕ-системы VisualCompositeMaterials обеспечивает высокую сходимость результатов расчета с характеристиками зарубежного аналога HexPlyM21/UD194/IM.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ОГРАЖДАЮЩИХ КОНСТРУКЦИЙ С УЧЕТОМ НЕЛИНЕЙНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Данилов М.Н., Федорова Н.Н.

Россия, ФГБОУ ВПО «Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет (Сибстрин)», danilov-m-n@u.ni.ru

RESEARCH OF THE DYNAMIC BEHAVIOR OF THE MULTILAYER STRUCTURES WITH NON-LINEAR PROPERTIES OF MATERIALS

Danilov M.N., Fedorova N.N.

In the paper on the basis of numerical modeling in program complex ANSYS stress and strains fields in building sandwiches-panels are determinate. The procedure of numerical structural calculations on a load-carrying capacity is developed taking into account all design features. Results of the calculations are compared to experimental data on maximum permissible loadings depending on geometrical parameters of the construction.

Произошедшее в последние годы значительное удорожание энергетических ресурсов привело к ужесточению требований строительных норм к теплозащите зданий. Это послужило толчком к появлению множества новых видов ограждающих конструкций. Сэндвич-панели, нашедшие в настоящее время широкое применение в строительстве, с точки зрения строительной теплофизики имеют существенные преимущества по сравнению с другими видами конструкций. Использование современных теплоизоляционных материалов в их конструкции приводит к значительному снижению теплопотерь здания. Одновременно с этим металлические обшивки и ребра жесткости обеспечивают жесткость и прочность конструкции.

Методики проектирования и расчета многослойных ограждающих конструкций, используемые предприятиями, выпускающими сэндвич-панели, требуют создания большого количества образцов и проведения испытаний на сложном дорогостоящем оборудовании, что связано со значительными материальными и временными затратами. Применение специальных программных комплексов для ЭВМ, позволяет значительно ускорить и удешевить процесс разработки и запуска в производство новых видов продукции.

В настоящей работе для расчета прочностных и теплоизоляционных свойств строительных сэндвич-панелей использован программный комплекс ANSYS. Основанный на методе конечных элементов программный комплекс позволяет проводить имитационное моделирование и оптимизировать проектируемую конструкцию.

Объектом исследования являлись стеновые и кровельные трехслойные панели со стальными обшивками и минераловатным средним слоем. На основе МКЭ создана расчетная модель с учетом нелинейных свойств материалов (пластичность, ползучесть) и конструктивных особенностей панелей, и проведены исследования прочностных и теплоизоляционных свойств сэндвич-панелей.

Проведено исследование поведения конструкции при динамических нагрузках возникающих при взрывах, а также при воздействии высоких температур.

В результате исследования напряженно-деформированного состояния панели установлен характер распределения напряжений и перемещений в элементах трехслойной конструкции, влияние геометрических характеристик элементов конструкции на НДС панели, приоритетность параметров разрушения, а также определена критическая нагрузка при различных схемах работы конструкции.

Трудность исследования теплозащитных качеств сэндвич-панелей заключается в большой теплотехнической неоднородности этих конструкций, обусловленной наличием в них различных теплопроводных включений, например, связей наружных несущих слоев. Кроме геометрических параметров отдельных слоев и узлов связей наружных несущих слоев на приведенное сопротивление теплопередаче оказывают влияние теплофизические характеристики самих материалов конструктивных слоев (коэффициент теплопроводности и др.).

В результате проведения теплового анализа панелей были получены температурные поля и определено приведенное сопротивление теплопередаче панелей различной толщины.

Результаты расчетов по предложенной модели на основе МКЭ удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными, полученными лабораториями действующих предприятий. Предложенная методика расчета трехслойных панелей может применяться для проектирования композиционных конструкций.

Работа выполнена при поддержке программ: ЕЗН №8.2350.2011; ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 годы (соглашения № 14.В37.21.0645, № 14.В37.21.1136).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦАХ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р.

Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

MODELLING DISLOCATION STRUCTURES ON INTERPHASE BOUNDARIES OF A HEAT RESISTING ALLOY

Emaletdinov A.K., Talipov R.R.

The dislocation structures on interphase boundaries of a heat resisting alloy are discussed. The system of the equations for a dislocation density on interphase boundaries is received. The analysis of solutions of system is carried out.

Реальная структура жаропрочного никелевого сплава состоит из кубических зерен кубических зерен жаропрочного интерметаллида размером до 0,5 мкм и соединенных тонкими прослойками легированного никеля толщиной до 0,05мкм. Обе фазовые составляющие имеют изоморфные ГЦК кристаллические решетки с различными периодами, модулями упругости и другими физико-химическими свойствами. Несоответствие параметров решетки включения и

прослойки, составляющее до 0,2%, приводит к накоплению в сплаве напряжений и упругой энергии несоответствия, которая определяется модулями упругости и размерами зерен и прослойки. Уменьшение упругой энергии может осуществляться по механизму Франка – Ван дер Мерве путем генерации дислокаций несоответствия, образующих в общем случае сетку и стенок двух видов дислокаций. Силовым условием образования дислокаций несоответствия является равенство напряжений несоответствия напряжениям зарождения дислокаций. Энергетическим условием зарождения является уменьшение упругой энергии системы. Плотность дислокаций будет определяться минимумом упругой энергии системы. Сетка дислокаций несоответствия понижает внутренние напряжения в зерне и прослойке. Рассмотрена упрощенная плоская модель образования дислокационной сетки в жаропрочном никелевом сплаве, которая может быть представлена в виде бесконечной трехслойной пластины, состоящей из двух пластин интерметаллида толщиной h , разделенных тонкой пластиной никеля толщиной d , $d \ll h$. Пластины считаются упругоизотропными, с разными модулями упругости и параметрами решетки. Проанализированы упругие поля тензора деформаций и напряжений в пленке и запасенная энергия, определяемая несоответствием решеток. Дислокационная сетка моделируется системой двух бесконечных прямолинейных взаимно ортогональных дислокаций несоответствия с неизвестным расстоянием между дислокациями, определяемым условием минимума упругой энергии. Записаны выражения для упругой энергии дислокационной сетки, состоящей из собственной энергии дислокаций, энергии взаимодействия дислокаций между собой и энергии сил изображения, кроме того, учитывается энергия взаимодействия деформаций несоответствия с дислокациями несоответствия. Проанализирована критическая толщина пластины никеля, когда сетка дислокаций несоответствия становится энергетически невыгодной. Исследуется более точная модель сплава содержащего кубические нанозерна. В этом случае релаксация энергии несоответствия происходит путем образования петель дислокаций. Рассмотрена энергия системы при образовании одиночной петли дислокации несоответствия и группы таких петель. Упругие поля для одного кубического зерна и поле полных смещений вычисляются по заданной собственной энергии несоответствия. Расчет упругих полей зерна производился по известной схеме с использованием упругих модулей, функции Грина упругой изотропной среды и Фурье преобразования. Аналитические выражения по такой схеме можно представить только для сферических зерен, поэтому в первом приближении рассматривались сферическое зерно и круговая петля дислокации несоответствия. Упругая энергия несоответствия зависит от радиуса зерна и при превышении критического размера энергетически выгодно образование петли дислокации несоответствия. Проанализированы энергетические и силовые условия образования петли дислокации. Рассмотрена модель, когда вокруг зерна образуется несколько петель дислокаций, находящихся на неизвестном расстоянии друг от друга, зависящем от параметра несоответствия. Приводятся результаты численного моделирования рассмотренных моделей. Проведено сравнение полученных результатов с экспериментальными данными по дислокационной структуре жаропрочных никелевых сплавов с различной величиной параметра несоответствия решеток.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ВАКАНСИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Емалетдинов А.К., Мухаматова М.Х.

Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

MODELING VACANCY KINETIC IN NANOCRYSTALLINE HEAT RESISTING ALLOY AT EXPLOITATION

Emaletdinov A.K., Muxamatova M.X.

The vacancy kinetic in nanocrystalline heat resisting alloy is discussed. The system of the equations for vacancy density is received. The analysis of solutions of system is carried out.

Эволюция вакансионной системы и зарождение пор под действием циклической термомеханической нагрузки определяют долговечность нанокристаллических жаропрочных сплавов при эксплуатации авиационных двигателей. При эксплуатации термомеханическое нагружение заключается в циклическом повышении температуры, статических и динамических

напряжений. Под действием термомеханического нагружения происходит зарождение вакансий, активация диффузионных процессов, в частности меняется состав и форма зерен интерметаллидов а именно рост и коалесценция зерен интерметаллида (образование рафт структуры). Структура жаропрочного никелевого сплава состоит из кубических зерен кубических зерен жаропрочного интерметаллида размером до 0,5 мкм и соединенных тонкими прослойками легированного никеля толщиной до 0,05 мкм. Рассмотрена задача кинетики вакансий при циклическом термомеханическом нагружении. В процессе эксплуатационных режимов нагружения возникает избыточная неоднородная неравновесная концентрация вакансий, определяемая тепловыми, силовыми нагрузками, дислокационной структурой и диффузионными процессами потоков химических компонентов сплава, как в границах, так и в зернах интерметаллида, так и в никелевых прослойках. В условиях непрерывного изменения температуры развиваются внутренние межзеренные, структурные напряжения и зональные напряжения, например в поверхностных слоях детали. Основная роль при этом отводится структурным напряжениям, возникающим вследствие разницы коэффициентов термического расширения фаз. Кинетика вакансий определяется диффузионным уравнением с источником вакансий по термоактивационному механизму с учетом диффузионных и термических напряжений, а также концентрации напряжений возле включений. Парциальные коэффициенты диффузии компонентов различны, что приводит к возникновению потоков вакансий в зернах и прослойках. Потоки вакансий возникают под влиянием неоднородных рабочих напряжений и температур сплава. Рассмотрены соотношения для парциального коэффициента диффузии компонентов. Записана система уравнений для потоков компонентов и вакансий. Сделаны оценки коэффициентов диффузии с учетом неидеальности растворов для различной концентрации вакансий. Обсуждаются источники и стоки вакансий в системе. Проведены оценки процесса релаксации неравновесной концентрации вакансий. Записано уравнение кинетики неравновесных вакансий с учетом источников и стоков. Рассмотрена мощность стоков и источников вакансий. В качестве стоков рассмотрены дислокации, межфазные границы и поры. Проанализировано характерное время жизни вакансий при термомеханическом нагружении. Сделаны оценки для времени жизни в зависимости от плотности дислокаций, пор, размера зерен. Проведены численные расчеты неоднородной концентрации вакансий в зернах интерметаллидов и никелевой прослойке при действии термомеханической нагрузки и различных значениях параметров. Рассмотрено возникновение и релаксация концентрационных и диффузионных напряжений при термомеханической нагрузке. Величина концентрационных напряжений зависит от размерного несоответствия атомов и модулей сжимаемости компонентов. Диффузионные напряжения возникают вследствие неравных встречных потоков атомов компонентов. Рассмотрены процессы релаксации концентрационных и диффузионных напряжений и их вклад в кинетику вакансий. Если напряжения не превышают предел текучести, то релаксация происходит диффузионными механизмами, например, потоками вакансий. Сделаны оценки возникающих дополнительных потоков вакансий, релаксирующих напряжения. В областях где напряжения превышают предел текучести возникает дислокационная релаксация. Рассмотрено уравнение релаксации напряжений благодаря кинетике неравновесных вакансий. Сделаны оценки скорости и времени релаксации напряжений при диффузионной ползучести. Рассмотрены распределение и оценки напряжений в зерне и прослойке и связанные с этим дополнительные потоки вакансий.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р.

Россия, Уфимский государственный авиационный технический университет, emaletd@mail.ru

MODELLING DIFFUSION MIGRATIONS OF GRAIN BOUNDARIES AT THERMOMECHANICAL LOADING

Emaletdinov A.K., Talipov R.R.

The diffusion migrations of grain boundaries at thermomechanical loading are discussed. The system of the equations for migrations of grain boundaries is received. The analysis of solutions of system is carried out.

Рост и коалесценция зерен под действием циклической термомеханической нагрузки приводит к старению структуры современных никелевых жаропрочных многофазных сплавов и ограничивает их долговечность. При эксплуатации термомеханическое нагружение заключается в циклическом повышении температуры, статических и динамических напряжений. Под действием термомеханического нагружения происходит активация диффузионных процессов, в частности меняется состав и форма зерен интерметаллидов а именно рост и коалесценция зерен интерметаллида (образование рафт структуры). Рассмотрены модели изменения формы и коалесценция зерен интерметаллида в никелевом жаропрочном сплаве при циклическом термомеханическом нагружении. Структура сплава моделируется бесконечной периодической системой кубических зерен интерметаллида, разделенных тонким слоем никеля. Вследствие различных коэффициентов теплового расширения при термомеханическом нагружении меняется напряженное состояние сплава. Под действием внешних сил возникает движение границ зерен интерметаллида, определяемое потоками вакансий, зернограницной и объемной диффузией, градиентами температуры, напряжений, дислокационной структурой и зернограницными процессами. В процессе разгрузки возникает избыточная неоднородная неравновесная концентрация вакансий, определяемая тепловыми, силовыми нагрузками, дислокационной структурой и диффузионными процессами потоков химических компонентов сплава, как в границах, так и в зернах интерметаллида, так и в никелевых прослойках. Проведены численные расчеты неоднородной концентрации вакансий в зернах интерметаллидов и никелевой прослойке при действии термомеханической нагрузки и различных значениях параметров. Выполнены численные расчеты кинетики избыточной концентрации вакансий при действии различных стоков и движения границы зерна под действием внешней силы - градиента температуры, напряжений, концентрации вакансий, возникающего под действием термомеханических нагружений. Рассматриваемые системы включают диффузионные потоки атомов разного типа, что приводит к необходимости учета их различной скорости диффузии и концентрации. Записаны выражения для диффузионных потоков атомов в различных случаях. Проведен анализ движения границы зерна при действии зернограницной, объемной и дислокационной диффузии. Рассмотрен процесс коалесценции двух соседних зерен. Вследствие того, что диффузионные потоки на границу зерна пропорциональны кинетусу угла между нормалью к данному участку поверхности и направлением внешней силы в однородном силовом поле скорости движения всех границ будут зависеть от угла. Это приводит к изменению формы зерна и коалесценции двух соседних зерен за время, когда движущиеся навстречу друг другу границы встретятся. Записано уравнение динамики диффузионного роста поры под действием термомеханических нагружений. Проанализированы различные случаи подвижности границы зерна, определяемые процессами поглощения потоков вакансий. Рассмотрены случаи подвижности границы и кинетики изменения размера зерна как от диффузионных потоков, так и от поглощения их границей. Рассмотрено влияние зернограницной диффузии и поглощения дислокационной сетки на скорость роста зерна, проведены численные расчеты.

КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ОТДЕЛЬНЫХ ФУЛЛЕРЕНОПОДОБНЫХ MoS_2 ЧАСТИЦ

Еняшин А.Н.

Российская Федерация, Институт химии твердого тела УрО РАН, enyashin@ihim.uran.ru

QUANTUM-CHEMICAL SIMULATION OF MECHANICAL STABILITY OF SINGLE FULLERENE-LIKE MoS_2 PARTICLES

Enyashin A.N.

Russian Federation, Institute of Solid State Chemistry UB RAS, enyashin@ihim.uran.ru

Слоистые халькогениды, например, MoS_2 и WS_2 , способны образовывать два типа замкнутых нуль-мерных наноструктур: так называемые, «истинные фуллерены», обладающие октаэдрической морфологией и малым числом слоёв, и фуллереноподобные частицы, которые имеют неправильную полиэдрическую или квази-сферическую морфологию и построены десятками слоёв [1]. Последний тип частиц вызывает наибольший прикладной интерес в качестве добавок к техническим смазкам для понижения коэффициента трения или компонентов композитных материалов с повышенным сопротивлением к ударным волнам [2]. Несмотря на то, что принципы строения фуллеренов известны и доказаны экспериментально, архитектура фуллереноподобных частиц на атомистическом уровне остаётся неизвестной, затрудняя объяснение их выдающихся трибологических и противоударных свойств.

В данной работе нами предлагается структурная модель фуллереноподобных частиц MoS_2 и родственных соединений. Молекурно-динамическим моделированием с использованием метода функционала электронной плотности в приближении сильной связи (DFTB) нами исследуется устойчивость таких моделей и, предварительно, их реакция на ударное воздействие.

В качестве структурной модели нами предлагаются замкнутые молекулы, содержащие недавно открытые линейные дефекты, встречающиеся в слоях сульфидов – наборы гомоядерных связей Mo-Mo или мостиковых атомов S [3] (Рис. 1). Такие дефекты могут образовывать границы между двумя доменами сульфида разнообразных размеров и форм. Наиболее простым случаем может служить набор доменов, как треугольных нанопластинок одинакового размера, края которых соединяются посредством линейных дефектов с образованием наночастицы икосаэдрической формы (Рис. 1.3). Результаты моделирования подтверждают возможность такой модели и свидетельствуют, что такие однослойные частицы, а также двуслойные на их основе, будут устойчивы при размерах уже более 1000 атомов.

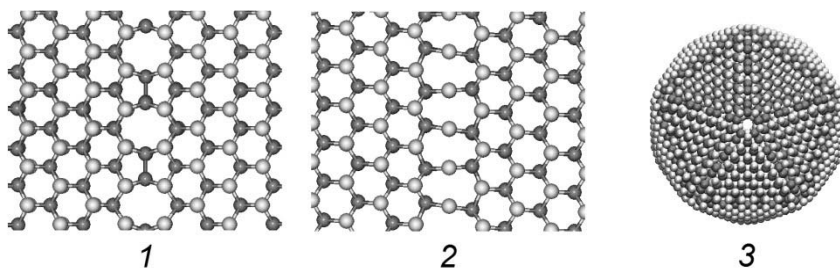


Рис. 1. Структура линейных дефектов в слое MoS_2 – цепи димеров атомов Mo (1) или мостиковых атомов S (2) – и структура однослойной фуллереноподобной частицы $\text{Mo}_{800}\text{S}_{1440}$ (3), построенной с использованием дефектов первого типа.

Для изучения механической устойчивости нами была выбрана модель фуллереноподобной частицы $\text{Mo}_{480}\text{S}_{840}$, служившая мишенью и бомбардировавшаяся кластером молибдена Mo_{15} с разной кинетической энергией (от 1 до 1000 эВ). Наблюдаемые в рамках того же квантово-химического метода результаты демонстрируют высокую сопротивляемость данных структур и к ударным воздействиям (Рис. 2). В зависимости от начальной кинетической энергии, кластер может садиться на поверхность частицы (1-10 эВ), пробивать стенку и коалесцировать с ней (при ~100 эВ) или пробивать частицу навывлет (~1000 эВ). При энергиях

>100 эВ наблюдается сильная ударная деформация изначально квазисферической частицы. Тем не менее, во всех случаях частица сохраняет свою целостность и не разрушается даже в местах с наибольшей кривизной поверхности (в области линейных дефектов). При этом кинетическая энергия кластера быстро (в течение 10 пс) диссипирует по поверхности фуллереноподобной частицы изучавшихся размеров. Релаксация к изначально сферической форме достигается при больших временах (порядка 20 пс).

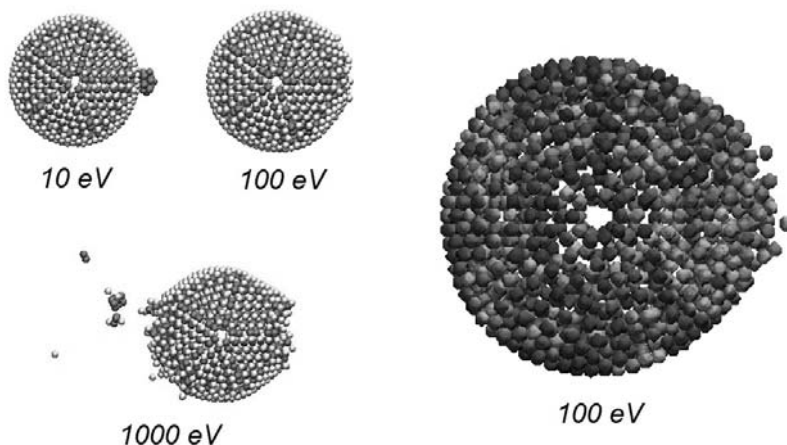


Рис. 2. Реакция фуллереноподобной частицы $\text{Mo}_{480}\text{S}_{840}$ на ударное воздействие кластером Mo_{15} с разной кинетической энергией (значения снизу). Справа изображена карта распределения кинетической энергии всех атомов спустя 2 пс после столкновения (синий соответствует "холодным" атомам с энергией 0 эВ, красный "горячим" атомам с энергией >0.5 эВ). Молекулярно-динамические расчёты квантово-химическим методом DFTB.

Данная работа служит первым шагом в понимании строения и механических характеристик отдельных изолированных фуллереноподобных неорганических частиц. Предложенная модель вкупе с корректным описанием химической связи может послужить для выявления взаимосвязи между механическими свойствами таких частиц и их размерами, формой и толщиной на атомистическом уровне. Это позволит понять механизмы и прогнозировать эффекты разрушения как самих частиц, так и разрабатываемых ударостойких композитов на их основе [2].

Автор глубоко признателен Prof. Gotthard Seifert (TU Dresden, Germany) за возможность проведения расчётов на суперкомпьютере группы теоретической химии Технического университета Дрездена и обсуждение результатов. Данная работа поддержана грантом РФФИ 11-03-00156-а.

[1] R. Tenne, G. Seifert, Recent Progress in the Study of Inorganic Nanotubes and Fullerene-Like Structures. Annual Review of Materials Research, 2009. **39**: p. 387-413.

[2] <http://www.apnano.com/>

[3] A.N. Enyashin, M. Bar-Sadan, L. Houben, G. Seifert, Line Defects in Molybdenum Disulfide Layers. Journal of Physical Chemistry C, 2013. **117**: p. 10842-10848.

САМОСОГЛАСОВАННЫЕ ЗАДАЧИ ДИНАМИКИ ПОВРЕЖДЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Ерофеев В.И.¹, Никитина Е.А.¹, Миклашевич И.А.²

¹Россия, Институт проблем машиностроения РАН, erf04@sinn.ru

²Белоруссия, Национальный технический университет, dsmsm@bntu.by

CONSISTENT PROBLEMS DYNAMICS DAMAGED MATERIALS AND STRUCTURAL ELEMENTS

Erofeyev V.I.¹, Nikitina E.A.¹, Miklashevich I.A.²

¹Russia, Mechanical Engineering Research Institute of Russian Academy of Sciences, erf04@sinn.ru

²The Republic of Belarus, Belarusian National Technical University, dsmsm@bntu.by

An approach is proposed that allows formulating a self-consistent problem that includes equations of the material's dynamics and conditions of its defects. It is shown that defects in the material introduce a frequency-dependent damping and dispersion of the phase velocity of ultrasonic acoustic wave that allows estimating defects using the acoustic method. Applied field of deformations leads to the accumulation of defects. A kinetic equation is obtained, whose analysis shows that defects grow exponentially. Parameters of the system, for which accumulation of defects can be considered as linear are estimated.

Обеспечение безопасности машиностроительных объектов решается в настоящее время с помощью проведения неразрушающих методов контроля. При этом акустический метод отмечается как наиболее перспективный. Точность замера параметров и дальнейшая интерпретация состояния конструкционного материала зависит от учета многочисленных факторов, в частности от эксплуатационных условий работы конструкции. Прочность и долговечность конструкции обусловлены прочностными параметрами материала в локальных наиболее нагруженных зонах. При этом в процессе эксплуатации происходят структурные изменения в металле, а скорость деградации материала зависит от эксплуатационных условий нагружения. Очевидно, что при диагностировании длительно эксплуатируемых конструкций

Целью настоящей структурные изменения материала приводят к существенному изменению показаний приборов по сравнению с тарировкой прибора на заводских образцах.

работы является разработка методики расшифровки показаний акустических приборов с учетом поврежденности конструкционного материала.

Механика поврежденного континуума интенсивно развивается, начиная с основополагающих работ Л. М. Качанова и Ю. Н. Работнова. Ценность этих первых работ, признанных ныне классическими, заключается в возможности применения единой схемы представления поврежденности для описания поврежденности в упругих и упругопластических телах.

Под поврежденностью обычно понимается сокращение упругого отклика тела вследствие сокращения эффективной площади, передающей внутренние усилия от одной части тела к другой его части, обусловленного, в свою очередь, появлением и развитием рассеянного поля микродефектов (микротрещины – в упругости, дислокации – в пластичности, микропоры – при ползучести, поверхностные микротрещины – при усталости).

Не измеряемая непосредственно (как, например, скорость, сила или температура), поврежденность, т.е. деградация механических свойств тела, может быть обнаружена в результате анализа реакции тела на различные внешние воздействия. Согласно экспериментальной практике, наличие поля повреждений в материалах может быть косвенно обнаружено и отчасти количественно представлено, через уменьшение скорости прохождения ультразвукового сигнала, уменьшение модуля Юнга («дефект модуля»), уменьшение плотности («разрыхление»), изменение твердости, падение электрического потенциала, падение амплитуды напряжений при циклическом испытании, ускорение ползучести в третьей стадии.

В традиционных расчетах за меру повреждаемости в процессе развития деформации принимается скалярный параметр повреждаемости, характеризующий относительную плотность равномерно рассеянных в единице объема микродефектов. Этот параметр равен нулю, когда поврежденный нет, и близок к единице в момент разрушения.

Процесс накопления повреждений в материале исследуемой конструкции рассчитывается путем последовательного решения на каждом этапе нагружения кинетического уравнения повреждаемости. Исследование процесса накопления повреждений в элементе конструкции продолжается до достижения параметром заданного предельного значения, близкого к единице.

Рассмотрим образец материала, выполненный в виде стержня, по которому может распространяться продольная или крутильная упругая волна. Считаем, что стержень подвергается статическим или циклическим испытаниям и в его материале может накапливаться поврежденность.

Как правило, в механике деформируемого твердого тела задачи динамики рассматривают отдельно от задач накопления повреждений. При разработке таких методов принято заранее постулировать, что скорость упругой волны является заданной функцией поврежденности, а затем экспериментально определять коэффициенты пропорциональности.

Авторами доклада предложен подход, позволяющий сформулировать самосогласованную задачу, включающую в себя уравнение динамики стержня и уравнение поврежденности его материала. Показано, что поврежденность материала привносит частотно-зависимое затухание и дисперсию фазовых скоростей продольной и крутильной упругих волн, что позволяет оценивать поврежденность акустическим методом. Приложенное поле деформаций, в свою очередь, приводит к накоплению поврежденности. Получено кинетическое уравнение, анализ которого показывает, что нарастание поврежденности имеет экспоненциальный характер. Произведена оценка параметров системы, при которых накопление повреждений можно считать линейным.

Исследовано распространение волны деформации в нелинейно-упругом поврежденном материале. Показано, что поврежденность приводит к пространственной локализации волнового процесса и формированию слабой ударной волны. Ширина ударной волны растет, а ее скорость уменьшается с увеличением параметра, характеризующего поврежденность материала.

В отличие от традиционного для акустоупругости рассмотрения, где влияние напряжений на параметры акустической волны изучается отдельно от влияния на них поврежденности материала, развиваются теоретические основы акустоупругости поврежденных материалов.

Работа выполнялась в рамках Международного конкурса российско-белорусских проектов (РФФИ № 12-08-90032-Бел_а).

Основные публикации по теме доклада:

1. Миклашевич И.А. Микромеханика разрушения в обобщенных пространствах. Минск: Логвинов. 2003. 208 с.
2. Углов А.Л., Ерофеев В.И., Смирнов А.Н. Акустический контроль оборудования при изготовлении и эксплуатации. М.: Наука. 2009. 280 с.
3. Ерофеев В.И., Никитина Е.А. Самосогласованная динамическая задача оценки поврежденности материала акустическим методом // Акустический журнал. 2010. Т.56. № 4. С.554-557.
4. Ерофеев В.И., Никитина Е.А. Локализация волны деформации, распространяющейся в поврежденном материале // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2010. № 6. С.60-62.
5. Ерофеев В.И., Никитина Е.А., Смирнов С.И. Акустоупругость поврежденных материалов // Контроль. Диагностика. 2012. № 3. С.24-26.

МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ

Зацарная А.В., Котречко С.О.

Украина, Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, zaca@imp.kiev.ua

MICROSCOPIC MODEL OF BRITTLE FRACTURE OF DEFORMED STEEL

Zatsarnaya A.V., Kotrechko S.A.

Ukraine, G.V.Kurdyumov Institute for Metal Physics, zaca@imp.kiev.ua

Abstract

This work includes physical model of the effect of plastic pre-strain by upset on the resistance to brittle fracture of low-carbon steels, R_{MC} , by the example of steel 30. It is shown that oriented residual micro-stresses are the main reason for anisotropy of brittle strength. The value of above stresses in longitudinal and transversal directions is estimated. The effect of crystallographic texture on the ultimate strength of metal is explained. It consists in existence of critical values of texture smearing angle θ_c .

Пластическая деформация является одним из наиболее распространенных видов обработки металлов и сплавов. Во время прокатки, волочения или осадки в материале возникает текстура, которая приводит к анизотропии упругих и пластических свойств материала [1]. В работах [2,3] показано, что предварительная деформация волочением приводит к увеличению напряжения хрупкого разрушения, однако в этой работе нет объяснения, как именно происходит это влияние.

В данной работе изложена модель, которая описывает влияние геометрической и кристаллографической текстуры, а также микронапряжений на уровень хрупкой прочности металла R_{MC} после предварительной деформации. В основу этой модели заложен факт о том, что зародышевые трещины, которые инициируют разрушение, раскрываются в определенных кристаллографических плоскостях. Это означает, что создавая текстуру путем предварительной пластической деформации, можно изменять ориентацию ЗТ относительно направления приложенной нагрузки, тем самым изменяя величину напряжения, необходимого для потери устойчивости ЗТ. Этот факт позволяет связать величину R_{MC} с параметрами кристаллографической текстуры. Установлено существование критических углов рассеивания текстуры θ_c , начиная с которых проявляется влияние текстуры на R_{MC} . Установлено, что величина этих углов зависит от типа текстуры и направления в котором определяется хрупкая прочность.

Также предложенная модель учитывает остаточные микронапряжения, которые образуются в материале во время предварительной пластической деформации и существенно влияют на устойчивость зародышевых трещин, которые образуются при последующем нагружении материала. Зависимость R_{MC} от уровня микронапряжений обусловлена их влиянием на стабильность ЗТ таким образом, что эти микронапряжения уменьшают R_{MC} в направлении, предварительно деформированном сжатием, и увеличивают уровень хрупкой прочности в направлении, предварительно деформированном растяжением.

1. Р. А. Адамеску, П. В. Гельд, Е. А. Митюшов, Анизотропия физических свойств металлов (Москва: Металлургия: 1985).

2. Ю. Я. Мешков, Г. А. Пахаренко, Структура металла и хрупкость стальных изделий (Киев: Наук. думка: 1985).

3. Ю. Я. Мешков, Т. Н. Сердитова, Разрушение деформированной стали (Киев: Наук. думка: 1989).

ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ПОРИСТЫМ ПОКРЫТИЕМ МЕТОДАМИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Зиновьев А.В., Балохонов Р.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

Kelast90@gmail.com

INVESTIGATION OF DEFORMATION AND FRACTURE IN A MATERIAL WITH POROUS COATING BY METHODS OF NUMERICAL SIMULATION

Zinoviev A.V., Balokhonov R.R.

Investigation of deformation and fracture in coated material was performed. Dynamic boundary-value problem was solved numerically by the finite difference method. Curvilinear mesh was used, generation algorithm of which was developed on the basis of the solution of the equations describing the longitudinal strain. Uniaxial tension and compression of the mesovolume of steel with porous ceramic coating was considered. The research was focused on the crack nucleation in material with interface «coating-substrate» of complex geometry and pores in the coating. Local tensile regions are shown to arise even under uniaxial compression of the composite that controls fracture mechanisms at the mesoscale level.

Целью настоящей работы является изучение особенностей деформации и разрушения материала с пористым покрытием в условиях одноосного нагружения. Образец является композитным материалом, состоящим из стальной подложки и керамического пористого покрытия. Экспериментальное РЭМ изображение характерного элемента объема представлено на рисунке 1а [2]. Работа состояла из двух этапов. Первый связан с разработкой алгоритма построения двумерных регулярных криволинейных сеток для материала с пористым покрытием и криволинейной границей раздела «покрытие-подложка» (рис. 1б). Для генерации сеток использовались соотношения линейной теории упругости, описывающие продольную деформацию [1].

На втором этапе проведено моделирование деформации и разрушения материала с покрытием, представленного на рисунке 1, при его одноосном растяжении и сжатии. Решается общая система уравнений, которая включает законы сохранения массы, количества движения, соотношения для деформаций и определяющие уравнения, характеризующие среду. На левой и правой поверхностях задаются скорости смещения узлов в горизонтальном направлении, а на нижней и верхней принимались условия свободных поверхностей. Краевая задача решается численно методом конечных разностей в постановке плоской деформации [3].

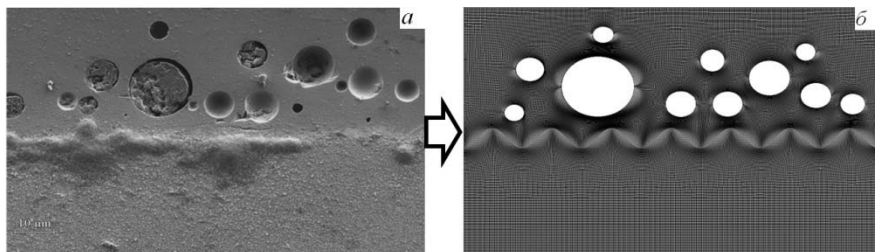


Рис. 1. РЭМ изображение материала с пористым керамическим покрытием [2] (а) и криволинейная регулярная сетка (б).

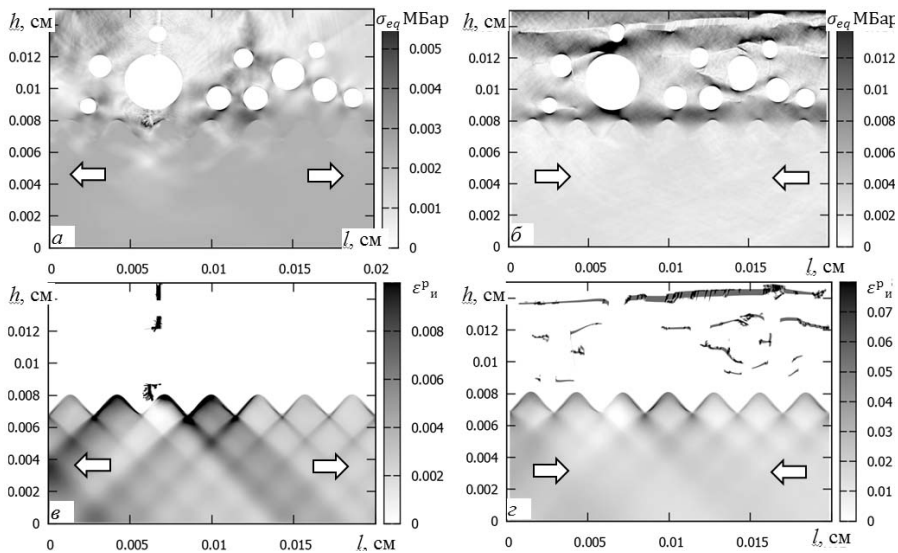


Рис. 2. Распределения интенсивностей напряжений и пластических деформаций при растяжении (а, в) и сжатии (б, г).

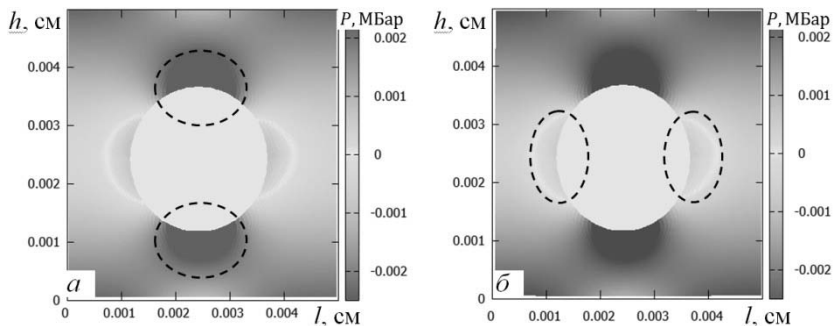


Рис. 3. Распределение давлений при растяжении (а) и сжатии (б). Пунктирной линией выделены области концентрации растягивающих нагрузок.

Критерий разрушения материала покрытия принимается в форме Губера-Мизеса. Ранее [3] было показано, что если рассматривать неоднородный материал с введением границ раздела сложной формы в явном виде, критерий максимальной интенсивности напряжений правильно описывает разрушение хрупких материалов при различных видах внешней нагрузки. Критерий учитывает зарождение и распространение трещин в областях объемного растяжения. В критическом состоянии интенсивность напряжений σ_{eq} в зависимости от вида напряженного состояния в локальной области достигает предельных значений C_{ten} и C_{com} , которые характеризуют прочность покрытия при растяжении и сжатие, соответственно.

На рисунке 2 приведены картины распределения интенсивности напряжений и пластических деформаций в условиях одноосного растяжения (рис. 2 а, в) и сжатия (рис. 2б,г). Анализ результатов расчетов показал, что трещины зарождаются на границах пор и распространяются перпендикулярно оси нагружения в случае растяжения (Рис. 2а,в) и параллельно в случае сжатия (Рис. 2б,г).

Показано, что в обоих случаях поры являются концентраторами напряжений в покрытии. На границах пор возникают напряжения двух типов: растягивающие и сжимающие

(рис. 3). Трещины зарождаются в локальных областях, находящихся под действием растягивающих нагрузок, как в случае растяжения, так и в случае сжатия. Данные области располагаются в различных местах при внешнем растяжении и сжатии. Поэтому общий характер разрушения при прочих равных условиях существенно связан с видом внешней нагрузки (рис. 2).

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 12-01-00436-а).

Литература

1. Игнатьев А.А. Построение регулярных сеток с помощью механической аналогии // Математическое моделирование. – 2000. – Т. 12. - № 2. – С. 101-105.
2. A. Schütz, M. Günthner, G. Motz, O. Greißl, U. Glatzel. A characterization of novel precursor-derived ceramic coatings with glass filler particles on steel substrates // Surface & Coatings Technology. – 2012. – Vol. 207. – P. 319–327.
3. R.R. Balokhonov, Multiscale analysis of deformation and fracture mechanisms in composite materials. International journal of Terraspace Science and Engineering. 3 1 (2011) 13-37.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ. СРАВНЕНИЕ МОДЕЛЕЙ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЙ И ФИЗИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Зиновьева О.С.^{1,2}, Романова В.А.¹, Ястребов В.А.³, Зиновьев А.В.¹

¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ) СО РАН

²Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет (ТГУ)

³Франция, Центр материалов Парижской горной школы НЦНИ

e-mail: emelyanova@ispms.tsc.ru

NUMERICAL STUDY OF SURFACE ROUGHENING. COMPARISON OF THE PHENOMENOLOGICAL PLASTICITY AND CRYSTAL PLASTICITY MODELS
Zinovieva O.S., Romanova V.A., Yastrebov V.A., Zinoviev A.V.

In this paper, we investigated numerically surface roughening in steel specimens. For this purpose polycrystalline models were generated by step-by-step packing and Voronoi-Delaunay techniques and computed by finite difference and finite element methods, respectively. Phenomenological and crystal plasticity models were compared.

В [1-3] приведены результаты экспериментального и численного анализа формирования деформационного рельефа (шероховатости) на поверхности ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (16X12B2ФТАР). Показано, что деформационный рельеф формируется с самого начала пластического течения материала на изначально плоской, свободной от нагрузки поверхности в виде переплетающихся складок на разных масштабных уровнях. Особое внимание уделяется изучению деформационных процессов на мезоуровне. Продемонстрировано, что в формировании складчатой структуры участвуют протяженные группы зерен, демонстрируя нелинейные эффекты коллективного поведения. Цель данной работы – исследовать развитие шероховатости с использованием трехмерных структурно-механических моделей феноменологической и физической теории пластичности.

Для проведения численного исследования методом пошагового заполнения на регулярной сетке [3] (модель 1) и методом Вороного-Делоне для нерегулярных сеток [4] (модель 2) были сгенерированы трехмерные поликристаллические структуры (рис. 1). Модели содержали 600 и 250 зерен, соответственно. В качестве экспериментального материала была выбрана высокопрочная сталь ЭК-181. Микроструктура, фазовый состав и механические свойства экспериментальных образцов приведены в [1]. Модель 1 упруго-пластического поведения поликристаллической стали учитывала деформационное упрочнение через зависимость напряжений течения зерен от накопленной пластической деформации, полученную путем аппроксимации экспериментальных данных [1], и кристаллографическую ориентацию зерен в неявном виде, через разброс упругих и пластических характеристик в пределах 10%. В случае

модели физической теории пластичности (модель 2) использовалась модель Каето-Пильвана [4]. В рамках данной модели системы скольжения вводятся в явном виде и используется вязкопластический закон – если на S -й системе скольжения выполняется закон Шмида, то скорость сдвига на ней определяется следующим соотношением:

$$\dot{\gamma}^s = \left\langle \frac{|\tau^s - x^s| - r^s}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\tau^s - x^s), \quad \langle x \rangle = \text{Max}(x, 0),$$

где $\tau^s = \sigma^g : m^s$ – сдвиговое напряжение в S -й системе скольжения, m^s – симметричный ориентационный тензор, x^s – параметр кинематического упрочнения, K и n – константы материала, определяются из независимых экспериментов. Для того чтобы учесть взаимодействие множества различно ориентированных структурных элементов, использовалась так называемая самосогласованная модель пластичности кристаллов (self-consistent scheme [4]). Более подробное описание структурно-механических моделей приведено в [3] (модель 1) и [4] (модель 2). Граничные условия имитировали квазистатическое одноосное растяжение, верхняя поверхность считалась свободной от воздействия внешних сил. Реализация модели 1 и модели 2 осуществлена с помощью метода конечных разностей и конечных элементов (пакет **BuLoN**), соответственно.

Результаты расчетов сравнивались между собой и с данными эксперимента [2]. Анализ результатов показал, что деформационный рельеф формируется с самого начала пластического течения в виде складок различного масштаба (рис. 2). При дальнейшем нагружении деформационные складки становятся все более ярко выраженными, качественно рельеф практически не изменяется.

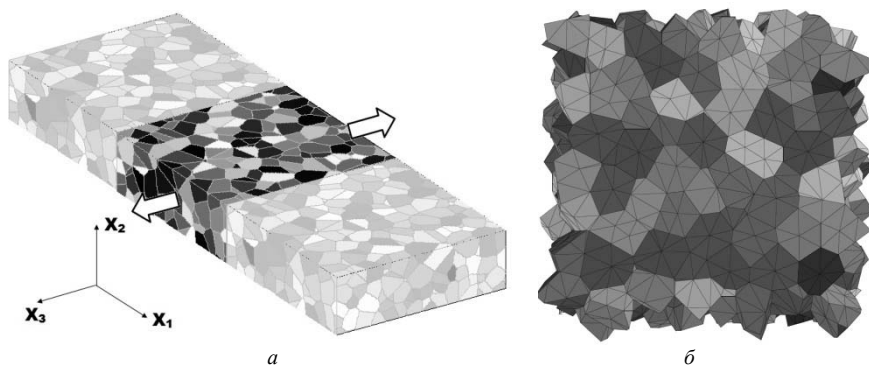


Рис. 1. Модельные поликристаллы стали ЭК-181 с периодической структурой, сгенерированные методом пошагового заполнения на регулярной сетке (а) и методом Вороного-Делоне для нерегулярных сеток (б)

Мезоскопические складки, ширина которых составляет несколько зеренных диаметров, образованы вследствие движения протяженных групп зерен в направлении, перпендикулярном свободной поверхности. В случае периодических граничных условий на боковых поверхностях образца, имитирующих условия стесненной деформации в объеме нагруженного материала, складки ориентированы перпендикулярно оси нагружения (рис. 2б). Статистический анализ показал, что распределение высот Z точек поверхности хорошо описывается нормальным распределением. Для детального анализа шероховатости поверхности образцов стали и модельных поликристаллов были рассчитаны параметры статистического распределения высот точек поверхности: среднее, суммарное отклонение от среднего, среднеквадратическое отклонение, средняя скорость роста высот в направлении их наискорейшего возрастания (модуль градиента Z) и ее среднеквадратическое отклонение. Анализ характера Фурье-спектра

исследуемых поверхностей модельных образцов показал, что на поверхности имеются периодические структуры. Были измерены величины преобладающих частот. Показано, что спектры пространственных частот, полученные в результате дискретного преобразования Фурье поверхностей модельных поликристаллов, качественно схожи. Совпадение спектральных плотностей не свидетельствует о совпадении процессов, но является характеристикой идентичности их распределений.

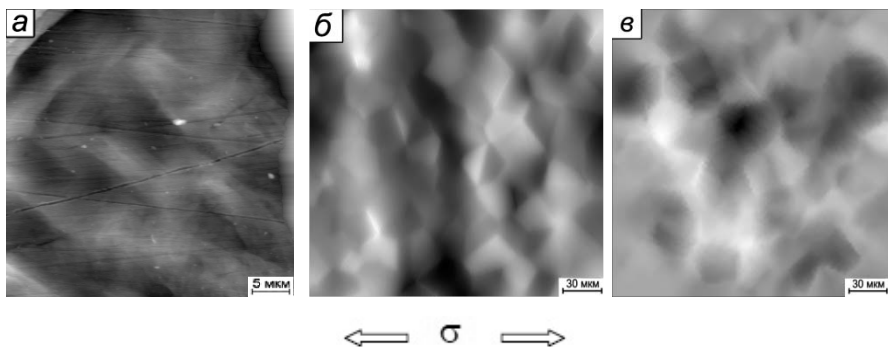


Рис. 2. Деформационный рельеф на поверхности образца стали ЭК-181 [1] (а) и модельных поликристаллов: модель 1 (б) и модель 2 (в), $\varepsilon \approx 2,6\%$, стрелками указано направление растяжения

При анализе характера Фурье-спектра экспериментальных АСМ-изображений ярко выраженной периодичности получено не было.

Работа поддержана РФФИ (грант № 12-01-00436-а) и ТГУ (программа мобильности).

1. Панин А.В., Леонтьева-Смирнова М.В., Чернов В.М. и др. Повышение прочностных характеристик стали ЭК-181 на основе многоуровневого подхода физической мезомеханики // Физ. мезомех. – 2007. – Т. 10. – № 4. – С. 73-86.

2. Панин А.В., Романова В.А., Балохонов Р.Р. и др. Формирование мезоскопических складчатых структур на поверхности поликристаллов стали ЭК-181 в условиях одноосного растяжения // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – № 4. – С. 57-67.

3. Романова В.А., Зиновьева О.С., Балохонов Р.Р., Ковалев В.А. Формирование мезоскопического рельефа на поверхности стальных образцов при одноосном растяжении: эксперимент и моделирование // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – № 5. – С. 32-40.

4. F. Barbe, L. Decker, D. Jeulin and G. Cailletaud. Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 1: F.E. model // International Journal of Plasticity. – 2001. – Vol. 17. – P. 513-536.

СИСТЕМО-ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ ЗАДАЧ ТЕОРИИ ТВЕРДОГО ТЕЛА

Изотов А.Д.¹, Маврикиди Ф.И.²

¹ РФ, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН (ИОНХ РАН),

² РФ, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем нефти и газа Российской академии наук (ИПНГ РАН)

SYSTEM-GEOMETRICAL APPROACH TO MODELING PROBLEMS OF SOLID-STATE PHYSICS

Izotov A.D.¹, Mavrikidi F.I.²

¹ RF, Kurnakov institute of general and inorganic chemistry, RAS

² RF, Institute of oil and gas problems, RAS

e-mail: izotov@igic.ras.ru fmavr@hotmail.com

Present investigation describes new approach for elaborating system theory of substance with emphasizes the role of geometry and form. The basis of approach constitutes of p -adic numbers, that extends the apparatus of modeling by real numbers in a way to integrate different theories in integrated multiphysical multiscale model. Numerical realization assumes simulation of functional properties of substance of given form and composition in time-shared computer systems.

Целью нашей работы является описание подхода к математическому моделированию сложности строения и поведения неорганических материалов с акцентом на роли геометрии и формы.

Внутреннее пространство вещества может создаваться в сильно неравновесных условиях и несёт в себе процессы различных масштабов [1,2], а также является распределённой системой с огромным числом составляющих: решётки атомов, электроны, фононы, и полей – тепловых, электромагнитных. Базис решётки твердого тела может содержать несколько видов атомов и различные дефекты (примеси, вакансии и т.п.) [8,9], влияющие на функциональные свойства материала. Поведение таких систем нельзя свести к одному уравнению, алгоритму, и единственным способом изучения их свойств является прямое имитационное моделирование [3-5].

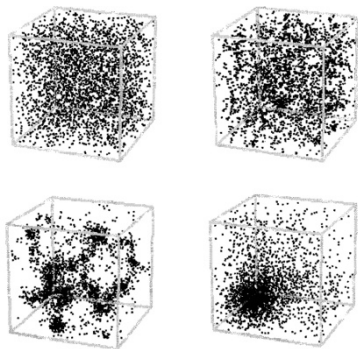


Рис. 1 Распределение дефектов в объеме образца

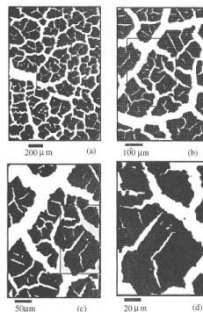


Рис.2 Трещина в разных масштабах изображения

Фракталы, снабжённые числовой системой p -адических чисел Z_p , расширяют арсенал математического моделирования. Если вещественные числа описывают внешние воздействия, то p -адические моделируют внутреннее пространство образца и имеют иерархическую природу [9].

На примере метода компьютерной томографии: каждой точке на экране монитора соответствует единственное 2-адическое число. Пространство образца в этом случае принимает комбинированный, “вещественно – 2-адический вид”:

$$Q_2 = R \times Z_2 \quad (1)$$

Объем образца может рассматриваться как единое целое при внешнем воздействии и, одновременно, как решётка и сложная система внутреннего пространства:

$$R \supset V \leftarrow \langle \text{объем} \rangle \rightarrow V^* \subset Z_2 \quad (2)$$

плотность массы также имеет своего двойника, плотность функции распределения вероятностей: $\rho \leftarrow \langle \text{плотность массы} \rangle \rightarrow f$ (3), где f – плотность распределения трещин.

Используя универсальность фракталов и 2-адических чисел, получаем [9]:

$$C_{matter} \cong \exp(C) \cong 2^C \cong Z_2 \cong [IFS \equiv \{0,1\}^N] \cong [Z_2 \rightarrow Z_2] \cong H \cong C_{BA} \quad (4)$$

Слева направо стоят: фрактальная геометрия, механические трансформации, 2-адические числа, функции истинности логики, итеративная система функций и формальные языки теоретической информатики, пространство непрерывных функций как поле градиентов, гильбертово пространство, булева алгебра. p -Адические числа Q_2 и Z_2 обладают свойством рефлексивности:

$$Q_2 \cong Q_2 \times Q_2 \times Q_2 \times \dots \times Q_2 = Q_2^N. \quad (5)$$

Модель объединяет вещественные и R и 2-адические числа Z_2 , т.е. $Q_2 = R \times Z_2$, поэтому

$$R \times Z_2 \cong (Z_2 \times R)^N. \quad (6)$$

Соотношения (5) и (6) можно упростить, если воспользоваться представлением переменных/параметров модели средствами Z_2 . Каждой переменной x ставится в соответствие $|\xi|_2^B = x$. Тогда пределам $x \rightarrow 0$ и $x \rightarrow x_0$ соответствуют $|\xi|_2^B \rightarrow 0$ и $|\xi|_2^B \rightarrow |\xi_0|_2^D$, $\xi \in Z_2$. Примеси, дефекты, трещины и т.д. выражаются каждая своим способом координации Z_2 . Внутреннее пространство в этом случае получается из рефлексивного свойства (6):

$$Z_2 \cong Z_2^{\text{дефект}} \times Z_2^{\text{примесь}} \times Z_2^{\text{трещина}}. \quad (7)$$

Электроны и фононы являются двумя главными источниками энергии в твердых телах. Покажем, как можно получить их волновое представление. Для этого введём множество амплитуд $A = (a_0, a_1, \dots, a_T) \in R$. Определим последовательности чисел

$(\xi_1^i, \xi_2^i, \dots, \xi_k^i, \dots)$, таких, что $|\xi_j^i|_2^D = a_i$, $j \in I$ – множество индексов. Тогда в проекции на R , получим последовательность амплитуд одинаковой величины. В этом случае снова, в представлении квазичастицами:

$$Z_2 \cong Z_2^{\text{фононы}} \times Z_2^{\text{электроны}}. \quad (8)$$

или в волновом (т.е. в функциональном) представлении

$$[Z_2 \rightarrow Z_2]^{a.m. \text{ решётка}} \cong [Z_2 \rightarrow Z_2]^{\text{фонон}} \times [Z_2 \rightarrow Z_2]^{\text{электрон}} \quad (8.1)$$

Отметим, что Z_2 как нульмерное пространство может иметь любую форму, задаваемую образцом.

Предлагаемая системная модель материи по-новому трактует взаимодействия параметров внутреннего пространства в твёрдом теле, геометрия которого в этом случае становится отдельным параметром, который невозможно учесть в традиционных физических моделях.

Работа выполнена при поддержке ОХНМ-02 «Создание новых металлических, керамических, стекло-, полимерных и композиционных материалов».

Литература.

1. Лазарев В.Б., Баланкин А.С., Изотов А.Д., Кожушко А.А. Структурная устойчивость и динамическая прочность неорганических материалов. М.: Наука, 1993.

2. Баланкин А.С., Изотов А.Д., Лазарев В.Б. Синергетика и фрактальная термомеханика неорганических материалов. I. Термомеханика мультифракталов// Неорганические материалы, 1993. Т.29, №4. С.451-457.

3. Wolfram S. Undecidability and Intractability in Theoretical Physics//Phys.Rev. Letters vol.54, №8, PP. 735-738.

4. Burg D.M. Physics for Game Developers. O'Reilly, 2002.

5. Владимиров В.С., Волович И.В., Зеленев Е.И. *p*-Адический анализ и математическая физика. М., Наука, 1994.

6. Balankin A.S. Physics of Fracture and Mechanics of Self-Affine Cracks// Eng. Fracture Mech. Vol.57, No.2/3, pp.135-203.

7. Gouyet J.-F. Physics and Fractal Structures. Springer 1996.

8. Phillips R. Crystals, Defects and Microstructures. Camb.U.P. 2001.

9. Изотов А.Д., Маврикиди Ф.И. Фракталы: делимость вещества как степень свободы в материаловедении. Самара СГАУ, 2011.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ ИЗГИБАЕМОЙ ПЛАСТИНЫ С ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМОЙ КРУГОВЫХ ОТВЕРСТИЙ

Искендеров Р.А.

Азербайджан, Азербайджанский архитектурно-строительный университет, e-mail: iske@mail.ru

Thin bendable isotropic plate with a periodic system of circular holes is considered. The plate weakened by rectilinear cracks with end zones of the plastic deformation. The rectilinear cracks of unequal length are collinear for abscissa and ordinate.

Пусть имеется тонкая изотропная пластина, ослабленная бесконечным рядом круговых отверстий, имеющих радиусы λ ($\lambda < 1$) центры в точках $P_m = m\omega$, $\omega = 2(m = 0, \pm 1, \pm 2, \dots)$. Из контуров отверстий исходят прямолинейные трещины, направленные по осям абсцисс и ординат, их длины по двум направления могут быть разные.

Материал пластины является упруго-идеально-пластическим, удовлетворяющим условию Треска–Сен-Венана. Из упругого решения задачи известно, что какой бы малой не была величина изгибающих усилий M_x^∞ и M_y^∞ , на концах трещины условия упругости не соблюдаются и могут появиться пластические деформации. На концах трещины будут иметь место следующие соотношения

$$\sigma_y(x, 0) > \sigma_x(x, 0) > \sigma_z(x, 0) = 0, \quad \tau_{xy}(x, 0) = 0$$

Следовательно, условие пластичности на продолжении трещин имеет вид на оси абсцисс $M_y = M_S$, на оси ординат $M_x = M_S$

Рассмотрим задачу о начальном развитии пластических деформаций при изгибе постоянными моментами M_x^∞ и M_y^∞ . Будем считать, что пластические деформации сосредоточены вдоль некоторых линий скольжения. Первые полосы пластичности согласно схеме Леонова–Панасюка–Дагдейла будут развиваться по линиям на продолжении трещин. Требуется определить напряженно-деформированное состояние пластины по крайевым условиям, выражающим отсутствие внешних нагрузок вдоль обвода круговых отверстий и берегов периодической системы трещин неравной длины вдоль осей абсцисс и ординат с учетом пластических деформаций на продолжении трещин.

На основании симметрии граничных условий и геометрии области D_z , занятой упругой средой, компоненты тензора напряжений являются периодическими функциями с периодом. Начало системы координат совмещаем с геометрическим центром круга в срединной плоскости пластины. Требуется решить следующую крайнюю задачу теории изгиба пластин

$$\Delta\Delta W(x, y) = 0,$$

$$M_r(\tau) = 0, \quad N_r(\tau) + \frac{\partial H_{r\theta}(\tau)}{\partial r} = 0 \quad \text{на контурах отверстий}$$

$$M_n(t) = 0, \quad N_n(t) + \frac{\partial H_{nt}(t)}{\partial t} = 0 \quad \text{на берегах трещин}$$

$$M_n(t) = M_s, \quad N_n(t) + \frac{\partial H_{nt}(t)}{\partial t} = 0 \quad \text{на берегах зон пластических деформаций}$$

где N_n и H_{nt} – поперечная сила и крутящий момент, в сечении касательном к контуру; $M_s = \sigma_s h^2 / 4$; h – толщина пластины; $\tau = \lambda e^{i\theta} + m\omega$ ($m = 0, \pm 1, \pm 2, \dots$); t – аффикс точек берегов трещин и зон пластических деформаций; W – прогиб точек пластины; Δ – оператор Лапласа.

Размеры зон пластических деформаций на продолжении трещин заранее неизвестны и подлежат определению.

На основании формул Колосова-Мусхелишвили и граничных условий на контурах круговых отверстий, берегах трещин и зонах пластических деформаций задача сводится к определению аналитических функций $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$ из краевых условий

$$\overline{\Phi(\tau)} + \Phi(\tau) - [\overline{\tau\Phi'(\tau)} + \Psi(\tau)] e^{2i\theta} = 0, \quad (1)$$

$$\Phi(t) + \Phi(t) + t\overline{\Phi'(t)} + \overline{\Psi(t)} = f_0 + iC, \quad (2)$$

$$\Phi(t_1) + \Phi(t_1) + t_1\overline{\Phi'(t_1)} + \overline{\Psi(t_1)} = f_0 + iC_1, \quad (3)$$

где t и t_1 – аффиксы точек берегов трещин и зон пластичности, коллинеарным осям абсцисс и ординат соответственно; $f_0 = 0$ на берегах трещин $f_0 = M_s$ на берегах зон пластических деформаций; C и C_1 – действительные постоянные, определяемые из условия равенства нулю скачка прогиба $[W]$ в вершинах трещин.

Для решения краевой задачи строятся общие представления решений, описывающие класс задач с периодическим распределением напряжений вне круговых отверстий и прямолинейных трещин с концевыми зонами пластических деформаций. Решение краевой задачи (1)-(3) ищем в виде

$$\Phi(z) = \Phi_1(z) + \Phi_2(z) + \Phi_3(z), \quad \Psi(z) = \Psi_1(z) + \Psi_2(z) + \Psi_3(z), \quad (4)$$

$$\Phi_1(z) = -\frac{M_x^\infty + M_y^\infty}{2D(1-\nu)} + \alpha_0 + \sum_{k=0}^{\infty} \alpha_{2k+2} \frac{\lambda^{2k+2} \rho^{(2k)}(z)}{(2k+1)!}, \quad (5)$$

$$\Psi_1(z) = \frac{M_x^\infty - M_y^\infty}{2D(1-\nu)} + \sum_{k=0}^{\infty} \lambda^{2k+2} \frac{\rho^{(2k)}(z)}{(2k+1)!} - \sum_{k=0}^{\infty} \alpha_{2k+2} \frac{\lambda^{2k+2} S^{(2k)}(z)}{(2k+1)!},$$

$$\Phi_2(z) = \frac{1}{i\omega(1+\kappa)L} \int_L g(t) \operatorname{ctg} \frac{\pi}{\omega}(t-z) dt, \quad (6)$$

$$\Psi_2(z) = -\frac{\pi z}{i\omega^2(1+\kappa)L} \int_L g(t) \sin^{-2} \frac{\pi}{\omega}(t-z) dt, \quad \Phi_3(z) = \frac{1}{\omega(1+\kappa)L_1} \int_{L_1} g_1(t_1) \operatorname{ctg} \frac{\pi}{\omega}(it_1 - z) dt_1,$$

$$\Psi_3(z) = -\frac{1}{\omega(1+\kappa)L_1} \int_{L_1} \left[2g_1(t_1) \operatorname{ctg} \frac{\pi}{\omega}(it_1 - z) + \frac{\pi}{\omega}(2t_1 - iz) \sin^2 \frac{\pi}{\omega}(it_1 - z) \right] g_1(t_1) dt_1$$

$$\text{Здесь } \pm g(t) = \frac{d}{dt} \left(\frac{\partial W^\pm}{\partial x} + i \frac{\partial W^\pm}{\partial y} \right), \quad S(z) = \sum' \left[\frac{P_m}{(z - P_m)^2} - \frac{2z}{P_m^2} - \frac{1}{P_m} \right],$$

$$\rho(z) = \left(\frac{\pi}{\omega} \right)^2 \frac{1}{\sin^2 \frac{\pi z}{\omega}} - \frac{1}{3} \left(\frac{\pi}{\omega} \right)^2,$$

$g(x)$, $g_1(y)$ – искомые функции, описывающие раскрытие берегов трещин с концевыми

пластическими зонами; штрих у суммы означает, что при суммировании исключается индекс $m=0$. Интегралы в формулах (6) берутся по линиям $L = [-l, -\lambda_1] \cup [\lambda_1, l]$ и $L_1 = [-l_1, -\lambda_2] \cup [\lambda_2, l_1]$.

Из условия равенства нулю главного вектора сил и главного момента этих сил, действующих на дугу, соединяющую две конгруэнтные точки в D_2 , следует, что

$$\alpha_0 = -\frac{1}{6} \left(\frac{\pi}{\omega} \right)^2 \frac{1-v}{1+v} \beta_2 \lambda^2$$

Из условий симметрии относительно координатных осей находим, что

$$\operatorname{Im} \alpha_{2k} = 0, \quad \operatorname{Im} \beta_{2k} = 0 \quad (k=0, 1, 2, \dots)$$

Можно убедиться, что представления (4)-(6) определяют класс симметричных задач с периодическим распределением напряжений. Незвестные функции $g(x)$, $g_1(v)$ и коэффициенты α_{2k} и β_{2k} должны быть определены из краевых условий (1)-(3). Так как выполняются условия периодичности, то система граничных условий (3) вырождается в одно функциональное уравнение, например на контуре L_0 ($\tau = \lambda e^{i\theta}$), а система краевых условий (2)-(3) на берегах трещин с концевыми пластическими зонами заменяется граничными условиями на L и L_1 .

Удовлетворяя граничным условиям, решение задачи сводится к двум бесконечным системам алгебраических уравнений и двум сингулярным интегральным уравнениям. Затем каждое сингулярное интегральное уравнение задачи сводилось к конечной системе алгебраических уравнений без промежуточного этапа приведения к уравнению Фредгольма. Найдены зависимости длин зон пластических деформаций от приложенной изгибающей нагрузки, размера трещин, взаимного расположения отверстий и предела текучести материала.

Для определения критической внешней нагрузки, при которой происходит рост трещин, использовали деформационный критерий разрушения.

РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ КОЭФФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЯ ЗАТУПЛЕННОЙ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В ОЦК КРИСТАЛЛЕ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

Россия, Южный федеральный университет, E-mail: karp@math.rsu.ru

CALCULATION OF THE PLASTIC DEFORMATION INFLUENCE ON THE STRESS INTENSITY FACTOR EVOLUTION FOR THE BLUNTED CRACK TIP IN BCC CRYSTAL

Karpinsky D.N., Sannikov S.V.

Annotation. In that communication it is presented the results of calculations for the plastic deformation and stress intensity factor (SIF) evolutions at the crack tip in crystal by the plane deformation and mixed loading (mode I and II). The calculations take into account the interdependent influence of plastic deformation and crack tip shape, and also T - stress. The plastic deformation is determined by the dislocation slipping along the light slip planes by the joint action of the thermal fluctuations and shear stress. The calculation is fulfilled for the different cleavage planes, light slipping systems and relationship of external tension and shear loads. In the result of calculation it is obtained the temporal distributions of plastic deformation, effective shear stress and SIF by the monotonous loading of crystal until the given limit and the subsequent relaxed process to the equilibrium distributions by the constant value of external load. It is revealed the shielding and antishielding phenomenon of the crack tip by dislocations depending on the crystal slipping system. The computer calculations are realized for α -Fe crystal.

Оценивание влияния формы вершины трещины на характеристики разрушения является актуальной задачей физики прочности и механики разрушения [1]-[3]. В последние десятилетия обозначился значительный прогресс в создании дислокационных моделей для пластической деформации у вершины трещины (см., например, [4]).

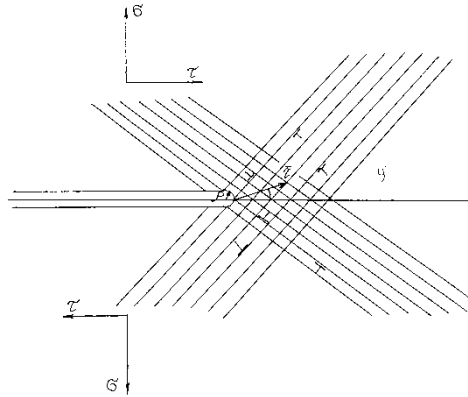


Рис.1. Кристаллографическая схема плоскостей легкого скольжения у вершины затупленной трещины: 1) плоскость скола (100), направление линии фронта трещины [001]; 2) плоскость скола (110), направление линии фронта трещины [001]; 3) плоскость скола (011), направление линии фронта трещины $[0\bar{1}1]$; 4) плоскость скола (001), направление линии фронта трещины [110].

Рассмотрим плоские задачи об эволюции пластической деформации у вершины трещины длиной $2l$, расположенной в плоскостях скола бесконечного ОЦК кристалла с постоянной решеткой a . В кристалле равномерно распределены источники дислокаций, испускающие прямоугольные петли, лежащие в плоскостях легкого скольжения. В расчете учитываются только отрезки петель, перпендикулярные плоскости Oxy . Рис.1.

Пластическая деформация осуществляется путем термоактивированного движения дислокации с вектором Бюргерса $\vec{b} = a/2 \langle 111 \rangle$. Углы между плоскостями скола и системами легкого скольжения $\langle 111 \rangle \{110\}$ и $\langle 111 \rangle \{112\}$ принимают значения: для ориентации 1) 43° , 2) 45° , 3) $54,73^\circ$, 4) $35,26^\circ$ к плоскостям кристалла $y = \pm\infty$ приложено однородные напряжения растяжения $\sigma_{yy}(t) = \sigma_a(t)$ (мода I) и сдвига $\tau_{xy}(t) = \tau_a(t)$ (мода II), монотонно возрастающие до некоторых значений σ_{max} , τ_{max} достаточных для пластического деформирования кристалла, но недостаточных для роста трещины. После достижения нагрузками $\sigma_a(t)$ и $\tau_a(t)$ своих максимальных значений расчет проводился в режиме релаксации напряжения у вершины трещины, которому соответствует постоянные внешние напряжения.

Затупление трещины и T – напряжение заметно влияют на равновесное распределение пластической деформации у вершины трещины и временные зависимости коэффициентов интенсивности напряжения, а также приводят к уменьшению времени достижения равновесия.

1. Подтверждено существование явления антиэкранирования дислокациями вершины затупленной трещины, которая соответствует большим величинам K_{II} при учете пластической релаксации по сравнению с K_{II} для хрупкой трещины. Эта «аномалия» определяется плоскостью скольжения дислокаций и не исчезает при учете T - напряжения.

2. Результаты расчетов [4], учитывающие наличие зоны сцепления не подтверждают оценки, которая получена для «замороженных» дислокаций.

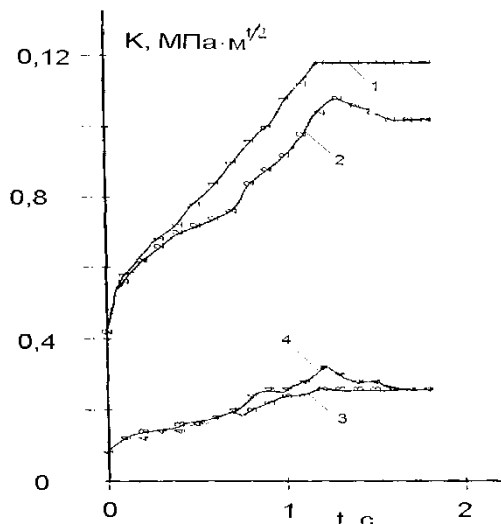


Рис. 2 Временная зависимость коэффициентов интенсивности напряжений (вариант 3) Кривые 1 и 2 демонстрируют эффект экранирования вершины трещины для моды I, а кривые 3 и 4 подтверждают существование «аномальной» эволюции K_{II} . Явления экранирования и антиэкранирования не исчезают при учете T - напряжения.

Список литературы

1. Матвиенко Ю.Г. Несингулярные T-напряжения в проблемах двухпараметрической механики разрушения. //Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012. Т. 78. №2.
2. Матвиенко Ю.Г., Починков Р.А. Влияние несингулярных компонентов T – напряжений на зоны пластической деформации у вершины трещины нормального отрыва. //Деформация и разрушения материалов, 2012. №3. С.6-14.
3. Кислова С.Ю., Шлянников В.Н. Параметры смешанных форм разрушения с учетом конечной кривизны вершины трещины. //Деформация и разрушение, 2008. №6. С.2-8.
4. Карпинский Д.Н., Санников С.В. Эволюция пластической деформации у вершины трещины в кристалле. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2012. №5. С. 52-59.

УНИВЕРСАЛЬНАЯ МОДЕЛЬ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Коробов А.В., Багмутов В.П., Столярчук А.С.

Россия, Волгоградский государственный технический университет, sopromat@vstu.ru

UNIVERSAL MODEL OF CYCLIC CREEP OF STRUCTURAL MATERIALS

Korobov A.V., Bagmutov V.P., Stolyarchuk A.S.

Abstract: Mathematical model of the cyclic creep of structural materials is developed. For check steel 20 and a titanium alpha alloy are used. All necessary parameters of model for each of these materials are determined. Generalization of mathematical model is carried out.

Исследования в области ползучести конструкционных материалов проводятся давно. Однако большинство таких работ касаются высокотемпературной ползучести. Замечено, что накопление деформаций ползучести в материале также наблюдается и при обычных (комнатных) температурах, но при циклических нагрузках. Этот эффект получил название «циклической

ползучести». Известно, что наиболее ярко данное явление проявляется при отнулевом цикле нагружения. В этом случае накопление деформаций носит односторонний характер, результатом которого при малоцикловой усталости является квазистатическое разрушение. Однако экспериментальные исследования в указанной области весьма длительные и дорогостоящие. Поэтому целью настоящей работы является разработка математической модели циклической ползучести.

Обобщение экспериментальных результатов, полученных при различных асимметриях цикла напряжений является достаточно трудоемкой задачей, однако представляет теоретический интерес и большую практическую ценность. Возможность моделирования процесса циклической ползучести позволит, по нашему мнению, учитывать структурный характер деформирования материала (на мезо- или микроуровне), а также особенность этого явления – наличие повреждений различной природы.

Циклическую ползучесть до настоящего времени принято рассматривать как состоящую из трех стадий (неустановившейся, установившейся и прогрессирующей). Однако, как показывают эксперименты [1], этот процесс можно рассматривать как двухстадийный; при этом анализировать не сами деформации, а их производные по текущему числу циклов, то есть «скорости» накопления деформаций. Оказывается, что указанные скорости хорошо описываются параболической кривой, состоящей из двух участков. Рост этой кривой на втором участке оканчивается разрушением. На основе приведенных рассуждений ранее предложена математическая модель для расчета циклической ползучести конструкционных материалов, которая имеет следующий вид:

$$\zeta = \zeta_c + \zeta'_c (\omega - \omega_c) + \Delta \zeta_i \quad (1)$$

Общая трактовка параметров модели имеется в работе [2].

Проверка предложенной модели проведена нами для стали 20 и титанового альфа-сплава. При определении параметров модели проанализированы экспериментальные кривые циклической ползучести, а также кривые скоростей деформаций. При этом получены конкретные числовые значения введенных параметров для двух исследованных материалов. Для обоих материалов модель показала достаточно хорошие результаты, согласующиеся с экспериментом.

Таким образом, удалось провести обобщение разработанной модели – подтвердить ее работоспособность для материалов с различными механизмами накопления остаточных деформаций.

Литература

3. Багмутов, В. П. Описание процесса циклической ползучести металлов / В. П. Багмутов, О. В. Кондратьев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1997. – Т. 63. – № 10. – С. 38-42.
4. Багмутов, В. П. Особенности описания процесса циклической ползучести металлического образца при мягком асимметричном растяжении, сжатии / В. П. Багмутов // Металловедение и прочность материалов : межвуз. сб. научн. тр. – Волгоград, 2003. – С. 73-82.

ВЛИЯНИЕ СИЛ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ КРИСТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ

Котречко С.А., Овсянников А.В., Лидыч В.В.

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев, Украина.
lidychev@gmail.com.*

It is shown that one of the consequences of the surface tension action is the nanocrystal strength-diameter dependence (the nanocrystal strength-diameter ratio - в зависимости от значения фразы), so called size effect. This effect appears in the crystals with small diameters (from 1.2 to 25.5 nm) and depending on the bcc crystal orientation it may lead to decreasing (in case of [100] orientation) or increasing ([110] and [111] orientations) of the sample strength with the diameter reduction.

С целью установления закономерности влияния размеров ОЦК-нанокристаллов на уровень их прочности, проведенные серийные процессы компьютерного моделирования методом молекулярной динамики (МД) деформации растяжения в направлениях [100], [110],

[111] наноразмерных цилиндрических кристаллов Мо (с точностью до кристаллографической грани).

По результатам исследований (рис. 1) установлено, что для всех ориентаций в диапазоне диаметров 5-12 нм значение прочности практически не меняется. Для нанокристаллов Мо с ориентацией [100] размерный эффект проявляет себя в увеличении прочности при размере диаметра менее 5 нм. В то же время, при ориентации образцов Мо в направлении [110] и [111], зависимость изменения прочности является отличной - наблюдается резкое падение прочности.



Рис. 1. Зависимость «прочность-диаметр» образцов нанокристаллов Мо в условиях одноосного растяжения в направлении [100], [110], [111] при T = 77К.

Основной причиной этого эффекта является действие сил поверхностного натяжения. Как показано на рис. 2 уровень локальных напряжений в приповерхностном слое нанокристаллов достигает значительных величин даже в не нагруженном состоянии. В зависимости от условий нагрузки (растяжение или сжатие) и типа образующего дефекта эти напряжения могут способствовать или противодействовать реализации локальной неустойчивости. Так, например, при растяжении наноразмерных кристаллов Мо в направлении <110> и <111>, достижение локальной неустойчивости связано с образованием дислокаций в приповерхностном слое. Где действуют растягивающие напряжения, что облегчает этот процесс и приводит (ведет) к уменьшению величины глобального напряжения потери стабильности наноразмерных кристаллов, т.е. – к уменьшению его прочности (рис.1). В этом случае уменьшение диаметра наноразмерного образца не только не приводит к увеличению его прочности, но и наоборот, сопровождается его уменьшением. При растяжении в направлении [100] уровень прочности наноразмерных кристаллов контролируется образованием двойника.

Образование этого дефекта связано с потерей устойчивости кристалла в большем объеме, т.е. область неустойчивости кристаллической структуры, необходимая для образования дислокации имеет большую протяженность, поэтому одна часть плоскости пространства, где он образуется, находится в области под действием растягивающих напряжений, а вторая часть – сжимающих.

Как результат, при одноосном растяжении может наблюдаться эффект роста прочности с уменьшением диаметра, а при сжатии, наоборот, его уменьшение. Этот же механизм должен определять закономерности роста прочности при уменьшении диаметра ГЦК нанокристаллов, поскольку их локальная неустойчивость связана с образованием дефекта упаковки. Необходимо отметить, что размерный эффект, обусловленный действием сил поверхностного натяжения, проявляется в области достаточно малых (меньше 3 – 5 нм) диаметров наноразмерных образцов.

Предложенная аналитическая зависимость, которая описывает влияние размеров нанокристалла и величины сил поверхностного натяжения на уровень его прочности. Для нанокристаллов Мо при одноосном растяжении в направлении [110], [111] имеет вид:

$$\sigma_y = \frac{1}{m} (\tau_c - t \sqrt{D_{\xi_m}}) - \frac{\alpha \cdot f_{xx} \cdot d}{h(d-h)} \quad (1)$$

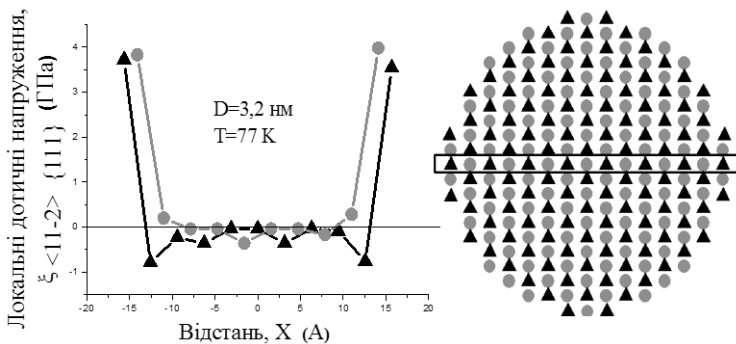


Рис. 2. Распределение локальных касательных напряжений в системе $\langle 11-2 \rangle \{111\}$ ненагруженного наноразмерных кристаллов Мо [110], $d = 3,2$ нм при $T = 77$ К с соответствующим поперечным сечением.

Как показано на рис. 1, эта зависимость позволяет описать эффект падения прочности нанокристалла при $d < 3,0$ нм растяжении в кристаллографических направлениях [110] и [111] (при расчетах использовались следующие значения параметров: $m = 0,47$; $f_{xx} = 2,2$ н / м; $\tau_c - t\sqrt{D_{\xi_{ms}}} = 15,8$ ГПа при $T = 77$; $h = 0,45$ нм).

ВЛИЯНИЕ ИНТЕРФЕЙСОВ НА ХАРАКТЕР РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛООВОГО ФРОНТА И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ МОМЕНТОВ СИЛ В СИСТЕМАХ С ТЕРМОБАРЬЕРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Куприянов С.Н.², Моисенко Д.Д.¹, Максимов П.В.¹, Панин С.В.^{1,2}, Панин В.Е.^{1,2}

¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

²Россия, Национальный исследовательский Томский политехнический университет

mdd@ispms.tsc.ru

INTERFACE INFLUENCE ON CHARACTER OF HEAT FRONT PROPAGATION AND LOCAL COUPLE FORCE DISTRIBUTION IN SYSTEMS WITH THERMOBARRIER COATINGS

Kupriyanov S.N., Moiseenko D.D., Maksimov P.V., Panin S.V., Panin V.E.

Computer simulation of heat front is carried out taking into account couple force distribution. Rotary modes of deformation near threefold joint are analyzed. Mesovortices are arisen along interfaces due to inhomogeneous thermal expansion of specimen with polycrystalline structure. These mesovortices are evidence of polycrystalline structure thermodynamic decay, which lead to further fracture.

Интенсивное развитие авиационной и космической техники, все более возрастающие требования к оборудованию в сталелитейной промышленности ставят новые задачи по созданию материалов и конструкций, работающих в экстремальных условиях эксплуатации. В первую очередь – это нанесение термобарьерных и упрочняющих покрытий на материалы, применяющиеся при изготовлении сопел реактивных двигателей, фурм доменных печей и кристаллизаторов машин непрерывной разливки стали. Большие перепады температур, условия мощных термоударов при включениях реактивного двигателя или заливке расплава приводят к растрескиванию и отслаиванию покрытия. Процесс отслаивания покрытия имеет весьма сложную природу и связан с различными процессами, взаимосогласованными на разных масштабных уровнях: теплоперенос, формирование градиентного поля напряжений вследствие различия КТР покрытия и подложки,

перестройка внутренней структуры материала подложки, наличие ротационных мод деформации, и т.д. Эти задачи могут быть решены только в рамках комплексного многоуровневого подхода на базе физической мезомеханики материалов [1] с использованием дискретно-континуальных методов моделирования.

Разработан дискретно-континуальный подход к моделированию распространения теплового фронта на базе метода возбудимых клеточных автоматов [2-3]. Данный подход был развит для моделирования расчета полей термических напряжений на интерфейсе «термобарьерное покрытие – поликристаллическая подложка». Метод был существенно расширен путем введения блока расчета локальных моментов сил, формирующихся на интерфейсах. Данный метод был аттестован путем сравнения с аналитическими решениями. Для задачи о двустороннем нагреве бесконечной пластины относительная погрешность не превышает 2%, а в случае всестороннего нагрева параллелепипеда - 2,2%, что говорит о высокой точности метода.

Проведены исследования влияния геометрии интерфейса между термобарьерным покрытием и подложкой на характер распространения теплового фронта, накопления деформаций и термических напряжений в объеме термически нагруженного материала.

Далее было проведено моделирование поведения поликристаллической подложки в условиях интенсивного термического нагружения. В ходе численных экспериментов рассчитывались распределения термических напряжений, деформаций и локальных моментов сил вдоль всех межзеренных границ. Особое внимание было уделено анализу динамики поля локальных моментов сил вдоль межзеренных границ вблизи тройного стыка зерен.

Показано, что вблизи тройного стыка зерен формируется мощный концентратор термических напряжений (см. рис. 1).

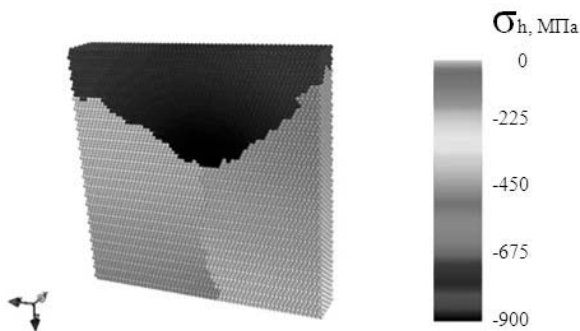


Рис. 1. Распределение гидростатических напряжений в системе трех зерен поликристалла. Моделирование SECA-методом.

Наряду с формированием мощного концентратора напряжений, вдоль межзеренных границ наблюдаются экстремальные значения локальных моментов сил, на порядки превышающие аналогичные значения в теле зерна, что свидетельствует о многоуровневом характере деформационных процессов в системе с тройным стыком. При детальном анализе картины моментов сил обнаружен модулирующий характер распределения этих значений вдоль границ зерен, что свидетельствует о квазипериодическом кручении материала (формировании ротационных мод деформации) вдоль этой границы (см. рис. 2).

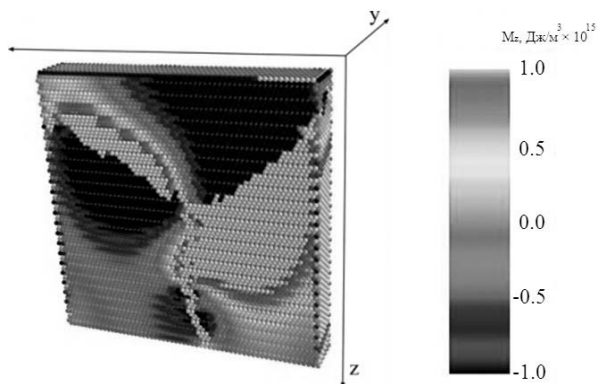


Рис. 2. Динамика распределения компонент Z моментов сил.

Таким образом, явный учёт межзёрнных границ как самостоятельных планарных подсистем и неоднородного распределения локальных моментов сил позволяет обнаружить зарождение мезовихрей, приводящих к термодинамическому распаду системы.

Литература

5. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Деформируемое твердое тело как нелинейная иерархически организованная система // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т.14. – №3. – С.7–26.
6. Панин В.Е., Сергеев В.П., Моисеенко Д.Д., Почивалов Ю.И. Научные основы формирования теплозащитных и износостойких многослойных покрытий системы Si-Al-N/Zr-Y-O // Физическая мезомеханика. - 2013. – Т. 16. - № 1. – С. 39-49.
7. Моисеенко Д.Д., Почивалов Ю.И., Максимов П.В., Панин В.Е. Возникновение поворотных мод деформации в приграничных зонах зёрненной структуры в нагруженном поликристалле // Физическая мезомеханика. - 2011. – Т. 14. - № 6. – С. 5-14.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА УДАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СФЕРИЧЕСКОГО ТЕЛА С ПОВЕРХНОСТЬЮ

Лапшин В.Л., Глухов А.В., Рудых А.В.

Россия, ФГБОУ ВПО Иркутский государственный технический университет, lapshin@istu.edu

MATHEMATICAL MODELING OF PROCESS OF SHOCK INTERACTION OF A SPHERICAL BODY WITH A SURFACE

Lapshin V.L., Rudykh A.V., Gluhov A.V.

For theoretical research of process of shock interaction of a spherical body with a surface was developed elastic - viscous - plastic mechanoreological model. On the basis of mathematical model the special research program was developed. As a result of realization of a complex of researches the basic laws of behaviour of model were revealed. The influence of elastic, viscous and plastic parameters of model on dynamic parameters of shock process was investigated: duration of shock interaction, force of shock interaction of model, size of residual deformations and size springback of model from a surface.

On the basis of results of the executed researches was set up superior shock method of determining a physical-mechanical properties of materials.

Для математического описания процесса ударного взаимодействия сферического тела с поверхностью была разработана упруго-вязкая механореологическая модель с нелинейным упругим элементом. В ходе выполнения дальнейших исследований была разработана и

исследована более точная и совершенная упруго-вязко-пластичная механореологическая модель, описывающая процесс ударного взаимодействия сферического тела с поверхностью.

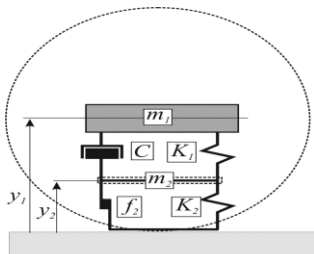


Рис.1. Схема упруго-вязко-пластичной модели

Модель включает в себя два последовательных блока (рис.1): упруго-вязкий блок $K_1 - C$ и упруго-пластический блок $K_2 - f_2$. Блок $K_1 - C$ описывает упругие деформации, возникающие при ударном взаимодействии тел, и учитывает возникающие при этом потери энергии с помощью демпфера. Блок $K_2 - f_2$ описывает пластические деформации и также учитывает возникающие при этом потери энергии.

Дифференциальные уравнения движения модели имеют вид:

$$m_1 \ddot{y}_1 + C(\dot{y}_1 - \dot{y}_2)^{\alpha_1} (y_1 - y_2)^{\alpha_2} + K_1 (y_1 - y_2)^{\alpha_1} = -m_1 g;$$

$$m_2 \ddot{y}_2 + K_2 y_2^{\alpha_2} + f_2 y_2^{\alpha_3} + C_1 (\dot{y}_2 - \dot{y}_1)^{\alpha_1} (y_2 - y_1)^{\alpha_2} + K_1 (y_2 - y_1)^{\alpha_1} = -m_2 g$$

На базе математической модели была разработана специальная исследовательская программа (рис.2). В результате проведения комплекса исследований были выявлены основные закономерности поведения упруго-вязко-пластичной модели: исследовалось влияние упругих и пластических параметров модели на силу ударного взаимодействия; на величину остаточной деформации; подробно исследовался вязкий элемент модели; оценивалась перспектива дальнейшего совершенствования модели с точки зрения использования нелинейных вязких и пластических элементов.

Обеспечение адекватности модели реальному процессу осуществляется путем определения числовых значений упруго-вязко-пластических коэффициентов модели исходя их физико-механических свойств рассматриваемых материалов. С целью разработки способа определения параметров модели был выполнен комплекс компьютерных экспериментов по оценке значимости отдельных элементов модели и степени их влияния на параметры динамического поведения модели. Изучалось влияние вязкого (C), пластического (f_2) и упругих (K_1, K_2) элементов модели на динамику ударного взаимодействия модели с поверхностью путем проведения факторного эксперимента и получения уравнений регрессии, отражающих влияние рассматриваемых факторов на продолжительность ударного взаимодействия (время удара T_K), относительную высоту отскока сферического тела $dH = H_o / H_{II}$ (где H_o - высота отскока,

H_{II} - высота падения), величину остаточной деформации $Y_{ост}$ (Y_2), максимальную величину силы нормальной реакции модели N_{max} и время T_{Nmax} , соответствующее максимальному значению силы нормальной реакции в процессе ударного взаимодействия модели с опорной поверхностью.

Был выполнен анализ полученных результатов и сформулированы рекомендации по управлению динамикой взаимодействия модели. Для управления параметром T_K целесообразно использовать элемент модели K_1 , для параметров N_{max}, T_{Nmax} - элемент f_2 , для параметра dH - элемент C , для параметра Y_2 - элемент K_2 .

На основе результатов выполненных исследований был разработан более совершенный ударный способ определения физико-механических свойств материала на основе параметров ударного взаимодействия сферического тела с исследуемым образцом. В качестве исходной информации целесообразно использовать параметры ударного взаимодействия $N_{max}, T_{Nmax}, T_K, dH, Y_2$, определяемые экспериментально путем ударного воздействия сферическим телом на исследуемый образец материала. Далее путем варьирования значений упруго-вязко-пластичных

параметров механореологической модели по разработанному плану обеспечивается адекватность динамики движения модели экспериментальным данным.

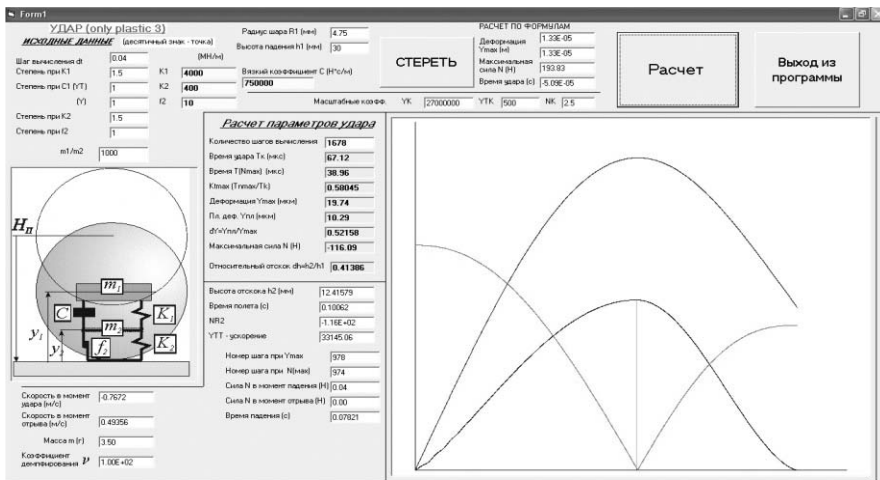


Рис.2. Рабочее поле программы

При выполнении данного условия упругие, пластические и диссипативные свойства реального материала будут характеризоваться соответствующими параметрами модели.

КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ СИСТЕМЫ In-Sn-Zn ДЛЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР БЕССВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ

Луцык В.И., Воробьева В.П., Шодорова С.Я., Сумкина О.Г.

Россия, Институт физического материаловедения СО РАН, vluts@ipms.bscnet.ru

COMPUTER MODEL OF THE SYSTEM In-Sn-Zn FOR LEAD-FREE SOLDERS MICROSTRUCTURE DESIGN

Lutsyk V.I., Vorob'eva V.P., Shodorova S.Ya., Sumkina O.G.

Russia, Institute of Physical Materials Science, SB RAS, vluts@ipms.bscnet.ru

3D computer model of the system In-Sn-Zn T-x-y diagram as a possible lead-free solder has been designed. The reconstruction of a total T-x-y diagram, including its sub-solidus and surfaces, connected with the tin allotropy, has been carried out. The model adequacy is confirmed by agreement with initial isopleths and isotherms. Possibilities of the model for calculations of mass balances at all crystallization stages are demonstrated.

Трехмерные (3D) компьютерные модели воспроизводят исходную расчетно-экспериментальную информацию и визуализируют T-x-y диаграмму, показывая ее в любом ракурсе аксонометрической проекции (рис. 1) и строя произвольно задаваемые изо- и политермические разрезы [1]. Каждый разрез сопровождается расшифровкой линий – следов от пересекаемых поверхностей – и фазовых областей, которые они ограничат (рис. 2).

По данным Атласа T-x-y диаграмм по бессвинцовым припоям [2] (бинарные системы, x-y проекция ликвидуса, таблица невариантных реакций с участием расплава, 2 изотермы и 2 изоплеты) построена 3D компьютерная модель T-x-y диаграммы системы In-Sn-Zn (рис. 1). Она состоит из 85-ти поверхностей (по 5 – ликвидуса и солидуса, 18 – сольвуса, 39 – линейчатых поверхностей, 2 – трансуса, 16 горизонтальных плоскостей, соответствующих четырем комплексам невариантных превращений Q1: L+B→C+R2, Q2: L+A→C+R1, E: L→C+R1+R2 и

полиморфному превращению олова (Sn=B): $B \rightarrow B1+C+R2$) и 34-х фазовых областей (5 двухфазных L+I, 6 однофазных I, 7 трехфазных L+I+J, 10 двухфазных I+J, 6 трехфазных I+J+K, где I, J, K=A, B, C, R1, R2).

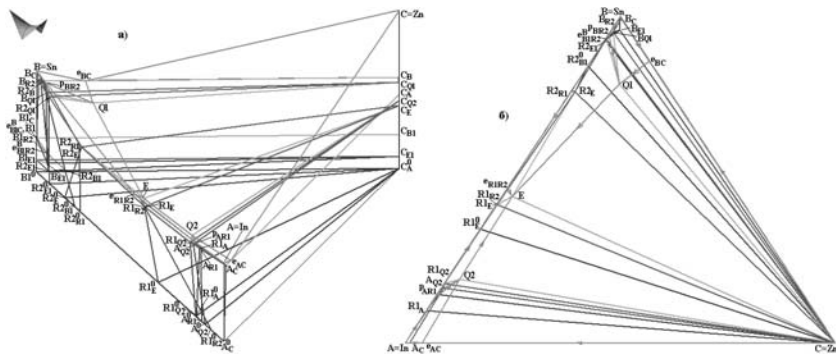


Рис. 1. Трехмерная компьютерная модель системы In-Sn-Zn (a) и ее x-y проекция

Для учета аллотропии олова построены 2 поверхности трансуса, 10 – сольвуса, а также 12 линейчатых поверхностей, которые продолжаютс от 0°C вниз по температуре. Адекватность реконструкции диаграммы подтверждает совпадение изотерм (рис. 2,а) и изоплет (рис. 2,б) Атласа [2] и модели.

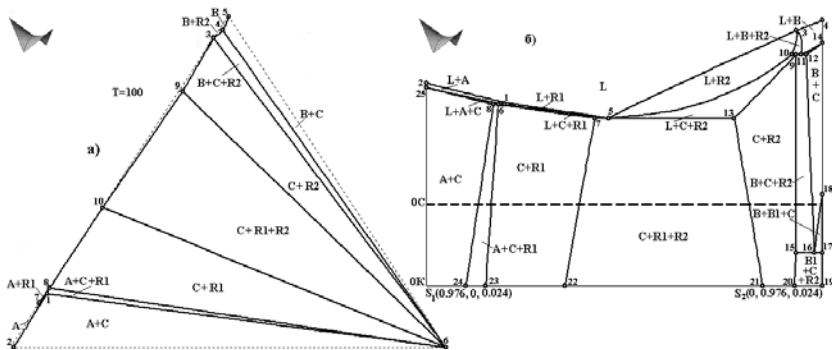


Рис. 2. Воспроизведение из [2] 3D компьютерной моделью с расшивкой пересекаемых линий и фазовых областей изотермического разреза 100°C (а) и изоплеты $z_{3(Zn)}=0.024$ мол. - модель построена от 0°C вниз по температуре для отображения полиморфизма олова (б)

Результаты расчетов материальных балансов любого исходного состава расплава демонстрируются на диаграммах материального баланса, которые изображают изменение фазового состава гетерогенной смеси с понижением температуры (рис. 3). Например, на такого рода диаграмме для состава $G(0.368, 0.608, 0.024)$, принадлежащего изоплету S_1S_2 при постоянном составе $z_{3(Zn)}=0.024$ (рис. 3,а), показаны процессы первичной $L \rightarrow R2^I$, эвтектических бинарной $L \rightarrow C^E+R2^E$ и третичной $L \rightarrow C^E+R1^E+R2^E$ кристаллизаций, после которой фазовые процессы в субсолидусе протекают с уменьшением содержания R2 с 0.553 до 0.533 (табл. 1) и увеличением доли олова и соединения R2 (рис. 3,б).

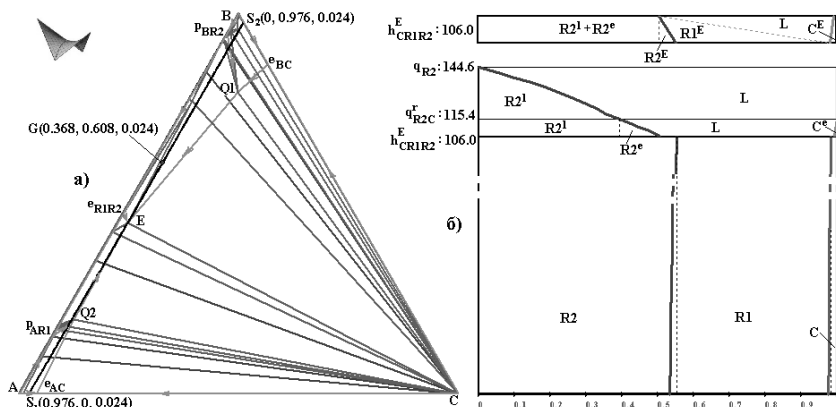


Рис. 3. Диаграмма материального баланса расплава G(0.368, 0.608, 0.024) (б) на разрезе S_1S_2 (а) (изменение фазового состава при 106°C инвариантной эвтектической реакции E вынесено отдельно)

Таблица 1. Расчет материального баланса в точке G(0.368, 0.608, 0.024) (рис. 3)

T	Фазовая область	Массовые доли фаз
144.6	L+R2	L=1, R2=0
115.4		L=0.607, R2 ¹ =0.393
115.4	L+C+R2	L=0.607, R2 ¹ =0.393
106.0		L=0.487, R2 ¹ =0.393, R2 ² =0.113, C ² =0.007
106.0	L=C+R1+R2	L=0.487, R2 ¹ =0.393, R2 ² =0.113, C ² =0.007
106.0		L=0, R2=0.553 (R2 ¹ =0.393, R2 ² =0.113, R2 ^E =0.047), C=0.018 (C ² =0.007, C ^E =0.011), R1 ^E =0.429
106.0		R2=0.553 (R2 ¹ =0.393, R2 ² =0.113, R2 ^E =0.047), C=0.018 (C ² =0.007, C ^E =0.011), R1 ^E =0.429
0	C+R1+R2	R2=0.533, C=0.024 (C ² =0.007, C ^E =0.011, C ³ =0.006), R1=0.443 (R1 ^E =0.429, R1 ³ =0.014)

Литература

- Луцкы В.И., Воробьева В.П. Компьютерная модель системы Bi-In-Sn для конструирования микроструктуры бессвинцовых припоев //Матер. IV Межд. конф. «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 2011. С. 928-929.
- Atlas of Phase Diagrams for Lead-Free Soldering compiled by A. Dinsdale, A. Watson, A. Kroupa, J. Vrestal, A. Zemanova, J. Vizdal. COST 531. European Science Foundation, Brno, Czech Republic: "Vydavatelství KNIHAR", 2008. Vol. 1. 289 pp.

О ЗАВИСИМОСТИ УПРУГИХ СВОЙСТВ ОТ РАЗМЕРА И ФОРМЫ БЕЗОПОРНОГО НАНОКРИСТАЛЛА ОЦК-ЖЕЛЕЗА

Магомедов М.Н.

Россия, ФГБУН Институт проблем геотермии Дагестанского НЦ РАН, e-mail: mahmag4@mail.ru

ON THE DEPENDENCIES OF ELASTIC PROPERTIES FROM SIZE AND SHAPE OF THE FREE STANDING NANOCRYSTAL OF BCC-IRON
Magomedov M.N.

The expression for dependencies of the elastic module from size and shape of the nanocrystal of simple matter is received. It is shown that for BCC-Fe the elastic module decrease at the reduction of

the size of nanocrystal the noticeable, the temperature higher. The size compression of lattice parameter the more, than lower temperature, or than more the nanocrystal's shape is swayed away the most energy stable shape.

Экспериментальные исследования последних лет показали, что изотермический модуль упругости (B) с уменьшением размера нанокристалла ведет себя по-разному: для одной группы веществ он уменьшается, для другой – увеличивается, а для третьей – вообще не зависит от размера. А т.к. объяснения этому до сих пор нет, то наша работа посвящена получению формул и расчету зависимости B от размера и формы безопорного (free standing) нанокристалла ОЦК железа.

Рассмотрим конденсированную систему из N одинаковых атомов при температуре T и давлении P . Изменение удельной (на атом) свободной энергии Гельмгольца такой системы при вариации температуры, удельного объема ($v = V/N$), числа атомов и площади поверхности (Σ) равно:

$$d\left(\frac{F}{N}\right) = -s dT - P dv + \left(\frac{\mu}{N}\right) dN + \sigma d\left(\frac{\Sigma}{N}\right) = d\left(\frac{F}{N}\right)_{\text{in}} + \sigma d\left(\frac{\Sigma}{N}\right) \quad (1)$$

Здесь s , μ и σ – удельная энтропия, химический потенциал и удельная (на единицу площади) поверхностная свободная энергия.

Пусть число частиц в системе не изменяется $dN = 0$. Тогда давление для всей ограниченной поверхностью Σ системы можно представить в виде:

$$P(T, v, N) = -\left[\frac{\partial(F/N)}{\partial v}\right]_{T, N} = P_{\text{in}} - P_{\text{sf}} \quad (2)$$

где объемное и поверхностное давление определяются выражениями [1, 2]:

$$P_{\text{in}}(T, v) = -\left[\frac{\partial(F/N)_{\text{in}}}{\partial v}\right]_{T, N \rightarrow \infty}, \quad P_{\text{sf}}(T, v, N) = \left[\frac{\partial(\sigma\Sigma/N)}{\partial v}\right]_{T, N} = P_{\text{fs}}(1 - \Delta_p) \quad (3)$$

Здесь вектор поверхностного давления (P_{fs}) направлен противоположно вектору объемного давления (P_{in}): при $P_{\text{sf}} > 0$ поверхностное давление сжимает систему.

Первый сомножитель в (3) это давление Лапласа, а выражение для Δ_p из (3) имеет вид:

$$P_{\text{fs}} = \sigma \left[\frac{\partial(\Sigma/N)}{\partial v}\right]_{T, N} = \sigma \left(\frac{\Sigma/N}{v}\right) \left[\frac{\partial \ln(\Sigma/N)}{\partial \ln(v)}\right]_{T, N}, \quad \Delta_p = -\left[\frac{\partial \ln(\sigma)}{\partial \ln(\Sigma/N)}\right]_{T, N} \quad (4)$$

Для жидкой фазы выполняется: $(\partial \sigma / \partial \Sigma)_{T, N} = 0$, что обусловлено динамической природой жидкого состояния. Но для твердой фазы считать величину Δ_p равной нулю уже нельзя. Более того, наличие функции Δ_p в (3) приводит к эффектам, присущим только для твердой фазы наносистемы [1]:

- 1) если $\Delta_p > 0$, то для нанокристалла выполняется: $P_{\text{sf}} < P_{\text{fs}}$,
- 2) если $\Delta_p > 1$, то поверхностное давление становится растягивающим: $P_{\text{sf}} < 0$.

Если кристаллическая структура и форма поверхности не изменяются при изотермическом изменении удельного объема, то функции P_{fs} и Δ_p из (4) будут равны:

$$P_{\text{fs}} = \sigma \left(\frac{\Sigma/N}{v}\right) \left[\frac{\partial \ln(\Sigma/N)}{\partial \ln(v)}\right]_{T, N, k_p, f} = \frac{2}{3} \sigma \left(\frac{\Sigma/N}{v}\right), \quad \Delta_p = -\left[\frac{\partial \ln(\sigma)}{\partial \ln(\Sigma/N)}\right]_{T, N} = -\frac{1}{2} \left[\frac{\partial \ln(\sigma)}{\partial \ln(c)}\right]_{T, N, k_p, f} \quad (5)$$

где $c(N, f)$ – среднее (по всему объему нанокристалла) расстояние между центрами ближайших атомов, k_p – коэффициент упаковки структуры, f – параметр, управляющий формой нанокристалла.

Из (2) можно получить выражение для изотермического модуля упругости в виде:

$$B = -v \left(\frac{\partial P}{\partial v}\right)_T = B_{\text{in}} - B_{\text{sf}} \quad (6)$$

где объемный и поверхностный вклад в модуль упругости равны:

$$B_{in} = -v \left(\frac{\partial P_{in}}{\partial v} \right)_T, \quad B_{sf} = -v \left(\frac{\partial P_{sf}}{\partial v} \right)_T = P_{ls} \left\{ \frac{1}{3} (1 - \Delta_p) (1 + 2\Delta_p) + \left[\frac{\partial \Delta_p}{\partial \ln(v)} \right]_{T, N, k_p, f} \right\} \quad (7)$$

Учтя, что поверхностное давление P_{sf} действует на весь объем нанокристалла, для модуля упругости можно принять: $B = B(0)_{in} + B(P)_{in} P_{sf} - B_{sf}$, где $B(P)_{in} = (\partial B / \partial P)_{in}$. Тогда (6) можно преобразовать к виду:

$$B = B(0)_{in} - P_{ls} \Delta B_{sf}, \quad (8)$$

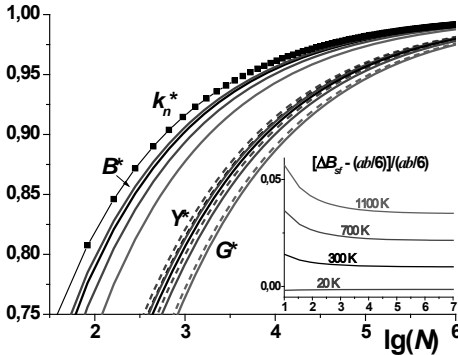
где введена безразмерная функция:

$$\Delta B_{sf} = -B(P)_{in} (1 - \Delta_p) + \left\{ \frac{1}{3} (1 - \Delta_p) (1 + 2\Delta_p) + \left[\frac{\partial \Delta_p}{\partial \ln(v)} \right]_{T, N, k_p, f} \right\}. \quad (9)$$

Используя модель нанокристалла в виде прямоугольного параллелепипеда с варьируемой формой поверхности (RP-модель) [1, 2], рассчитана зависимость модуля упругости (B) от размера (N) и формы поверхности нанокристалла ОЦК-Fe вдоль различных изотерм. Для парного взаимодействия атомов железа (масса атома: $m = 55.847$ а.м.у.) использовался потенциал Ми-Леннарда-Джонса:

$$\varphi(r) = \frac{D}{(b-a)} \left[a \left(\frac{r_0}{r} \right)^b - b \left(\frac{r_0}{r} \right)^a \right], \quad (10)$$

где D и r_0 – глубина и координата минимума потенциала [1]: $D/k_b = 12576.7$ К, $r_0 = 2.4775$ Å, $a = 3.58$, $b = 8.26$, где k_b – постоянная Больцмана, координационное число: $k_n = 8$, $k_p = 0.6802$, $B(P)_{in} = 5.13$.



Показано, что модуль упругости уменьшается при уменьшении размера нанокристалла, тем заметнее, чем выше температура, как это видно из рисунка. Размерная зависимость модуля упругости нанокристалла увеличивается при изоморфном ($f = \text{const}$) увеличении температуры, либо при изомерном ($N = \text{const}$) отклонении формы нанокристалла от наиболее энергетически устойчивой формы (для RP-модели это куб). Коэффициент Пуассона возрастает с ростом температуры или при изоморфно-изотермическом уменьшении N . Поэтому для нормированных (на величину для макрокристалла) значений модуля

упругости B^* , модуля Юнга Y^* , модуля сдвига G^* и среднего координационного числа k_n^* наблюдается соотношение: $k_n(N)^* > B(N)^* > Y(N)^* > G(N)^*$.

На рисунке показаны изотермо-изоморфные (для формы куба) зависимости от $\lg(N)$ функций: k_n^* – самая верхняя линия с квадратами (символы на изоморфе указывают положение разрешенных значений N в нанокристалле кубической формы), B^* – четверка верхних сплошных линий, Y^* – четверка пунктирных линий, G^* – четверка нижних сплошных линий. В каждой четверке изотерм верхняя кривая – $T = 20$ К, нижняя – $T = 1100$ К, а между ними изотермы 300 и 700 К. На вставке справа показаны зависимости величины: $[\Delta B_{sf} - (ab/6)] / (ab/6)$, вдоль тех же изотерм (указаны на графике).

Размерное сжатие параметра решетки для нанокристалла ОЦК железа тем больше, чем ниже температура, или чем больше форма нанокристалла отклонена от наиболее энергетически устойчивой формы (для RP-модели это куб).

Работа выполнена при поддержке Программы Президиума РАН (проект № П-2.1) и РФФИ (грант № 12–08–96500-р-юг-а).

Список литературы

7. Магомедов М.Н. Изучение межзатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. 544 с.
8. Магомедов М.Н. Об изменении модуля упругости при уменьшении размера нанокристалла // Письма в Журнал Технической Физики. 2013. Т. 39, № 9. С. 9 – 17.

ДИСКРЕТНО-КОНТИНУАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО ФРОНТА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛОКАЛЬНЫХ МОМЕНТОВ СИЛ В ПОРИСТЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ Максимов П.В., Моисеенко Д.Д., Панин В.Е.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, mpv@ispms.tsc.ru

EFFECT OF POLYCRYSTALLINE STRUCTURE PARAMETERS ON CHARACTER OF PROPAGATION OF DEFORMATION FRONT AND DISTRIBUTION OF LOCAL COUPLE FORCES: SIMULATION BY METHOD OF EXCITABLE CELLULAR AUTOMATA Maksimov P.V., Moiseenko D.D., Panin V.E.

Simulation of effect of polycrystal coatings with various structures on character of deformation under dynamic compression of compositions «coating - substrate» is realized. It is shown that difference of physical and mechanical characteristics of coating and substrate leads to vortex character of plastic deformation. Coating with the higher porosity possesses the larger plasticity because in this coating stresses relax more effectively due to fragmentation of mesoscale vortex on a series of microvortices.

На базе физической мезомеханики разработана многоуровневая модель деформации нагруженного твёрдого тела как иерархической системы, включающей в себя трёхмерную кристаллическую решётку и границы раздела как самостоятельные планарные подсистемы. Процесс деформации рассматривается как следствие перераспределения энергии между структурными элементами твёрдого тела и взаимной трансформации её частей на различных самосогласованных масштабных уровнях.

Предложенная модель реализована с помощью трёхмерного дискретно-континуального метода стохастических возбудимых клеточных автоматов (Stochastic Excitable Cellular Automata – SECA). В рамках SECA-метода область пространства, занимаемая материалом, моделируется посредством клеточного автомата. Автомат представляет собой сеть активных элементов (имитирующих контрольные объёмы), каждый из которых взаимодействует с набором соседей на первой координационной сфере. Активный элемент клеточного автомата характеризуется числовыми параметрами, описывающими содержащийся в моделируемом объёме пространства материал, такими как модуль упругости, плотность, модуль сдвига, плотность дислокаций, удельная теплопроводность, удельная теплоёмкость, коэффициент температурного расширения. При взаимодействии активного элемента с соседями могут меняться физические параметры, характеризующие тепловую и механическую составляющие его энергии, т.е. температура, энтропия, напряжение, деформация, плотность и т.д. Для явного учёта границ раздела между структурными элементами в методе SECA реализован алгоритм построения зёрновой структуры моделируемого образца. Подробное изложение алгоритмов метода и сравнение численных результатов с экспериментальными представлены в [1-2].

Процессы распространения деформационного фронта и переноса упругой энергии с учётом её диссипации промоделированы посредством численных экспериментов по динамическому сжатию образцов с покрытиями различной структуры. Моделируются образцы с различными размерами зёрен и пор в покрытии. Композиции «покрытие из оксида алюминия на крупнокристаллической алюминиевой подложке» представляются в виде клеточного автомата. Размеры активных элементов, составляющих автомат, равны 0,1 мкм. Верхний слой образца толщиной 0,5 мкм имитирует часть индентора, подвергающегося динамическому сжатию со скоростью 100 ГПа/с. Толщина покрытия равна 4 мкм. На каждом временном шаге рассчитывается распределение напряжений, деформаций и локальных моментов сил.

Обнаружено, что области экстремальных значений компонент Z моментов разного знака для случая беспорядочной структуры распределены вдоль межзёрненных границ (см. рис. 1, а, в). Это свидетельствует о формировании в данных областях мощных концентраторов напряжений,

иницирующих потоки дефектов вдоль этих границ. В пористой структуре концентраторы напряжений имеют больший масштаб и охватывают зерно целиком (см. рис. 1, б, г). Такая структура может обеспечить вихревой характер деформации не только вдоль межзёрнных границ, но и внутри отдельного элемента структуры. Отсюда следует, что пористое покрытие может разрушаться не только по механизму зернограницного проскальзывания, но и путём выкрашивания отдельных элементов структуры посредством разворотов целых зёрен ввиду их слабой связи друг с другом.

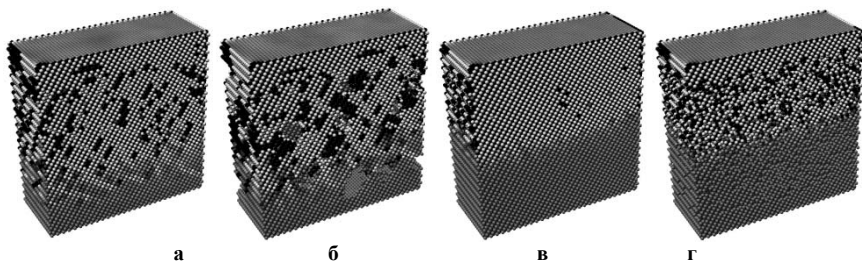


Рис. 1. Распределение компонент Z моментов сил (время численного эксперимента – 1 мкс): а. в образце с поликристаллическим покрытием (размер зерна – 0,5 мкм); б. в образце с пористым поликристаллическим покрытием (размер поры – 0,5 мкм); в. в образце с нанокристаллическим покрытием (размер зерна – 0,1 мкм); г. в образце с нанопористым нанокристаллическим покрытием (размер поры – 0,1 мкм).

Анализ распределения локальных моментов сил в наноструктурном покрытии показал, что фронт неупругой деформации распространился не так глубоко, как в крупнокристаллической структуре. Отметим, что моменты сил в рамках используемого подхода характеризуют не только поворотные, но и сдвиговые моды деформации. Сравнение картин распределения моментов сил в различных структурах позволяет сделать заключение о том, что скорость неупругой сдвиговой деформации в нанокристаллическом пористом покрытии заметно меньше, чем в исходной структуре образца с крупнокристаллическим покрытием. Это говорит о демпфирующей роли пористой наноструктуры, характеризующейся большей площадью межзёрнных границ и меньшим размером структурных элементов.

Проведён анализ временных зависимостей локальных моментов сил для каждого образца. Из графиков на рис. 2 видно, что в нанопористом наноструктурированном покрытии значение суммы модулей моментов приблизительно в 4 раза выше по сравнению с остальными структурами.

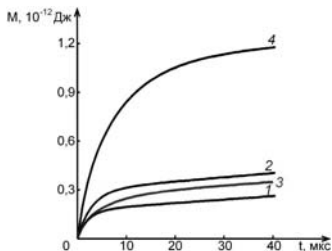


Рис. 2. Зависимость суммы модулей локальных моментов сил от времени для каждой композиции: 1 – образец с поликристаллическим покрытием, 2 – образец с пористым поликристаллическим покрытием, 3 – образец с нанокристаллическим покрытием; 4 – образец с нанопористым нанокристаллическим покрытием.

Флуктуации локальных моментов сил на межзёрнных границах компенсируют друг друга локальными сдвигами и разворотами, что приводит к поглощению и диссипации значительной доли упругой энергии. Данный процесс обуславливает постоянное разбиение

фронта распространения неупругой деформации на множество вихрей более мелкого масштаба, что является одной из главных причин демпфирующего характера нанопористой структуры покрытия.

Литература

3. Моисеенко Д.Д., Почивалов Ю.И., Максимов П.В., Панин В.Е. Возникновение поворотных мод деформации в приграничных зонах зёрненной структуры в нагруженном поликристалле // Физическая мезомеханика. - 2013. – Т. 16. - № 1. – С. 39-49.

4. Моисеенко Д.Д., Панин В.Е., Елсукова Т.Ф. Роль локальной кривизны в механизме зернограничного скольжения при деформации поликристалла // Физическая мезомеханика. - 2013. – Т. 16. - № 3. – в печати.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ БАЛКИ ПРИ ДЕЙСТВИИ НАГРУЗКИ, ДВИЖУЩЕЙСЯ ПО ЕЕ ПОВЕРХНОСТИ

Мамаев Ш.М.

Казахстан, Алматинская академия экономики и статистики

e-mail: sch_mamaev@mail.ru

NUMERICAL STUDY OF CONDUCT UNDER THE INFLUENCE OF LOAD BAR MOVING ON ITS SURFACE

Mamayev Sh. M.

We study the time-dependent processes taking place in the beam under the action of the normal to the surface of the load moving at a constant speed. Found that the maximum stresses are realized in the secured end of the beam at different times depending on the speed of movement of the external load. With the increasing speed of movement of the load maximum stresses in the mounting beams are reduced, while the levels of local normal and shear stresses near the borders of its actions increased to a greater extent, approaching the limit values. In accordance with the known experimental fact: at high beam fracture due to shear stress

Анализ работ, посвященных нестационарным задачам в пространственных конструкциях, показывает, что в случае поперечного удара усиливаются эффекты отражения, дифракции, интерференции, т.е. взаимодействия различных типов волн и выявление наиболее опасных их сочетаний с точки зрения работоспособности конструкции становится актуальной задачей. Влияние взаимодействия различных типов волн осложняется и усиливается при действии локальной нагрузки и, особенно, в том случае, когда область действия местной нагрузки перемещается по поверхности исследуемого тела с определенной скоростью. Одним из примеров является удар птицы по рабочей лопатке вентилятора, встречающийся при эксплуатации авиационных двигателей; действие волн на силовые конструкции причалов, действия ветряных порывов на строительные сооружения, на лопасти ветроколес, цунами – на береговые сооружения, смерчи и т.д. Этот перечень проблем подтверждает научную и техническую актуальность задачи о динамическом изгибе бруса конечных размеров нагрузкой, перемещающейся по его поверхности с определенной скоростью.

Из сказанного следует, что особый интерес представляют случаи, когда удар осуществляется по локальной поверхности и площадка удара перемещается с некоторой скоростью. Предварительный анализ показывает, что механизм сопротивления бруса существенно зависит от скорости c° передвижения площадки F действия ударной нагрузки. При высоких скоростях c° вязко-пластические характеристики материала не успевают проявиться. Материал бруса в этом случае может рассматриваться как линейно—деформируемый материал. Настоящая работа выполнена в этих рамках и для этого случая разработан и описан алгоритм численного интегрирования уравнений динамики упругого тела, а также представлены и обсуждены отдельные результаты исследования напряженности трехмерного бруса с прямоугольным поперечным сечением. При низких скоростях c° перемещения площадки F удара, по-видимому, можно пренебречь динамическими эффектами и задачу следует рассмотреть в квазистатической постановке. Наконец, некоторые скорости c° могут оказаться близкими к критическим, связанным с автоколебаниями бруса.

Основные уравнения. Система уравнений описывающий процесс распространения динамических возмущений в упругой изотропной среде можно записать в следующей безразмерной форме:

$$\begin{cases} \dot{v}_\alpha - \sigma_{\alpha,i} = 0, \\ \dot{\sigma}_{\alpha\beta} - \lambda v_{i,i} \delta_{\alpha\beta} - \mu(v_{\alpha,\beta} + v_{\beta,\alpha}) = 0. \end{cases} \quad (1)$$

В (1) по одинаковым индексам подразумевается суммирование, а точка над переменной и запятая перед индексом означают операцию дифференцирования по времени и соответствующей переменной. Безразмерные компоненты вектора скорости частиц v_α тензора напряжения $\sigma_{\alpha\beta}$ ($\alpha, \beta = 1, 2, 3$) определяются через соответствующие размерные величины:

$$t^* = tc_1/L_2; \sigma_{\alpha\beta}^* = \sigma_{\alpha\beta}/(\rho c_1^2); v_\alpha^* = v_\alpha/c_1; c_1^2 = (\lambda + 2\mu)/\rho \quad (2)$$

Здесь t – время, L_2 – продольная длина балки, ρ , λ , μ – плотность и параметры Ламэ материала балки, c_1 – скорость распространения продольной волны (при написании системы уравнения верхние индексы * опущены)

Постановка задачи. Рассматривается задача о поперечном ударе по балке в форме прямоугольного параллелепипеда ($0 \leq x_\alpha \leq L_\alpha; \alpha = 1, 2, 3$), которая в начальный момент времени $t=0$ находится в состоянии покоя ($v_\alpha = 0, \sigma_{\alpha\beta} = 0$).

По части поверхности $x_3 = 0$ с постоянной скоростью c_α^0 ($\alpha = 1, 2$) перемещается площадка F ($|x_\alpha - x_\alpha^0(t)| \leq 1_\alpha; \alpha = 1, 2$), на которой определена нормальная нагрузка, действующая на балку с интенсивностью

$$\sigma_{33}(x_1, x_2; t) = AP[x_\alpha - 1_{\alpha 1}(t)]^2(x_\alpha - 1_{\alpha 2}(t))^2. \quad (3)$$

Здесь A – амплитуда (максимальное значение) внешней нагрузки, $1_{\alpha j}(t)$ – линии, ограничивающие площадку удара и передвигающиеся со скоростями c_j^0 ($1_{\alpha j}(t) = c_j^0 t$). Индексы α , j соответствуют «передней» и «задней» линиям площадки удара и оси координат, а P определяет операцию умножения по нижнему индексу α ($\alpha = 1, 2$). Сдвиговые компоненты напряжений $\sigma_{3\beta}$ ($\beta = 1, 2$) равны нулю всюду на поверхности $x_3 = 0$, включая и площадку F .

Полагается, что грань $x_2 = L_2$ жестко закреплена и на ней всегда ($t \geq 0$) $v_\alpha = 0, (\alpha = 1, 2, 3)$.

Все другие грани свободны и на них соответствующие компоненты напряжений $\sigma_{\alpha\beta} = 0$.

Задача сводится к решению системы уравнения (1) при указанных начальных и граничных условиях. Для решения системы уравнений (1) применяется метод бихарактеристик [1,2].

Некоторые результаты и их обсуждение. Ниже представлены результаты решения упругой динамической задачи для балки в форме прямоугольного параллелепипеда относительными размерами $L_1 = 0.4, L_2 = 1, L_3 = 0.15$. Задача решалась на сетке $17*41*7$.

При этом принято, что $h_1 = h_2 = h_3 = h = 0.025, \tau = 0.00625$ (h , τ – шаг по координате и времени). Параметры Ламе материала балки составляют $\lambda = 115.4$ ГПа, $\mu = 76.7$ ГПа. В расчетах полагали, что относительное значение амплитуды внешней нагрузки $A = -0.5413$. Представленные результаты имеют отношение к случаю, когда площадка F перемещается вдоль линии $x_2 = 10h, x_3 = 0$ ($|1_{\alpha 1} - c_1^0 t| = 3h$) с постоянной скоростью C^0 , а по оси x_2 не

передвигается - $(|1_{\alpha 2} - 10h| = 2h, c_2^0 = 0)$. В перечисленных числовых условиях исследовалось влияние скорости перемещения нагрузки c° на распределение динамических напряжений в балке с определением максимальных значений компонентов напряжения, которые могли бы быть опасными с точки зрения разрушений. В расчетах рассматривались следующие восемь значений скорости c° перемещения нагрузки: $c^\circ = c_1/4 = 1250 \text{ м/с}$, $c^\circ = c_1/5 = 1000 \text{ м/с}$, $c^\circ = c_1/8 = 625 \text{ м/с}$, $c^\circ = c_1/10 = 500 \text{ м/с}$, $c^\circ = c_1/16 = 312.5 \text{ м/с}$, $c^\circ = c_1/20 = 250 \text{ м/с}$, $c^\circ = c_1/40 = 125 \text{ м/с}$, $c^\circ = c_1/80 = 62.5 \text{ м/с}$.

Типичные события, имеющие место в балке при действии на неё движущейся нагрузки, рассматриваются в случае средней скорости ($c^\circ = c_1/16$) перемещения нормальной нагрузки (3) по грани $x_3=0$. Несмотря на сложное взаимодействие отраженных волн напряжений и динамических возмущений в каждой точке пробивается свой закон периодичности возрастания и убывания напряжений, обусловленный конечными размерами балки. Обращает внимание, что максимальное значение главного напряжения σ_1 достигается практически на начальном этапе ($t=355\tau$, четверть времени действий внешней нагрузки) передвижения нагрузки по поверхности $x_3=0$. Локально распределенная нагрузка (3) по мере своего передвижения вызывает не только изгиб балки, но и её кручение. Несмотря на то, что принятая внешняя нагрузка (3) является сглаженной (производные по осям x_1 и x_2 равны нулю в граничных точках действующей нагрузки) сдвиговые напряжения σ_{23} достигают опасных уровней на граничной линии $x_2 = (10 \pm 2) \cdot h$ движущейся нагрузки в моменты времени ($t = 1800\tau, t = 6150\tau$), далёкие от начала действия нагрузки.

В результате проведенных исследований установлено, что наибольшие напряжения реализуются в закреплённом конце балки в различные моменты времени в зависимости от скорости передвижения внешней нагрузки. С увеличением скорости передвижения нагрузки наибольшие напряжения в области крепления балки снижаются, в то время как уровни локальных нормальных и сдвиговых напряжений в районе грани действия возрастают в большей мере, приближаясь к предельным значениям. В соответствии с известным экспериментальным фактом: при высоких скоростях разрушение балки обусловлено напряжениями среза.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН НА ВАКАНСИОННЫЕ ПОРЫ В ДЕФОРМИРОВАННОМ КРИСТАЛЛЕ

Маркидонов А.В.¹, Старостенков М.Д.², Павловская Е.П.³

¹Россия, Филиал Кузбасского государственного технического университета в г. Новокузнецке, markidonov_artem@mail.ru

²Россия, Алтайский государственный технический университет, genphys@mail.ru

³Россия, Кузбасская государственная педагогическая академия, pavlovskaya24@gmail.com

FEATURES OF THE INFLUENCE OF SHOCK WAVES ON VACANCY VOIDS IN DEFORMED CRYSTAL

Markidonov A.V., Starostenkov M.D., Pavlovskaya E.P.

The research of the structural transformations in the crystal then subjected to uniaxial deformation under the action of shock post-cascade waves by method of molecular dynamics. When the crystal is compressed broken vacancies under the action of waves is the formation of a tetrahedron of stacking faults is shown. Stretching the crystal in some cases displace the void.

Детали различных устройств, работающих в условиях интенсивного радиационного облучения, эксплуатируются под значительными нагрузками, которые создают в конструкционном материале неоднородные напряжения. Кроме этого, накопление радиационных дефектов может привести к вакансионному распуханию материала, и в случае неоднородности распухания, к появлению дополнительных напряжений в материале.

Исследование радиационного распухания актуально в связи с тем, что прочность и надежность узлов устройств, работающих в поле излучения, зависят от стабильности механических свойств и структуры конструкционных материалов. Надо признать, что при изучении процессов структурных перестроек, происходящих в облучаемом материале, необходимо учитывать еще один не маловажный фактор – ударные волны. Их возникновение

обусловлено различием между временем термализации атомных колебаний в некоторой конечной области и временем отвода из нее тепла [1]. В результате резкого расширения сильно разогретой области формируется почти сферическая ударная волна.

Целью данной работы является определение влияния ударных волн на структурные трансформации вакансионных пор в деформированном кристалле.

Рассматриваемые в работе явления отличает малый размер исследуемых областей, что затрудняет прямые наблюдения. Поэтому наиболее рациональным видится использование методов компьютерного моделирования. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики. Исследование проводилось с помощью пакета XMD [2]. В качестве потенциальной функции межатомного взаимодействия использовался потенциал Джонсона, рассчитанный в рамках метода погруженного атома. Шаг интегрирования равнялся 5 фс. Температура расчетной ячейки задавалась путем присвоения атомам случайных скоростей в соответствии с распределением Максвелла-Больцмана для указанной температуры. Моделирование проводилось при постоянной температуре. Для сохранения температуры расчетной ячейки использовался термостат Андерсена.

Моделируемый кристаллит золота имел форму параллелепипеда. Для исключения влияния поверхностных эффектов использовались периодические граничные условия по всем направлениям. Для создания поры в кристаллической структуре задавалась сфера с некоторым радиусом. Затем центр сферы совмещался с одним из узлов решетки, и удалялись все атомы, попадающие в эту сферу. После удаления атомов осуществлялась структурная релаксация расчетной ячейки до прихода системы в состояние с минимальной энергией.

Волны создавались путем присвоения атомам, расположенным на границе расчетной ячейки, скорости вдоль направления $\langle 1\bar{1}0 \rangle$. Деформация моделировалась за счет изменения межатомных расстояний в расчетном блоке. Рассматривалась только упругая деформация. После выполнения заданного количества шагов компьютерного эксперимента следовала структурная релаксация системы при 0 К.

Компьютерный эксперимент показал, что структурная трансформация поры начинается при температуре $0.45 \cdot T_m$. Также эксперимент показал, что повышение температуры расчетной ячейки может приводить к частичному испарению вакансий из поры. Испарение, по-видимому, продолжается до тех пор, пока поверхностная энергия поры не понижается до уровня, позволяющего поре оставаться стабильной при заданной температуре. Испарившиеся вакансии выстраиваются в наиболее энергетически выгодную конфигурацию – тетраэдр дефектов упаковки.

Ранее, в работе [3], было показано, что ударные волны могут отщеплять от поры часть вакансий, которые начинают смещаться против направления распространения волн. При определенных температурах это явление может приводить к разрушению поры.

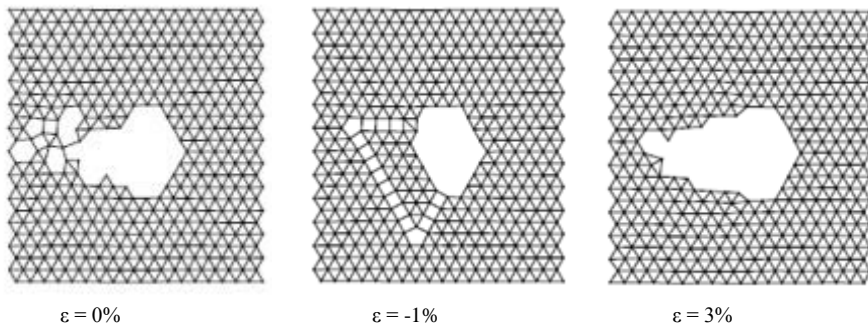


Рис. 1. Фрагменты расчетных ячеек, содержащих пору из 236 вакансий, после прохождения 5 ударных волн, генерируемых через каждую 1000 шагов компьютерного эксперимента. Волны распространялись слева направо относительно рисунка

Исследование будем проводить на расчетной ячейке, содержащей пору из 236 вакансий. Температура задавалась равной 300 К. Данный выбор обусловлен следующими соображениями. Высокая температура активирует процесс перестройки поры, что не позволит выявить влияние волны. В случае же низкой температуры использование термостата приведет к тому, что волна будет быстро затухать. Эксперимент показал, что в случае сжатия расчетной ячейки, вакансии, отщепленные волной, формируют фрагменты тетраэдров дефектов упаковки. Растяжение приводит к уменьшению количества отрываемых вакансий, и при большом значении величины деформации пора деформируется под воздействием волн, но ее целостность, как правило, сохраняется.

Так, на рис. 1 приведены результаты эксперимента, в котором через расчетную ячейку, деформированную вдоль направления $\langle 110 \rangle$, было пропущено пять ударных волн, генерируемых через каждую 1000 шагов. В отсутствие деформации от поры отщепляются отдельные вакансии (см. рис. 1.а). Сжатие привело к формированию неидеального тетраэдра, смещенного к предполагаемому источнику волн, в одной из вершин которого располагается «родительская» пора (см. рис. 1.б). При растяжении расчетной ячейки отщепить вакансии волне не удалось, но пора значительно вытянулась в направлении источника (см. рис. 1.в).

Если в предыдущем эксперименте растяжение кристалла приводило к вытягиванию поры за счет смещения отдельных вакансий под действием волны, то в случае пор меньших размеров в отдельных случаях было зафиксировано перемещение всего скопления, без значительного разрушения конфигурации. Данный факт обусловлен не только уменьшением плотности упаковки атомов под действием растягивающих напряжений, но также компенсацией данными напряжениями поверхностной энергии поры.

Проведенное исследование показало, что воздействие ударных волн на вакансионные поры в кристалле, подверженному деформированию, приводит к кардинально новым эффектам. При сжатии кристалла возрастает роль поверхностной энергии поры, благодаря чему волны активизируют процессы структурных трансформаций пор, которые в ряде случаев могут приводить к слиянию отдельных пор. Растяжение кристалла приводит к стабилизации поры, в результате чего ударные волны могут вызывать смещения отдельных пор. Данные явления наблюдаются при температурах, недостаточных для начала диффузионных процессов.

Литература

1. Овчинников В.В. Радиационно-динамические эффекты. Возможности формирования уникальных структурных состояний и свойств конденсированных сред // Успехи физических наук. 2008. Т.178. №9. С.991-1001.
2. XMD – Molecular Dynamics for Metals and Ceramics // [Electronic resource]. Mode of access : <http://xmd.sourceforge.net/about.html>.
3. Маркидонов А.В., Старостенков М.Д., Яшин А.В. Структурные трансформации вакансионной поры при радиационном облучении материала // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Т.10. №1. С.12-21.

КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Мелихов И.В.¹, Алексеева О.В.², Рудин В.Н.¹, Носков А.В.², Козловская Э.Д.¹

¹Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

²Институт химии растворов им. Г.А. Крестова РАН, Иваново, Россия

E-mail: avn@isc-ras.ru

KINETIC MODEL OF POLYMER MATERIALS FORMATION

Melikhov I.V., Alekseeva O.V., Rudin V.N., Noskov A.V., Kozlovskaya E.D.

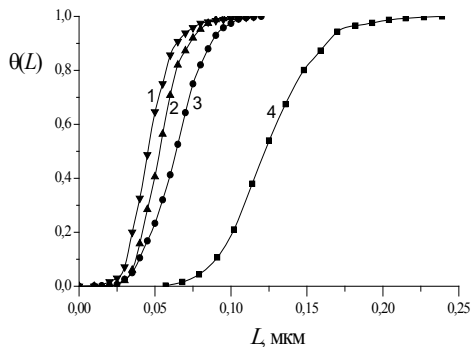
The kinetic model of the accumulation of information about the origin, growth and aggregation of macromolecules in the formation of polymeric bodies developed. Equation the distribution function change of macromolecules and aggregates in size formulated.

В настоящее время актуальна проблема выбора оптимальных способов и маршрутов получения полимерных материалов (пленок, мембран, гранул и т.д.), предполагающих минимальные затраты энергии при максимальной экологической безопасности производства

полимера. При поиске оптимальных маршрутов необходима информация о кинетике зарождения и роста макромолекул, образования кластеров и агрегатов, гелевых структур и полимерных макротел.

Анализ литературных данных показывает, что широкое распространение получили исследования кинетики перечисленных процессов на микро- и макрокинетическом уровнях детализации, наблюдения *in situ* и изучение продуктов полимеризации в электронном или атомно-силовом микроскопах. Проведенные исследования позволяют сделать вывод, что в процессе полимеризации на поверхности полимерных тел может формироваться микрорельеф, зависящий от условий полимеризации и не разрушающийся при проведении исследований. При этом по особенностям микрорельефа можно судить о кинетике образования тела. Такой микрорельеф можно назвать носителем морфологической памяти полимерных тел.

В настоящей работе развита концепция морфологической памяти, состоящей в длительном сохранении приповерхностными участками тела неравновесных структур, появившихся при его образовании, при возможности экспериментального выявления этих структур и установления их связи с кинетикой формирования.



Интегральные функции распределения наночастиц по размерам в зависимости от массовой доли C_{60} в пленке (Φ): 1-3 - плёнка при $\Phi=0$ (1); $\Phi=3 \cdot 10^{-4}$ (2); $\Phi=10^{-3}$ (3); 4 - гранула ПС.

Разработана кинетическая модель накопления полимерными телами информации о зарождении, росте и агрегировании макромолекул в процессе образования тел. Сформулировано уравнение изменения функции распределения макромолекул и агрегатов по размеру применительно к использованию морфологической памяти.

Развита концепция морфологической памяти была использована для интерпретации экспериментальных данных на примере гранул полистирола (ПС) и пленок, сформированных из растворов полистирола и фуллерена (C_{60}) в о-ксилоле и толуоле при испарении растворителя. Было обнаружено, что изученные гранулы и пленки имеют сходный микрорельеф, параметры которого зависят от условий их образования. При этом была определена функция распределения $\theta(L)$ элементов микрорельефа по размерам (рисунок).

Количественный анализ функций распределения позволяет составить представление о том, при какой кинетике образования тел такая функция могла сформироваться.

Работа поддержана РФФИ (гранты №12-03-97528-п_центр_а и №11-03-00958-а).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ВБЛИЗИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН КРУЧЕНИЯ В Ni В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Микрюков В.Р., Дябденков В.В., Дмитриенко Д.Д., Поletaев Г.М., Старостенков М.Д.
Россия, Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
gmpoletaev@mail.ru

THE RESEARCH OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS NEAR TWIST GRAIN BOUNDARIES IN Ni IN THE CONDITIONS OF ONE-AXIAL DEFORMATION BY THE METHOD OF MOLECULAR DYNAMICS

Mikrakov V.R., Diabdenkov V.V., Dmitrienko D.V., Poletaev G.M., Starostenkov M.D.

The structural transformations near twist grain boundaries (100), (110), (111) in Ni in the conditions of one-axial deformation was studied by the method of molecular dynamics. It was shown that stretching of bicrystal along the plane of the twist boundary leads to a significant intensification of grain boundary diffusion, than at deformation in the direction perpendicular to the boundary. It is connected with the more intensive transformation of the dislocation network in the first case.

Механизм влияния деформации на диффузию по различным кристаллографически определенным границам зерен изучен слабо, тем более на атомном уровне. Кроме того, безусловный интерес представляет атомный механизм пластической деформации с участием границ зерен. Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики самодиффузии и структурных превращений вблизи границ зерен кручения (100), (110), (111) в Ni в условиях одноосной деформации.

Малоугловые границы кручения, как известно, имеют упорядоченную структуру, представляющую собой сетку винтовых дислокаций [1,2]. Ранее, в работах [3,4] нами были описаны результаты исследования методом молекулярной динамики самодиффузии по границам кручения (100), (110), (111) в ГЦК металлах Ni, Cu, Al. Показано, что самодиффузия по малоугловым границам кручения осуществляется посредством образования цепочек смещенных атомов вдоль ядер зернограницных винтовых дислокаций. Причем местами инициации цепочек атомных смещений выступают узлы дислокационной сетки.

Граница кручения создавалась в середине расчетного блока путем поворота двух ГЦК кристаллов (двух половин блока) на угол разориентации θ вокруг оси, перпендикулярной границе. Рассматривались три варианта плоскости границы: (100), (110), (111). Получающийся расчетный блок обрезался таким образом, чтобы он приобрел форму параллелепипеда и не содержал по краям пустот. Затем проводилась динамическая релаксация структуры, в ходе которой бикристалл переходил в равновесное состояние. В завершении релаксации выполнялась процедура охлаждения до 0 К. Количество атомов в расчетном блоке составляло около 30000. Шаг интегрирования по времени движения частиц в методе молекулярной динамики варьировался от 1 до 10 фс. Межатомные взаимодействия описывались многочастичным потенциалом Клери-Розато [5].

Одноосная деформация задавалась в начале компьютерного эксперимента путем изменения соответствующих межатомных расстояний вдоль одного направления. Рассматривались деформации вдоль осей X (перпендикулярно границе зерен) и Y (вдоль границы).

Поскольку наличие свободной поверхности в модели в значительной степени влияет на вероятность образования пластических сдвигов в расчетном блоке, в работе рассматривались два типа граничных условий: жесткие (когда крайним атомам расчетного блока не позволяется двигаться) и комбинированные свободно-жесткие (с наличием у бикристалла свободной поверхности).

Для анализа влияния деформации на интенсивность диффузии по границам кручения (100) и (110) при использовании жестких условий определялись зависимости коэффициента диффузии от величины стартовой деформации. При этом проводились компьютерные эксперименты продолжительностью 200 пс при температуре 1500 К. В большинстве случаев коэффициент самодиффузии увеличивался с ростом величины деформации, что является следствием увеличения свободного объема при растяжении.

Пластическая деформация в расчетных блоках с жесткими граничными условиями в основном заключалась в смещении ядер зернограницных дислокаций и связанными с этим смещениями атомов вдоль ядер (рис.1а), а также расщеплении зернограницных дислокаций и возникновении пластических сдвигов в зернах.

На начальном этапе структурной релаксации деформированного вдоль оси X расчетного блока с комбинированными свободно-жесткими условиями возникали смещения атомов, начинающиеся от свободных поверхностей и направленные к центру расчетного блока при растяжении, при сжатии, наоборот, от центра. В процессе компьютерного эксперимента они периодически усиливались и ослаблялись. При значениях стартовой деформации менее примерно 5-6% эти первоначальные смещения не приводили к образованию дополнительных дислокаций, однако провоцировали миграцию атомов вдоль зернограницных дислокаций (рис.1б). Заполнение избыточного свободного объема (при растяжении, при сжатии наоборот) происходило, таким образом, посредством образования цепочек смещенных атомов с поверхности в объем вдоль зернограницных дислокаций.

Дислокации с поверхности при свободно-жестких граничных условиях образовывались только при значениях стартовой деформации выше 5-6%. Как правило, пластический сдвиг инициировался на поверхности, а сама дислокация в большинстве случаев захватывалась зернограницной дислокационной сеткой.

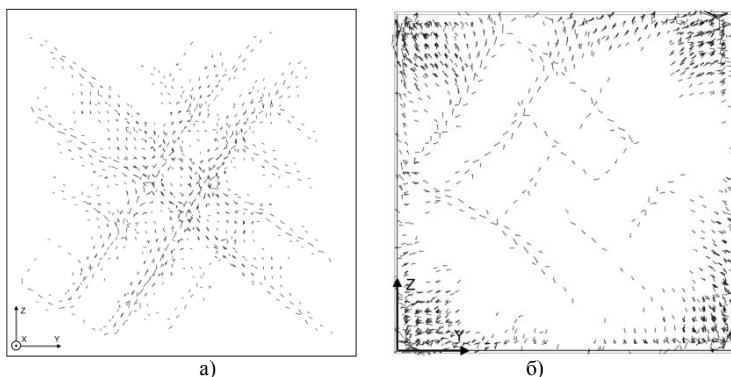


Рис.1. Примеры атомных смещений, возникающих при пластической деформации в бикристаллах в условиях одноосной деформации: а) жесткие граничные условия, смещения в плоскости границы (100) 15°, деформация 13% вдоль оси X, показаны атомные смещения больше 0,4 Å; б) свободно-жесткие условия, смещения в плоскости границы (100) 24°, деформация 4% вдоль оси X, показаны атомные смещения больше 0,6 Å.

В результате исследования методом молекулярной динамики структурных превращений вблизи границ кручения было выяснено, что растяжение бикристалла вдоль плоскости границы кручения приводит к интенсификации зернограницной диффузии, обусловленной трансформацией дислокационной сетки. При этом деформация в направлении перпендикулярном границе влияет на диффузию слабее. Пластическая деформация бикристалла на начальном этапе, как правило, сопровождалась образованием атомных смещений вдоль ядер зернограницных винтовых дислокаций, приводящих к трансформации дислокационной сетки.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов №13-02-00301_a, №12-08-98046-p_сибирь_a, №12-02-98000-p_сибирь_a.

Список литературы

1. Хирт Д., Лоте И. Теория дислокаций. М: Атомиздат, 1972. - 600 с.
2. Полетаев Г.М., Мартынов А.Н., Старостенков М.Д. Структура и энергия границ зерен кручения в ГЦК металлах // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. - 2010. - Т.7, №4. - С. 27-34.

3. Мартынов А.Н., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Атомный механизм диффузии по малоугловым границам кручения в ГЦК металлах // Письма о материалах. - 2011. - Т.1, №1. - С. 43-46.

4. Полетаев Г.М., Мартынов А.Н., Старостенков М.Д., Громов В.Е. Молекулярно-динамическое исследование самодиффузии по границам зерен кручения в ГЦК металлах // Вестник ТГУ. Серия: Естественные и технические науки. - 2011. - Т.16, вып.3. - С. 829-833.

5. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. - 1993. - V.48, №1. - P. 22-33.

ВЛИЯНИЕ СТРИНГЕРОВ НА РАЗВИТИЕ КОГЕЗИОННОЙ ТРЕЩИНЫ

Мир-Салим-заде М.В.

Азербайджан, Институт математики и механики НАНА, e-mail: mir-salim-zade@mail.ru

An unlimited stringer plate weakened by a rectilinear crack is considered. In the end zones the crack surfaces interact. The stress intensity factors are determined. For determining limit equilibrium crack the two-parameter fracture criterion is used.

Рассмотрим неограниченную стрингерную пластину, ослабленную одной прямолинейной трещиной, которая подвергается вдоль стрингеров однородному растяжению на бесконечности напряжением $\sigma_y^\infty = \sigma_0$. Будем считать, что стрингеры не сопротивляются изгибу

и работают только на растяжение, толщина их остается неизменной, а напряженное состояние является одноосным. Принимаются допущения о том, что в пластине реализуется плоское напряженное состояние; пластина и стрингеры взаимодействуют в одной плоскости и только в точках крепления, расположенных симметрично относительно поверхности пластины с постоянным шагом по всей длине стрингера. Точки крепления считаются одинаковыми, а их радиус (площадка сцепления) малым по сравнению с их шагом и другими характерными размерами. Подкрепляющая система стрингеров ферменного типа, их ослабление за счет постановки точек крепления не учитывается. Действие стрингеров заменяем неизвестными эквивалентными сосредоточенными силами, приложенными в точках соединения ребер с пластиной. Неизвестные сосредоточенные силы определяются в процессе решения задачи.

Используется модель трещины с концевыми зонами с учетом сингулярности напряжений в ее вершине. В концевых зонах трещины имеет место взаимодействие ее берегов, которое сдерживает раскрытие трещины. Моделируем это взаимодействие с помощью связей между берегами трещины (сил сцепления), имеющих заданную диаграмму деформирования. Размер концевых зон, в которых осуществляется взаимодействие берегов трещины, зависит от вида материала. В связях между берегами трещины под действием внешней нагрузки будут возникать усилия $q(x)$, которые заранее неизвестны и определяются в процессе решения краевой задачи. Из-за симметрии задачи относительно оси абсцисс усилия $q(x)$ имеют только нормальную составляющую.

Граничные условия в рассматриваемой задаче имеют вид

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = 0 \quad \text{при } y=0, \quad |x| \leq \lambda \quad \text{вне концевых зон} \quad (1)$$

$$\sigma_y - i\tau_{xy} = q(x) \quad \text{при } y=0, \quad \lambda < |x| \leq l \quad \text{в концевых зонах}$$

На основании формул Колосова-Мухелишвили [1] и граничных условий на берегах трещины задача сводится к определению двух аналитических функций $\Phi(z)$ и $\Psi(z)$ из краевых условий:

$$\Phi(z) + \overline{\Phi(\bar{z})} + i\overline{\Phi'(z)} + \Psi(z) = \begin{cases} 0 & \text{при } |x| \leq \lambda \\ q(x) & \text{при } \lambda < |x| \leq l \end{cases} \quad (2)$$

Решение граничной задачи (2) ищется в виде

$$\varphi(z) = \varphi_0(z) + \varphi_1(z), \quad \psi(z) = \psi_0(z) + \psi_1(z)$$

Здесь $\Phi(z) = \varphi'(z)$, $\Psi(z) = \psi'(z)$; функции $\varphi_0(z)$ и $\psi_0(z)$ [1] определяют поле напряжений и деформаций в сплошной среде, т.е. в случае отсутствия трещины.

Для определения аналитических функций $\Phi_1(z)$ и $\Omega_1(z) = z\Phi_1'(z) + \Psi_1(z)$ на основании (2) получаем краевую задачу линейного сопряжения. Для комплексных потенциалов $\Omega_1(z)$ и $\Phi_1(z)$ находим

$$\Omega_1(z) = 0, \quad \Phi_1(z) = \frac{1}{2\pi i \sqrt{z^2 - l^2}} \int_{-l}^l \frac{\sqrt{t^2 - l^2}}{t - z} f(t) dt$$

Для определения величин сосредоточенных сил с помощью закона Гука получена бесконечная система уравнений.

Используя полученное решение задачи, находим раскрытие берегов трещины.

Для полного определения комплексных потенциалов $\Phi_1(z)$ и $\Omega_1(z)$ необходимо определить усилия в связях $q(x)$. Дополним основные соотношения задачи уравнением, связывающим перемещения раскрытия трещины и усилия в связях

$$v^+(x_1) - v^-(x_1) = C(x_1, q) q(x_1), \quad (3)$$

где x_1 – аффикс точек берегов трещины в концевой зоне; функцию $C(x_1, q)$ можно

рассматривать как эффективную податливость связей, зависящую от натяжения связей.

Используя выражение (3), получим нелинейное интегральное уравнение относительно неизвестной функции $q(x)$:

$$\frac{1 + \kappa}{2\pi\mu} \int_{-l}^l \frac{F_1(t, x)}{\sqrt{l^2 - t^2}} q(t) dt + \frac{1 + \kappa}{2\pi\mu} \int_{-l}^l \frac{F_1(t, x)}{\sqrt{l^2 - t^2}} f(t) dt = C(x, q) q(x) \quad \lambda < |x| \leq l \quad (4)$$

Для решения уравнения (4) использовалась коллокационная схема с аппроксимацией неизвестной функции. Переходя к безразмерным переменным и заменяя интегралы квадратурными формулами типа Гаусса, уравнение (4) приводим к конечной системе алгебраических уравнений относительно приближенных значений неизвестной функции в узловых точках. В случае линейных связей полученная алгебраическая система является линейной и для ее решения применялся метод Гаусса с выбором главного элемента. В случае нелинейного закона деформирования связей использовался также алгоритм, подобный методу упругих решений [2]. Закон деформирования межчастичных связей (сил сцепления) полагается линейным при $(v^+ - v^-) \leq v_{*}$. Расчет эффективной податливости проводился подобно определению секущего модуля в методе переменных параметров упругости [3]. Принято, что процесс последовательных приближений заканчивается, как только усилия в связях, полученные на двух последовательных итерациях, мало отличаются друг от друга.

Согласно принципу суперпозиций, коэффициент интенсивности напряжений K_I при наличии связей в концевой зоне трещины можно представить в виде

$$K_I = K_I^{ext} + K_I^c,$$

где K_I^{ext} , K_I^c – коэффициенты интенсивности напряжений соответственно от действия внешних нагрузок и сил сцепления в концевых зонах трещин.

По известным формулам находим

$$K_I^{ext} = \sigma_0 \sqrt{\pi l} + 2 \frac{\sqrt{l}}{\sqrt{\pi}} \int_0^\lambda \frac{f(x)}{\sqrt{l^2 - x^2}} dx, \quad K_I^c = 2 \frac{\sqrt{l}}{\sqrt{\pi}} \int_0^\lambda \frac{q(x)}{\sqrt{l^2 - x^2}} dx$$

Для определения предельно-равновесного состояния трещины используется двухпараметрический критерий разрушения: требуется выполнение условия продвижения вершины трещины и условия разрыва связей на краю концевой зоны трещины. В качестве таких условий используется силовой критерий продвижения вершины трещины

$$K_I^{ext} + K_I^c = K_c, \quad (5)$$

где K_c – трещиностойкость, соответствующая механизму деформирования связей в малой области вблизи вершины трещины, и условие критического раскрытия трещины. Будем полагать, что разрыв связей на краю концевой области $x = \lambda$ происходит при выполнении условия

$$v^+ - v^- = \delta_k, \quad (6)$$

где δ_k – предельная длина (вытяжка) связи.

Совместное решение полученных систем уравнений и условий (5), (6) дает возможность при заданных характеристиках материала найти критическую внешнюю нагрузку. Расчетами устанавливается зависимость остаточной прочности подкрепленной пластины, ослабленной трещиной со связями между берегами в концевых зонах.

Литература

1. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. 707 с.
2. Ильющин А.А. Пластичность. М.: Л.: ГИТТЛ, 1948. 376 с.
3. Биргер И.А. Общие алгоритмы решения задач теории упругости, пластичности и ползучести // Успехи механики деформируемых сред. М.: Наука, 1975. с. 51-73.

ПЛОСКАЯ ЗАДАЧА О ЧАСТИЧНОМ КОНТАКТИРОВАНИИ БЕРЕГОВ ТРЕЩИНЫ ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Мирсалимов В.М.

Азербайджан, Азербайджанский технический университет, e-mail: mir-vagif@mail.ru

The plane problem of the compression of elastic plane with variable thickness crack that comparable to the elastic deformation is considered. The crack faces are under the internal pressure. The crack has on its continuation end zones of plastic deformation. The case of occurrence several parts of the crack faces contact is considered.

Рассмотрим разрушение среды, ослабленной прямолинейной трещиновидной полостью переменной толщины $h(x)$, поверхность которой находится под действием газа. Принято, что трещиновидной полостью имеет концевые зоны со связями между берегами. Среда сжимается приложенными на бесконечности распределенными усилиями с компонентами P и T . В процессе деформации берега полости вступают в контакт на участках (α_k, β_k) . Считается, что каждая площадка контакта состоит из участка сцепления берегов (c_k, d_k) и двух участков (α_k, c_k) , (d_k, β_k) на которых возможно проскальзывание. В материалах при наличии вблизи трещины зон с нарушенной структурой в процесс разрушения вовлекается достаточно большая часть трещины. В этом случае область процесса разрушения рассматривают как некоторый слой (концевую зону), примыкающий к вершине трещины и содержащий материал с частично нарушенными связями. Используется модель Леонова-Панасюка-Дагдейла, согласно которой пластическая область сосредоточена в некоторой узкой области на продолжении трещины.

Обозначим: L_1 – совокупность участков сцепления; L_2 – совокупность участков проскальзывания; L_3 – совокупность участков, на которых действует давление газа $p(x)$; L_4 – совокупность концевых участков пластических деформаций $(a_1, a) \cup (b, b_1)$. Граничные условия на берегах трещины для рассматриваемой задачи с исчезающими на бесконечности напряжениями записываются, с учетом принципа суперпозиций, в виде

$$\sigma_y^+ = \sigma_y^-, \quad \tau_{xy}^+ = \tau_{xy}^- \quad \text{на } L=L_1+L_2+L_3+L_4 \quad (1)$$

$$\frac{\partial}{\partial x}(v^+ - v^-) = -h'(x) \quad \text{на } L_1+L_2, \quad \sigma_y^+ = p(x) \quad \text{на } L_3 \quad (2)$$

$$\frac{\partial}{\partial x}(u^+ - u^-) = 0 \quad \text{на } L_1, \quad \tau_{xy}^+ = f\sigma_y^+ \quad \text{на } L_2, \quad \tau_{xy}^+ = 0 \quad \text{на } L_3 \quad (3)$$

$$\sigma_y^+ = \sigma_S, \quad \tau_{xy}^+ = \tau_S \quad \text{на } L_4, \quad \sigma_y^+ = P, \quad \tau_{xy}^+ = T \quad \text{на } L \quad (4)$$

Здесь принято, что на участках проскальзывания имеют место силы сухого трения (закон трения принимается в форме Кулона); $f(x)$ – коэффициент трения; σ_S и τ_S

соответственно пределы текучести на растяжение и сдвиг; $(u^+ - u^-)$ – касательная, $(v^+ - v^-)$ – нормальная составляющая раскрытия берегов трещины. Размеры контактных зон заранее неизвестны и подлежат определению.

Следуя Н.И. Мусхелишвили [1] на основании граничных условий (2), (4), приходим к задаче линейного сопряжения с разрывными коэффициентами

$$\begin{aligned} [\Omega + \bar{\Omega}]^+ + [\Omega + \bar{\Omega}]^- &= 2f_0(x) && \text{на } L \\ [\Omega + \bar{\Omega}]^+ - [\Omega + \bar{\Omega}]^- &= -4\pi i \gamma h'(x) && \text{на } L_1 + L_2 \end{aligned}$$

где $f_0(x) = P$ на $L_1 + L_2$, $f_0(x) = \sigma_S + P$ на L_4 , $f_0(x) = p(x) + P$ на L_3 , $\gamma = \frac{\mu}{\pi(1+\kappa)}$.

Решение этой задачи имеет вид

$$\Omega(z) + \bar{\Omega}(z) = \frac{X(z)}{2\pi i} \int_L \frac{f_0(t)}{X^+(t)(x-z)} dt - 2\gamma X(z) \int_{L_1+L_2} \frac{h'(t)}{X^+(t)(x-z)} dt$$

Здесь $X(z) = \prod_{k=1}^n \sqrt{(z - \alpha_k)(z - \beta_k)(z - a_1)(z - b_1)}$.

В силу условий на бесконечности постоянные a_1 , b_1 , α_k и β_k удовлетворяют $(n+2)$ условиям

$$\int_L \frac{f_0(t)t^k}{X^+(t)} dt + 2\gamma \int_{L_1+L_2} \frac{h'(t)t^k}{X^+(t)} dt = 0 \quad k=1,2,\dots,n+2$$

Недостающие n уравнений для нахождения координат концов участков контакта получим из условий

$$v^+(\alpha_k) - v^-(\alpha_k) = -h(\alpha_k) \quad k=1,2,\dots,n$$

Имеем

$$v^+(x) - v^-(x) = \frac{1}{4\gamma\pi i} \int_{a_1}^x G(t) dt, \quad G(t) = [\Omega + \bar{\Omega}]^+ - [\Omega + \bar{\Omega}]^-$$

Используя предыдущие соотношения, находим искомые уравнения

$$\int_{a_1}^x G(t) dt = -4\pi i \gamma h(\alpha_1), \quad \int_{\beta_k}^{\alpha_{k+1}} G(t) dt = -4\pi i \gamma [h(\alpha_{k+1}) - h(\beta_k)] \quad k=1,2,\dots,n-1$$

Из граничного условия (3) получим [1] задачу линейного сопряжения граничных значений

$$\begin{aligned} \Omega^+ - \Omega^- &= -2\pi i \gamma h'(x) && \text{на } L_1, \quad \Omega^+ + \Omega^- = (1 - if'(x))g(x) && \text{на } L_2, \quad \Omega^+ + \Omega^- = f_1(x) && \text{на } L \\ f_1(x) &= \sigma_S - i\tau_S + P - iT && \text{на } L_4, \quad f_1(x) = p(x) + P - iT && \text{на } L_3, \quad f_1(x) = P - iT && \text{на } L_1 + L_2, \end{aligned}$$

$$g(x) = -2X^+(x) \int_L \frac{f_0(t)}{X^+(t)(x-x)} dt - 2\gamma X^+(x) \int_{L_1+L_2} \frac{h'(t)}{X^+(t)(x-x)} dt$$

Решая эту задачу линейного сопряжения, определим функцию $\Omega(z)$

$$\Omega(z) = \frac{X_1(z)}{2\pi i} \left\{ \int_L \frac{f_1(t)}{X_1^+(t)(x-z)} dt - 2\pi i \gamma X(z) \int_{L_1} \frac{h'(t)}{X_1^+(t)(x-z)} dt + \int_{L_2} \frac{(1 - if'(t))g(t)}{X_1^+(t)(x-z)} dt \right\},$$

$$X_1(z) = \prod_{k=1}^m \sqrt{(z - c_k)(z - d_k)(z - a_1)(z - b_1)}$$

где m – число участков сцепления.

Постоянные c_k и d_k удовлетворяют следующим m уравнениям

$$\gamma \int_{L_1} \frac{h'(t)t^k}{X_1^+(t)} dt - \frac{1}{2\pi i} \int_{L_2} \frac{(1-if(t))g(t)t^k}{X_1^+(t)} dt - \frac{1}{2\pi i} \int_{L_3+L_4} \frac{f_1(t)t^k}{X_1^+(t)} dt = 0 \quad k=1,2,\dots,m-1$$

Недостающие m уравнений для нахождения координат концов участков контакта получим из условий

$$u^+(c_k) - u^-(c_k) = \int_{a_1}^{c_k} \frac{\partial}{\partial t} (u^+ - u^-) dt = 0 \quad k=1,2,\dots,m$$

Имеем

$$\int_{a_1}^{c_1} (\Omega^+ - \Omega^-) dt = -2\pi i \gamma h(c_1), \quad \int_{d_k}^{c_{k+1}} (\Omega^+ - \Omega^-) dt = -2\pi i \gamma [h(c_{k+1}) - h(d_k)] \quad k=1,2,\dots,m-1$$

Для определения участков сцепления имеем полную систему уравнений. Из граничного условия (1), находим

$$\Phi(z) = \Omega(z)$$

Для контактных напряжений находим

$$\sigma_y^+ = g(x) \text{ на } L_1+L_2, \quad \tau_{xy}^+ = f(x)\sigma_y^+ \text{ на } L_2, \quad 2i\tau_{xy}^+ = [\bar{\Omega} - \Omega]^+ + [\bar{\Omega} - \Omega]^- \text{ на } L_1$$

Предложена эффективная схема расчета частично закрытой внешними силами трещины переменной толщины с концевыми пластическими зонами под действием внутреннего давления.

Литература

1. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука, 1966. 707 с.

МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ НАГРУЗОК

Михайловский К.В., Резник С.В., Соколов А.П.

Россия, ФГБОУ ВПО МГТУ им. Н.Э. Баумана, konst_mi@mail.ru

MULTILEVEL MODELING OF DEFORMATION AND FRACTURE OF CARBON FIBER COMPOSITE MATERIALS UNDER LOADS

Mikhaylovskiy C.V., Reznik S.V., Sokolov A.P.

ABSTRACT: Mathematical modeling structure of carbon fiber composite materials present difficult challenge for evaluation mode of deformation. A variety of failure mechanisms of carbon fiber composite materials commonly associated with non ductile behavior, depending on the type of loading, is active in composite crushing, including matrix and fiber failure mechanisms. Need to consider the effects of hierarchical microstructure and fiber tow architecture to determine the mode of deformation structure of carbon fiber composite materials. Mode of deformation with possible fractures under loading is modeled using finite element method. In this article estimates the role of microstructure modeling of deformation and fracture of carbon fiber composite materials under loads.

Углеродсодержащие композиционные материалы (УКМ) обладают широкими перспективами использования в авиационной, ракетно-космической технике, в транспортных системах, энергетике, металлургии благодаря ценному сочетанию механических, теплофизических, прочностных и других свойств. Одним из самых распространенных наполнителей для различных схем армирования (ткань полотняного, саржевого, сатинового плетения; каркасы) УКМ являются углеродные волокна, которые обеспечивают высокие жесткостные и прочностные свойства материала. Для высокой реализации свойств в конструкции из волокнистого УКМ необходимо осуществлять оптимальный выбор схемы

армирования в зависимости от вида и характера воздействия эксплуатационных нагрузок. Очевидно, что такой выбор должен иметь строгую физическую и математическую основу. Хорошо известно, что волокнистые УКМ относятся к существенно анизотропным материалам со сложной внутренней структурой армирования. Поэтому в рамках классической механики композитных сред и механики сплошной среды затруднительно описать напряженно-деформированное состояние (НДС) реального объекта из волокнистого УКМ с учетом фактической структуры, наличия в ней дефектов, возникающих на стадии производства и при эксплуатации.

Зачастую эту проблему решают, основываясь на результатах сложных и дорогостоящих натуральных испытаний и экспериментов на образцах-свидетелях с использованием математических моделей механики композитных сред и полуэмпирических зависимостей. Данный подход позволяет с достаточной точностью оценивать НДС и, как следствие, работоспособность конструкций из УКМ, но он трудно применим для определения областей появления микротрещин и их развитие в процессе эксплуатации, а именно такое влияние представляет исключительный интерес на стадии прогнозирования работоспособности конструкций из волокнистых УКМ.

Фундаментальное значение для оптимального проектирования конструкций из волокнистых УКМ имеет многомасштабный подход к моделированию возникновения и развития дефектов структуры, образующихся во время действия эксплуатационных нагрузок.

В данной работе предложен комплексный алгоритм моделирования, позволяющий проводить анализ НДС (с возможным образованием трещин) на двух структурных уровнях (макро- и микро-). Данный алгоритм базируется на численном моделировании с использованием метода конечных элементов (МКЭ) и реализуется в три этапа:

– 1-й этап позволяет провести в рамках механики сплошной среды и механики композитных сред анализ напряженно-деформированного состояния конструкции и выявить области концентраций напряжений с проведением анализа работоспособности;

– 2-й этап проводится после выполнения условия макро подхода (работоспособность при эксплуатации) и необходим для выявления областей концентраций напряжений в представительном элементе объема волокнистого УКМ с реальной геометрией структуры во время действия максимальных нагрузок, вычисленных по 1-ому этапу, и определения областей возможного образования микротрещин, первичного разрушения;

– 3-й этап проводится для анализа полей деформации с учетом возможного образования микротрещин и первичного разрушения на уровне «волокно – матрица».

Разработанный алгоритм позволяет проводить анализ процессов деформирования и разрушения в УКМ с различными схемами армирования (рисунок 1).



а



б

Рисунок 1 – Геометрические модели представительных элементов объема волокнистых УКМ с различной схемой армирования: а – слой ткани сатинового плетения; б – слой ткани полотняного плетения

При численном моделировании конструкции из волокнистого УКМ и представительного элемента объема вводятся ряд допущений: 1) влияние дефектов наноразмерного уровня в исходной структуре УКМ не учитывается; 2) микронапряжения в УКМ, вызванные технологией его производства, считаются пренебрежимо малыми; 3) расчет НДС осуществляется в рамках

механики сплошной среды, и, в частности, механики композитных сред; 4) волокнистый тканый каркас рассматривается как упругое анизотропное тело, матрица – как хрупкое изотропное тело.

Проведенный для апробации алгоритма численный анализ ряда представительных элементов объема волокнистых УКМ с реальной геометрией, позволил: оценить роль и характер распределения напряжений в материале под действием эксплуатационных нагрузок; выявить локальные концентрации напряжений; определить напряжения в материале, вызванные разными величинами коэффициентов линейного термического расширения наполнителя и матрицы; проанализировать поведение материала при воздействии нагрузок (рисунок 2).

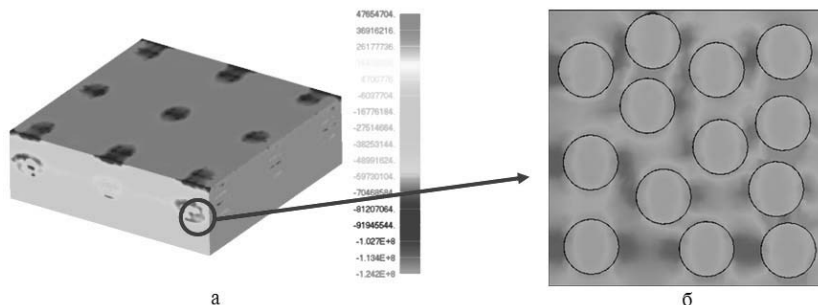


Рисунок 2 – Напряжения вдоль основы ткани (ось X) в представительном элементе объема (а) и подуровне УКМ (б) при действии нагрузки, Па

Деформации в элементе подуровня имеют ярко выраженный неоднородный характер, возникают области с большими деформациями растяжения, сжатия и сдвига. Неравномерное деформирование структуры становится причиной появления областей концентрации напряжений, значительных нормальных и касательных напряжений в углеродной нити между волокнами и около границ раздела. Формируется сложное НДС, которое приводит к появлению областей вероятного появления микротрещин и возможного разрушения: места переплетения (перегиба) углеродных нитей; области вдоль границ раздела «волокно – матрица»; области в матрице.

Разработанный алгоритм моделирования позволяет осуществлять корректный расчет НДС с учетом закономерности зарождения и развития дефектов на макро и микроструктурных уровнях в конструкциях из различных волокнистых УКМ при действии эксплуатационных нагрузок, что направлено на усовершенствование конструкторских и технологических решений на стадии проектирования окончательного облика и для повышения надежности.

Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-6573.2013.3.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ТРЁХФАЗНОГО ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Молодец А.М., Ким В.В., Емельянов А.Н., Гольшев А.А.

Россия, Институт проблем химической физики РАН, e-mail: molodets@ifcp.ac.ru

MATHEMATICAL MODELLING OF THERMOMECHANICAL BEHAVIOUR OF THREE-PHASE GRADIENT MATERIAL AT SHOCK WAVE LOADING

Molodets A.M., Kim V.V., Emelyanov A.N., Golyshv A.A.

Numerical modelling of thermomechanical behaviour of three-phase gradient material is performed at one-dimensional shock-wave compression. The gradient material consisted of tungsten, copper and air. The physical model had the prototype layered model of a porous material [1]. In our work the matrix γ (see Fig.1a) is considered. Particles δ and air holes ε are embedded in matrix γ . By analogy with [1] this three-phase gradient material is represented by the set of thin plates of a matrix 1

(see Fig. 1b) in the thickness γ , alternating with filling material plate 2 with thickness δ and air hole plate 3 in thickness ϵ . Trend calculations of one-dimensional shock compression parameters (pressure up to 150 GPa, mass velocity up to 2.5 km/s, and temperatures up to 4000 K) are presented for a copper-tungsten porous material (Elkonite 2125C) within the bounds of the developed hydrocode. The forecast of pressure-mass velocity states coincides with literary experimental data.

Выполнено численное моделирование ударноволнового сжатия трёхфазного градиентного материала, состоящего из вольфрама, меди и воздуха. Физическая модель имеет своим прототипом слоистую модель пористого материала [1], которая моделирует пористый материал набором тонких пластин из материала матрицы и воздуха. В данной работе рассматривается матрица γ (см. Рис.1a), в которую внедрены частицы δ , а также пустоты ϵ . По аналогии с [1] этот трёхфазный градиентный материал представлялся набором тонких пластин матрицы 1 (см. Рис.1b) толщиной γ , чередующихся с пластинами наполнителя 2 толщиной δ и воздушными слоями 3 толщиной ϵ .

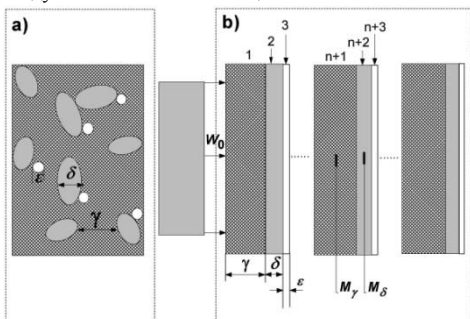


Рис. 1

Пористость элконита 2125C (отношение расчётной плотности ρ_0 к измеренной ρ_{00}) составляет $p = \rho_0 / \rho_{00} = 1.07$.

Геометрические параметры модели выбирались следующим образом. Во-первых, принималось, что толщина δ равна размеру частиц вольфрама, составляющему $\delta = 10$ мкм. Размер γ определялся как $\gamma = \delta (\rho_{0W} \eta_{Cu} / \rho_{0Cu} \eta_W) = 63.3$ мкм. Толщина воздушных прослоек ϵ выбиралась так, чтобы пористость модельного образца совпадала с пористостью реального образца p . Это условие даёт $\epsilon = (\delta + \gamma)(p - 1) / (1 - p(\rho_{0a} / \rho_{00}))$, где ρ_{0a} плотность воздуха. Величина ϵ составила $\epsilon \approx 5$ мкм. Модельный образец содержал 50 слоёв каждой фазы – вольфрама, меди и воздуха. В гидрокоде воздушные слои заменялись пустыми («вакуумными») промежутками протяжённостью Теплообмен между слоями не учитывался. Ударноволновое нагружение в гидрокоде моделировалось посредством задания скорости W_0 вольфрамовой пластины-ударника толщиной 3.5 мм. Для расчёта термодинамических параметров и замыкания уравнений движения в гидрокоде использованы разработанные согласно [3] полумпирические уравнения состояния вольфрама и меди. Результаты расчёта в виде профилей (зависимости от времени t) давления $P(t)$, массовой скорости $u(t)$, и температуры $T(t)$, объёма, энергии и др. выводились с координат «медного-Cu» M_γ и «вольфрамового-W» M_δ маркеров.

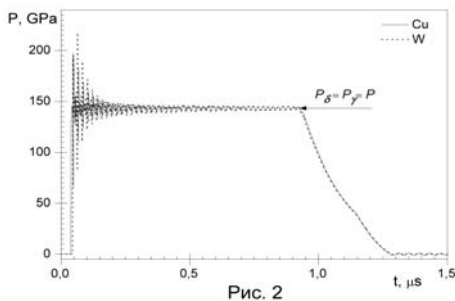


Рис. 2

В работе представлены расчёты параметров ударного сжатия (давления, массовой скорости, и температуры) медно-вольфрамового пористого материала при его одномерном ударноволновом сжатии в рамках разработанного гидрокода. Соотношения размеров γ и ϵ выбраны так, чтобы результаты расчёта можно было сравнить с экспериментом по ударноволновому сжатию медно-вольфрамового материала элконит 2125C из [2]. Этот материал состоит из частиц вольфрама плотностью ρ_{0W} в количестве $\eta_W = 25.5\%$ (по массе) и медной матрицы плотностью ρ_{0Cu} , составляющей $\eta_{Cu} = 74.5\%$.

На Рис.2 показаны типичные (осциллирующие) профили давления (линия для маркера M_γ и пунктир для маркера M_δ) при значении $n=7$ и скорости вольфрамового ударника $W_0 = 3.5$ км/с. Как видно профили давления вначале содержат значительные колебания. С течением времени колебания затухают, а давления в вольфрамовом и медном слоях выходят на стационарные значения P_δ и P_γ . При этом $P_\delta \approx P_\gamma = P$. Аналогичный осциллирующий характер с выходом на

одинаковые установившиеся значения u и имеют профили массовой скорости.

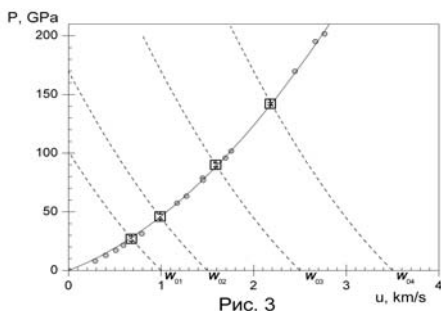


Рис. 3

Анализ профилей, полученных при скоростях ударника $W_{01}=1.0$ км/см, $W_{01}=1.5$ км/см, $W_{03}=2.5$ км/см и $W_{04}=3.5$ км/см показывает, что для элконита 2125С установившиеся P - u состояния (см. квадраты на Рис.3) совпадают с экспериментальными [2] (см. точки на Рис.3) в области давлений ударного сжатия 20–150 GPa.

На Рис.4 представлены профили температуры для маркеров M_7 и M_8 при значении $n=7$ и скорости вольфрамового ударника $W_0=3.5$ км/см. Как видно каждый профиль температуры также выходит на установившееся значение T_δ и T_γ . Однако,

как и следовало ожидать $T_\delta \neq T_\gamma$. Не равны и остаточные температуры вольфрамового $T_{\delta r}$ и медного $T_{\gamma r}$ слоёв.

Вместе с этим модельные расчёты термомеханической истории ударноволнового нагружения исследуемой слоистой модели показали, что соотношение между T_δ и T_γ зависит от

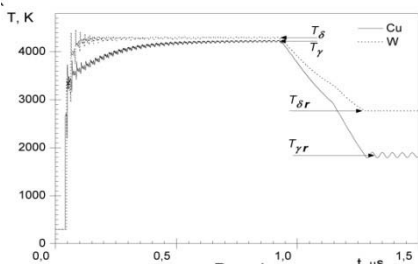


Рис. 4

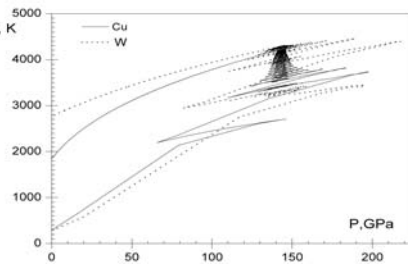


Рис. 5

местоположения «вакуумного» слоя. Так, если слой расположить не после слоя, как это показано на Рис.1б, а перед ним (т.е. между слоями γ и δ), то величина T_δ существенно превысит величину T_γ .

Изменение состояния вольфрамовых и медных слоёв в термодинамических координатах получаются путём исключения времени из соответствующих профилей. Так, например, исключением времени из профилей давления Рис.2 и профилей температуры Рис.4 были получены фазовые траектории вольфрамового и соседнего медного слоёв в координатах давление-температура. Эти фазовые траектории показаны на Рис.5.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №12-02-31383) и программы Президиума РАН «Вещество при высоких плотностях энергии»

Литература

- [1] Thouvenin P.J. // Le Journal de Physique. 1966. Т.27. Mars-April. P. 183-189.
- [2] Мак-Куин Р. и др., в кн «Высокоскоростные ударные явления», М.:Мир, 1970, С.299-427.
- [3] Molodets A.M. // High Pressure Research. 2010. Vol. 30. No. 2. P.325–331.

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО И ТЕПЛОВОГО ПОЛЕЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ POR- Al_2O_3

Муратова Е.Н., Муратов А.А.

*Россия, Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ»,
г. Санкт-Петербург, ул. Проф. Попова, д. 5;
Sokolovaeknik@yandex.ru, Sanyamuratov@yandex.ru*

В такой области науки как электрохимия одной из основных проблем является проблема, связанная с распределением тока и потенциала. Очень важно, чтобы ток по поверхности электрода распределялся достаточно равномерно, так как в местах с повышенной или пониженной плотностью тока высока вероятность появления побочных процессов. Методом электрохимического анодирования эффективно формируются активно изучаемые в последнее время высокоупорядоченные слои нанопористого оксида алюминия.

Пористый оксид алюминия, благодаря своей упорядоченности пор и оптическим и электрофизическим свойствам, является одним из самых актуальных материалов для различных целей микро- и нанозлектроники. В процессе электрохимического травления (ЭХТ) алюминия формируется слой Al_2O_3 с самоупорядоченной структурой пор [1]. Данные слои могут использоваться в качестве чувствительного слоя в датчиках влажности, как матрица для роста нанонитей и наноточек металлов и во многих других направлениях современной науки [2]. Поэтому, практическое значение равномерности распределения тепловых потоков и тока в данном случае очень велико. Равномерность распределения тока определяется характером распределения электрического поля. Электрический ток распределяется по объему так, чтобы общее выделение джоулева тепла было минимальным, поэтому в местах неоднородностей на поверхности электродов наблюдается неравномерная плотность тока: максимальная плотность тока на выступах и краях.

Целью данной работы являлось получение высокоупорядоченных слоев por- Al_2O_3 и por- Al_2O_3 -мембран, а также исследование и моделирование распределения электрического поля в ходе ЭХТ. В связи с этим были поставлены следующие задачи: 1) моделирование и нахождение распределения теплового и электрического полей, а также плотности тока в заданной области и при заданных граничных условиях; 2) расчет и конструирование электрохимических устройств, исходя из заданного распределения тока; 3) сравнение экспериментальных и полученных путем моделирования данных.

Моделирование проводилось с помощью численных методов анализа в среде ANSYS [3] (универсальный конечно-элементный пакет, который используют для: статического и динамического анализа конструкций с учетом геометрической (в т.ч. двухмерные и трехмерные контактные задачи) и физической нелинейности, анализа электромагнитных полей, решения стационарных и нестационарных задач теплофизики, гидродинамики и др.). Численные методы позволяют выполнять расчет при любой геометрии системы и физических свойствах тел. К численным методам относятся два наиболее распространенных метода – метод конечных элементов (МКЭ) и метод конечных разностей (МКР). При выполнении данной работы использовался МКЭ. При использовании МКЭ расчетная область разбивается на конечное число подобластей, называемых конечными элементами. Для двухмерных задач наиболее часто в качестве конечных элементов используются треугольники и четырехугольники, для трехмерных – тетраэдры и параллелепипеды. В пределах каждого конечного элемента вводятся аппроксимирующие однотипные функции, которые равны нулю всюду, кроме как в соответствующем элементе и непосредственно примыкающих к нему подобластях. Для нахождения значений функций, в узлах прилегающих друг к другу элементов составляется система алгебраических уравнений. Матрица коэффициентов системы линейных алгебраических уравнений является сильно разреженной матрицей ленточной структуры, в которой ненулевые элементы располагаются параллельно главной диагонали. В целом МКЭ очень эффективен также при решении многих задач расчета электромагнитного поля, особенно в областях с криволинейными границами.

В ходе выполнения работы были проведены эксперименты по влиянию взаимного расположения электродов на качество формируемых слоев пористого оксида алюминия. Анодирование проводилось в электролите на основе ортофосфорной кислоты, при напряжении 100 В. Полученные слои исследовались с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ).

Проведение количественного и морфологического анализов этих структур выполнялась при помощи пакетов National Instruments LabVIEW 8.6 и National Instruments Vision Assistant 8.5 [4].

Результаты работы показали, что за счет ненадлежащего качества и взаиморасположения электродов, распределение тока идет не равномерно, вследствие чего на поверхности появляются завитки, которые могут быть связаны с локальным разогревом в местах скопления силовых линий. При увеличении расстояния между катодом и анодом воздействие силовых линий становится более равномерным, следовательно, меньше локальный разогрев и поры стремятся формироваться в рамках гексагональной упаковки. При этом элементный состав и толщина слоев остаются неизменными. Проведенная количественная оценка пористой структуры показала, что при использовании электролита на основе серной кислоты формируются поры диаметром 20 - 30 нм, плотность пор составляет 108 пор на (мкм), а на основе фосфорной ~ 130 -150 нм, плотность пор равна ~ 32 поры на (мкм)². Кроме этого, была показана необходимость избегать локального нагрева оксидной пленки во время процесса анодирования, что может привести к возникновению неомогенного электрического поля, которое в свою очередь приводит к локальному пробою оксидной пленки.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2010-2013 гг., а также в рамках программы стратегического развития университета (СПбГЭТУ «ЛЭТИ»).

Литература:

1. Диагностика материалов методами сканирующей зондовой микроскопии: Учеб. пособие / Под ред. Проф. В.А. Мошникова. СПб.: Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2012. 172 с.
2. Химические методы получения керамических и полимерных наноматериалов из жидкой фазы: Учеб. пособие / Под общ. ред. В.В. Лучинина и О.А. Шиловой / СПбГЭТУ «ЛЭТИ». СПб., 2013. 218 с.
3. Блинов Ю.И., Галунин С.А., Никаноров А.Н., Муратов А.А., Орлов А.С. Численные средства для оптимизации установок индукционного нагрева / Индукционный нагрев. 2011. №3. С.11-15.
4. Спивак Ю.М., Соколова Е.Н., Петенко О.С., Травкин П.Г. Определение параметров пористой структуры в por-Si и $\text{por-Al}_2\text{O}_3$ путем компьютерной обработки данных растровой и атомно-силовой микроскопии / Молодой ученый, 2012., №5., С. 1-4.

ТОРМОЖЕНИЕ РАЗВИТИЯ КРИВОЛИНЕЙНОЙ ТРЕЩИНЫ С ПОМОЩЬЮ ЛОКАЛЬНОГО ТЕПЛООВОГО ПОЛЯ

Мустафаев А.Б.

Азербайджан, Институт математики и механики НАН Азербайджана, e-mail: azer_bm@list.ru

The influence of a local temperature field on retardation of cracks is investigated. The case when linear size of the heated area is small compared with the length of a crack or any other characteristic linear size of the plate is considered. The obtained formulas enable to determine the local stress intensity factors near the end of the crack and to analyze the impact of the induced thermal stress field.

В реальных материалах из-за структурных и технологических факторов поверхности трещины имеют неровности и искривления. Рассмотрим задачу механики разрушения о трещине в плоскости, полагая, что контур трещины имеет шероховатости (малые отклонения от прямолинейной формы). Трещина, имеющаяся в плоскости, считается близкой к прямолинейной, допускаются лишь малые отклонения линии трещины от прямой $y = 0$. Уравнение трещины принимается в виде $y = f(x)$.

Рассмотрим неограниченную тонкую упругую пластину, ослабленную одной криволинейной трещиной в начале координат. Берега трещины приняты свободными от внешних нагрузок. Для торможения развития криволинейной трещины на пути ее распространения с помощью нагрева тепловым источником области S до температуры T_0 создается зона сжимающих напряжений. Рассматриваемая задача заключается в определении напряженно-деформированного состояния вне трещины, а также в определении величины предельной внешней нагрузки, при достижении которой трещина будет развиваться по сечению

пластины. Приняты следующие допущения: 1) все термоупругие характеристики материала пластины не зависят от температуры; 2) материал пластины представляет собой однородное и изотропное тело. Считается, что в момент $t=0$ произвольная область S на пути роста трещины в пластине мгновенно нагревается до постоянной температуры $T=T_0$. Остальная часть пластинки в начальный момент имеет температуру $T=0$.

В случае, когда характерный линейный размер области S считается малым по сравнению с длиной трещины или с каким-либо другим характерным линейным размером пластинки в плане, возможно эффективное асимптотическое решение этой задачи, основанное на представлении о тонкой структуре конца трещины. Задачу о тонкой структуре конца трещины (т.е. о распределении напряжений и деформаций на расстояниях r от конца трещины, удовлетворяющих условию $L \gg r \gg \rho$) можно ставить [1] следующим образом. Здесь ρ – радиус кривизны конца трещины.

Рассмотрим окрестность конца искривленной трещины, малой по сравнению с характерным линейным размером в плане пластины, но больше сравнительно с характерным линейным размером области S . Тогда трещина на плоскости Oxy представится полубесконечным сквозным криволинейным разрезом вдоль $y = f(x)$, $-\infty < x < 0$, свободным от внешних нагрузок. Область S может иметь любые конечные размеры и конфигурацию. На бесконечности реализуется напряженное поле, характерное для тонкой структуры конца трещины. Это поле считается заданным и имеет вид

$$\text{при } z \rightarrow \infty \quad \Phi(z) = \frac{K_I^{(0)} - iK_{II}^{(0)}}{2\sqrt{2\pi z}}, \quad \Omega(z) = \frac{K_I^{(0)} - iK_{II}^{(0)}}{2\sqrt{2\pi z}} \quad (1)$$

Здесь $z = x + iy = re^{i\theta}$, r , θ – полярные координаты, $\Phi(z)$, $\Omega(z)$ – комплексные потенциалы Н.И. Мухелишвили.

В рассматриваемой задаче параметрами нагружения являются коэффициенты интенсивности напряжений $K_I^{(0)}$, $K_{II}^{(0)}$, представляющие собой некоторые функции формы пластины, граничных условий. Они определяются из решения задачи «в целом» при отсутствии теплового воздействия. Поставленная задача заключается в определении локальных коэффициентов интенсивности напряжений при воздействии наведенного тепловым источником поля напряжений.

Для решения краевой задачи термоупругости вначале определим температурное поле в пластинке с полубесконечным криволинейным разрезом вдоль $y = f(x)$, $-\infty < x < 0$. Будем использовать метод суперпозиций. Распределение температуры $T(x, y, t)$ можно представить в виде

$$T(x, y, t) = T_1(x, y, t) + T_2(x, y, t), \quad (2)$$

где $T_1(x, y, t)$ – распределение температуры в сплошной плоскости, когда в момент $t = 0$ область S мгновенно нагревается до постоянной температуры $T=T_0$, а $T_2(x, y, t)$ – возмущенное температурное поле, вызванное наличием трещины.

Из решения уравнения теории теплопроводности

$$a\Delta T = \frac{\partial T}{\partial t}, \quad T = \begin{cases} T_0 & (x, y \in S) \\ 0 & (x, y \notin S) \end{cases} \quad \text{при } t = 0, \quad (3)$$

где Δ – оператор Лапласа, a – коэффициент теплопроводности материала плоскости, находим температурное поле для сплошной плоскости.

$$T_1(x, y, t) = \frac{T_0}{4\pi at} \iint_S \exp\left(-\frac{R^2}{4at}\right) d\xi d\eta, \quad R = \sqrt{(x-\xi)^2 + (y-\eta)^2} \quad (4)$$

Для обобщенного плоского напряженного состояния считается, что пластина теплоизолирована на боковых поверхностях. Для плоскости с трещиной имеем

$$\sigma_x = \sigma_{x_0} + \sigma_{x_1}, \quad \sigma_y = \sigma_{y_0} + \sigma_{y_1}, \quad \tau_{xy} = \tau_{xy_0} + \tau_{xy_1}, \quad (5)$$

где первые слагаемые σ_{x_0} , σ_{y_0} , τ_{xy_0} – решение задачи термоупругости для сплошной плоскости.

Напряжения σ_{x_0} , σ_{y_0} , τ_{xy_0} найдены с помощью термоупругого потенциала перемещений. Возмущенное температурное поле отыскивает аналогично.

Краевые условия на берегах криволинейной трещины для поставленной задачи имеют вид

$$\sigma_n - i\tau_{nt} = 0 \quad \text{при } y = f(x), \quad -\infty < x < 0,$$

Рассмотрим некоторую произвольную реализацию шероховатой (с малыми отклонениями от прямолинейной формы) поверхности берегов трещины. Так как функции $f(x)$ и $f'(x)$ являются малыми величинами, функцию $f(x)$ можно представить в виде

$$f(x) = \varepsilon H(x) \quad -\infty < x < 0,$$

где ε – малый параметр.

Компоненты тензора напряжений σ_{x_1} , σ_{y_1} , τ_{xy_1} разложим по малому параметру

$$\sigma_{x_1} = \sigma_x^{(0)} + \varepsilon\sigma_x^{(1)} + \dots, \quad \sigma_{y_1} = \sigma_y^{(0)} + \varepsilon\sigma_y^{(1)} + \dots, \quad \tau_{xy_1} = \tau_{xy}^{(0)} + \varepsilon\tau_{xy}^{(1)} + \dots$$

Значения напряжений при $y = f(x)$ найдем, разлагая в ряд выражения для напряжений в окрестности $y=0$. Применяя метод возмущений с учетом предыдущих формул, находим граничные условия при $y=0$, $-\infty < x < 0$:

$$\text{в нулевом приближении} \quad \sigma_y^{(0)} = -\sigma_{y_0}(x, 0), \quad \tau_{xy}^{(0)} = -\tau_{xy_0}(x, 0) \quad (6)$$

$$\text{в первом приближении} \quad \sigma_y^{(1)} = N, \quad \tau_{xy}^{(1)} = T \quad (7)$$

$$\text{Здесь} \quad N = 2\tau_{xy}^{(0)} \frac{dH}{dx} - H \frac{\partial \sigma_y^{(0)}}{\partial y}, \quad T = (\sigma_x^{(0)} - \sigma_y^{(0)}) \frac{dH}{dx} - H \frac{\partial \tau_{xy}^{(0)}}{\partial y} \quad (8)$$

Для решения краевых задач в каждом приближении используем комплексные потенциалы Колосова-Мухелишвили. Решение граничной задачи (6) запишется в виде

$$\Phi_0(z) = \Omega_0(z) = \frac{1}{2\pi i \sqrt{z}} \int_{-\infty}^0 \frac{\sqrt{t} p(t) dt}{t-z}, \quad p(t) = -(\sigma_{y_0} - i\tau_{xy_0})$$

После нахождения потенциалов $\Phi_0(z)$ и $\Omega_0(z)$, находим функции N и T согласно формулам (8).

Решение граничной задачи (7) запишется в виде

$$\Phi_1(z) = \Omega_1(z) = \frac{1}{2\pi i \sqrt{z}} \int_{-\infty}^0 \frac{N - iT}{t-z} \sqrt{t} dt$$

Были найдены искомые локальные коэффициенты интенсивности напряжений k_I , k_{II} вблизи конца трещины.

Полученные формулы дают возможность определить локальные коэффициенты интенсивности напряжений вблизи конца трещины и проанализировать влияние наведенного теплового поля напряжений. Как показывают расчеты, при некоторых физических и геометрических параметрах задачи, коэффициенты интенсивности напряжений оказываются отрицательными. Это означает, что берега трещины входят в контакт. Расчетами раскрытия перемещений берегов трещины также подтверждается, что трещина закрывается на некоторых участках.

ЗАДАЧА О СТРАГИВАНИИ ТРЕЩИНЫ В ПРОИЗВОДНЫХ КОМПОНЕНТ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ

Нифагин В.А.¹, Гундина М.А.².

¹Беларусь, Белорусский государственный университет, vladnifagin@bsu.by

²Беларусь, Белорусский национальный технический университет, maryanatolevna@mail.ru

THE PROBLEM ABOUT THE SUBCRITICAL GROWTH OF A CRACK FOR LINE DERIVATIVES OF COMPONENTS OF STRESS AND DEFORMATIONS

Nifagin V., Hundzina M.

Numerical-analytical solution for the problem about the subcritical growth of a crack is obtained in the strain-hardening elastic-plastic material. The deformation field is defined in the vicinity of the mode I crack tip for plane stress conditions. The border of active loading zone and unloading zone is found.

Изучение закономерностей распространяющихся в различных режимах макротрещин предполагает расчет полей деформаций, а также локальных и глобальных характеристик в окрестности вершины трещины в упругопластическом теле. Определение НДС при докритическом росте трещины является актуальной задачей механики разрушения, поскольку комбинация компонент деформаций и напряжений входит в формулировку критериев разрушения и тем самым определяет корректные условия работы конструкции. Математические трудности при использовании осложненных теорий пластичности связаны с необходимостью учета нелинейности диаграммы деформирования материала в зоне активного нагружения, возникновением зон упругой разгрузки, определением границ раздела этих зон для построения полных решений в окрестности вершины продвигающегося трещины.

Для оценки НДС в случае трещины нормального отрыва при плоском напряженном состоянии на этапе квазистатического роста сформулируем краевую задачу в определяющих соотношениях теории течения с упрочнением в производных тензоров напряжений и деформаций по параметру нагружения.

Декартовая система координат вводится с началом в вершине подвижной трещины, а ось абсцисс указывает направление роста трещины. В полярной системе координат, связанной с декартовой, компоненты тензоров и дивергентов напряжений и деформаций в условиях несжимаемости материала имеют вид:

$$\varepsilon_{ij} = e_{ij}, e_{ii} = 0, e_{zz} = -(\varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\varphi\varphi}), \sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{rr} + \sigma_{\varphi\varphi}), s_{r\varphi} = \sigma_{r\varphi}, s_{rr} = \frac{1}{3}(2\sigma_{rr} - \sigma_{\varphi\varphi}), s_{\varphi\varphi} = \frac{1}{3}(2\sigma_{\varphi\varphi} - \sigma_{rr}), \sigma = -s_{zz}.$$

Также используется условие совместности деформаций, сформулированное в производных по длине и определяющие уравнения теории течения с изотропным упрочнением:

$$2 \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial e_{r\varphi}}{\partial \varphi} \right) = \frac{\partial^2 e_{rr}}{\partial \varphi^2} - r \frac{\partial e_{rr}}{\partial r} + r \frac{\partial^2 (r e_{\varphi\varphi})}{\partial r^2}, \dot{e}_{ij} = s_{ij} + g F(T) s_{ij}, \dot{i}, j = r, \varphi, \text{ где } g = \begin{cases} 1, \dot{T}^2 \geq 0, \\ 0, \dot{T}^2 < 0 \end{cases}$$

здесь $F(T)$ - функция интенсивности касательных напряжений.

Заметим, что разрешающие уравнения задачи представлены в производных напряжений и деформаций по длине трещины, неявная зависимость от которой включена в переменные полярной системы координат с полюсом в продвигающейся вершине трещины. Граничные условия принимаются для свободных от усилий берегов разреза:

$$\dot{\sigma}_{r\varphi} |_{\varphi=\pm\pi} = 0, \dot{\sigma}_{\varphi\varphi} |_{\varphi=\pm\pi} = 0, \dot{\sigma}_{r\varphi} |_{\varphi=0} = 0, \dot{\sigma}_{rr} |_{\varphi=0} = 0.$$

Будем считать, что состояние вблизи вершины трещины контролируется параметром нагружения λ . Последний имеет смысл коэффициента интенсивности напряжений в упругой области, окружающей зону пластического деформирования. Тогда единственным независимым параметром задачи, имеющим размерность длины является величина $\lambda = K^2/G^2$, где G - модуль сдвига, поэтому искомые функции задачи зависят от нагрузки только посредством безразмерных переменных. Нормировка разрешающих уравнений производится аналогичным образом.

Вводим функцию напряжений в виде ряда полного ряда $\Phi(r, \varphi) = \sum_{k \geq 0} \psi_k(\varphi) r^{\lambda_k}$.

Производные компонент деформаций по длине в случае плоского напряженного деформации принимают вид:

$$\dot{\epsilon}_{rr} = \frac{1}{3} \sum_{k \geq 0} ((2\psi_k'' + \lambda_k(3 - \lambda_k)\psi_k') \sin(\varphi) - (\lambda_k - 2)(2\psi_k'' + \lambda_k(3 - \lambda_k)\psi_k) \cos(\varphi)) r^{\lambda_k - 3} + \frac{\vartheta}{3} \sum_{k \geq 0} \sum_{l \geq 0} \sum_{m \geq 0} (-(\lambda_k + \lambda_l - 4)a_{kl} \times \cos(\varphi) + a_{kl}' \sin(\varphi))(2\psi_k'' + \lambda_k(3 - \lambda_k)\psi_k) r^{\lambda_k + \lambda_l + \lambda_m - 7},$$

$$\dot{\epsilon}_{\varphi\varphi} = \frac{1}{3} \sum_{k \geq 0} ((\lambda_k - 2)(-\psi_k'' + \lambda_k(-3 + 2\lambda_k)\psi_k) \cos(\varphi) - (-\psi_k'' + \lambda_k(-3 + 2\lambda_k)\psi_k') \sin(\varphi)) r^{\lambda_k - 3} + \frac{\vartheta}{3} \sum_{k \geq 0} \sum_{l \geq 0} \sum_{m \geq 0} ((\lambda_k + \lambda_l - 4)a_{kl} \cos(\varphi) - a_{kl}' \sin(\varphi))(-\psi_k'' + \lambda_k(-3 + 2\lambda_k)\psi_k) r^{\lambda_k + \lambda_l + \lambda_m - 7},$$

$$\dot{\epsilon}_{r\varphi} = \sum_{k \geq 0} (-(\lambda_k - 2)(1 - \lambda_k)\psi_k' \cos(\varphi) + (1 - \lambda_k)\psi_k'' \sin(\varphi)) r^{\lambda_k - 3} + \vartheta \sum_{k \geq 0} \sum_{l \geq 0} \sum_{m \geq 0} (-(\lambda_k + \lambda_l - 4)a_{kl} \cos(\varphi) + a_{kl}' \sin(\varphi))(1 - \lambda_m)\psi_m' r^{\lambda_k + \lambda_l + \lambda_m - 7},$$

где

$$a_{kl} = 2(3\psi_k'\psi_l'(-1 + \lambda_k)(-1 + \lambda_l) + \psi_k''(\psi_l'' + \lambda_l\psi_l) + \psi_k\lambda_k(-2 + \lambda_k)\psi_l'' + \psi_l(3 + \lambda_k(-2 + \lambda_l) - \lambda_l)\lambda_l)$$

Границы области определяются из условия $\dot{T}^2 = 0$, где \dot{T}^2 - производная по длине квадрата интенсивности касательных напряжений. Интегрирование возникающих рекуррентных последовательностей граничных задач для систем обыкновенных дифференциальных уравнений специального вида осуществляется методом Рунге-Кутты с пристрелочной оптимизацией.

Приведем графики компонент тензора деформаций в случае плоского напряженного состояния, в зависимости от угла φ для трещины нормального отрыва (рис. 1, 2).

Вертикальным отрезком отмечаются значения угла, при котором происходит переход от зоны активного нагружения к зоне разгрузки. Расчеты проводились для стали со сдвиговым модулем $G = 770000 \cdot 10^6 \text{ Н/м}^2$, модулем упрочнения $m = 1180 \cdot 10^6 \text{ МПа}$, коэффициентом Пуассона $\nu = 0.358$, приложенная нагрузка $P = 300 \text{ МПа}$.

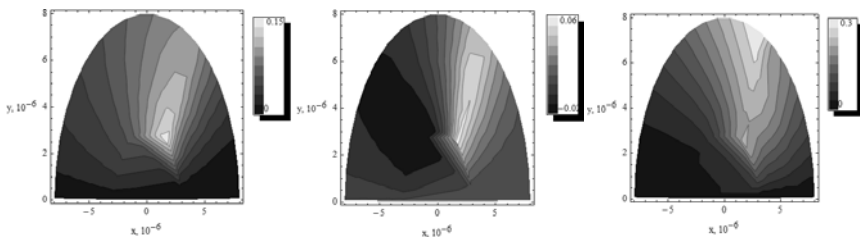


Рис. 1 – Контурное распределение деформаций $\epsilon_{rr}, \epsilon_{\varphi\varphi}, \epsilon_{r\varphi}$ в окрестности вершины трещины на этапе страгивания ($dl = 1 \cdot 10^{-6}$, $r \in [0.0629 - 0.1677]$)

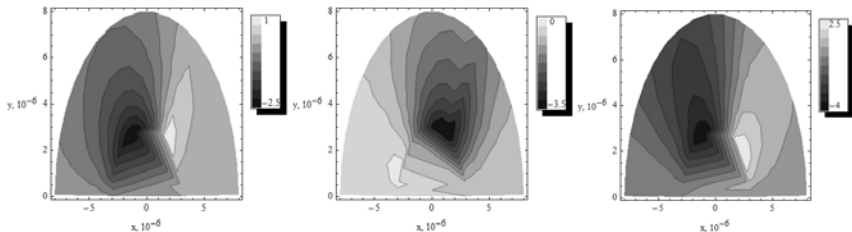


Рис. 2 – Контурное распределение деформаций $\epsilon_{rr}, \epsilon_{\varphi\varphi}, \epsilon_{r\varphi}$ в окрестности вершины трещины на этапе страгивания ($dl = 1 \cdot 10^{-4}$, $r \in [0.0629 - 0.1677]$)

Получены асимптотики полных полей деформаций в задаче о страгивании трещины в упругопластическом нелинейно упрочняющемся материале. Дана оценка существования и применимости критериев предельного равновесия при развитии трещины. Сделан вывод о существенном влиянии эффекта страгивания на оценку НДС в окрестности вершины.

РЕШЕНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ ЗАДАЧ С ТРЕЩИНАМИ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА МАТЕРИАЛОВ

Перельмутер М.Н.

Россия, Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлунского РАН, perelm@ipmnet.ru

SOLVING 3D PROBLEMS WITH INTERFACIAL CRACKS

Perelmuter M.N.

For numerical solution of 3D problems of heat conduction and thermo-elasticity for structures with interfacial cracks the software based on the boundary elements method is developed. Data for the solving of thermo-elastic problems obtain as the solution of thermal conduction problems (transient or steady state). Arbitrary interfacial cracks are considered as a part of the boundary between different homogeneous sub-regions of structures. Stress intensity factors are calculated by using displacements and tractions in a crack front vicinity. The results of several problems of stress concentration and fracture mechanics are presented.

Для численного анализа напряженного состояния пространственных структур с трещинами используется прямой метод граничных интегральных уравнений (ГИУ) [1]. Конструкция моделируется набором однородных подобластей с трещинами, расположенными на границах раздела между подобластями. Такой подход позволяет рассматривать трещины в однородных телах при несимметричном нагружении, а также трещины на границе раздела материалов [2].

Полагается, что на участках идеального контакта подобластей выполняются условия непрерывности для перемещений $u_i^{k,n}(q)$ и равновесия для усилий $t_i^{k,n}(q)$

$$u_i^k(q) = u_i^n(q), \quad t_i^k(q) = -t_i^n(q) \quad (2)$$

Здесь k и n - номера соседних подобластей, q - точка на границе подобласти.

На участках границ подобластей, содержащих трещины со свободными от связей берегами, перемещения в каждой подобласти рассматриваются как независимые переменные.

Дополнительные условия вводятся при наличии связей между берегами в концевой области трещины (обобщенный закон деформирования связей)

$$t_i(q) = \kappa_i(q, \sigma) \Delta u_i(q), \quad \Delta u_i(q) = u_i^k - u_i^n, \quad \kappa_i(q, \sigma) = \gamma_i(q, \sigma) \frac{E_b}{H}$$

Здесь $i = 1, 2, 3$ соответствует нормальному и касательным к плоскости трещины направлениям (полагаем, что система координат определяется в подобласти с меньшим номером M , так что $M = \min(n, k)$, $t_i(q)$ и $\Delta u_i(q)$ - компоненты вектора усилий и раскрытия трещины в локальной системе координат, $\kappa_i(q, \sigma)$ - жесткость связей в концевой области трещины, зависящая от положения точки P на концевой области трещины и напряжения в связи σ , $\gamma_i(q, \sigma)$ - безразмерные функции, определяющие зависимость жесткости связей от положения вдоль концевой области, H - линейный размер, пропорциональный толщине зоны неоднородности на участке соединения материалов, E_b - эффективный модуль упругости связей, σ - модуль вектора усилий в связях. Если жесткость связей в концевой области трещины не зависит от натяжения связи, то зависимости (2) определяют линейно-упругий закон деформирования связей.

Другой вариант дополнительных условий на участках соединения подобластей в концевой области трещины соответствует разупрочнению связей

$$t_i(q) = \bar{t}_i - \kappa_i(q, \sigma) \Delta u_i(q), \quad \Delta u_i(q) = u_i^k - u_i^n \quad (3)$$

Здесь \bar{l}_i - заданные величины. При жесткости связей, независящей от ее натяжения σ , уравнение (3) соответствует для линейному разупрочнению, причем параметры \bar{l}_i и K_i связаны выражением

$$u_i^{cr} = \frac{\bar{l}_i}{K_i} \quad (4)$$

где u_i^{cr} компоненты критической длины связи в нормальном и касательных направлениях.

Для численного решения ГИУ используем изопараметрические квадратичные граничные элементы с числом узлов $m^2 - 1$ ($m=2,3$ для двумерной и пространственных задач, соответственно) и специальные граничные элементы вблизи вершины (фронта) трещины, учитывающие асимптотическое поведение переменных (перемещений и поверхностных усилий). Дискретизация границ подобластей и аппроксимация переменных позволяет заменить вычисление интегралов по всей поверхности подобласти в ГИУ суммой интегралов по совокупности граничных элементов, представляющих поверхность подобласти, и получить дискретное представление ГИУ. При вычислении интегралов учитывается сингулярное поведение фундаментальных решений ГИУ. В каждой узловой точке границы подобласти, не контактирующей с другими подобластями, имеется $2m$ переменных – m перемещений и m поверхностных усилий. В корректно поставленной задаче m переменных определяется из граничных условий задачи и решение ГИУ позволяет найти m неизвестных задачи. На участках соединения двух подобластей в каждой узловой точке $4m$ имеем переменных, из которых $2m$ определяются из решения ГИУ, а $2m$ исключаются условиями непрерывности и равновесия или с использованием закона деформирования связей (2)-(3). В последнем случае, для трещин со связями, расположенных на границе подобластей, в качестве неизвестных, определяемых из решения ГИУ, выбираем перемещения берегов трещины. Учет граничных условий на внешних частях подобластей и дополнительных условий (2)-(3) позволяет получить из системы дискретных ГИУ для всех подобластей конструкции систему линейных алгебраических уравнений для определения узловых неизвестных задачи.

Разработанный комплекс программ может быть использован для решения широкого круга научных и прикладных задач с трещинами при механической нагрузке, а также при стационарном и нестационарном тепловом нагружении, в плоской, осесимметричной и пространственной постановках. Возможно: 1) рассмотрение многосоставных областей с границей сложной формы; 2) учет различия физико-механических свойств в подобластях конструкции; 3) учет объемных сил (собственный вес; центробежная нагрузка; сосредоточенные силы); 4) расчет стационарных и нестационарных тепловых полей; 5) решение контактных задач; 6) учет условий циклической симметрии; 7) автоматизированное определение коэффициентов интенсивности напряжений при наличии трещин. Комплекс программ адаптирован для IBM PC под управлением ОС WINDOWS-XP, WINDOWS-7, 8.

Описание алгоритма и методики численного решения, а также примеры использования программного комплекса приведены в работах [3-6].

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проекты №11-08-01243, № 13-01-90430).

Литература

1. Бенерджи П., Баттерфилд Р. Метод граничных элементов в прикладных науках. М.: Изд. МИР, 1984. 494с.
2. Balanford G., Ingraffea A., Liggett J. Two-dimensional stress intensity factor computation using boundary element method // Int J for Numer Meth in Eng. 1981. V 17. P. 387–404.
3. Perelmuter M. Bridged interface cracks under transient thermal loading // Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics (PAMM). 2007. V. 7, N 1. P. 4030033-4030034.
4. Genna F., Perelmuter M. Speeding-up Finite Element analyses by replacing the linear equation solver with a Boundary Element code. Part 1: 2D linear elasticity, Computers and Structures 88 (2010), pp. 845–858

5. Перельмутер М.Н. Анализ напряженного состояния в концевой области трещины на границе раздела материалов методом граничных элементов // Вычислительная механика сплошных сред. 2012. Т. 5. № 4. С. 415-426
6. Perelmuter M. Boundary element analysis of structures with bridged interfacial cracks // Computational Mechanics. 2013. V. 51, № 4. P.523-534

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ СИСТЕМ: МОДИФИЦИРОВАННАЯ ТЕОРИЯ КОЛМОГороВА-ДЖОНСОНА-МЕЛА
Петухов Б.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Российской академии наук, 119333 Москва, Россия

Статистическая теория кристаллизации Колмогорова-Джонсона-Мела обобщается с учетом наличия случайно расположенных препятствий для распространения границ новой фазы применительно к квазиодномерным наносистемам. Выводится уравнение, описывающее кинетику процесса, с помощью которого рассчитывается зависимость от времени доли превращенного вещества. Изучается модификация кинетики с изменением плотности препятствий и длительности создаваемых ими времен задержек. Теория применима к дислокациям, магнитным нанопроволокам, интеркалированным в углеродные нанотрубки квазиодномерным полупроводникам, биологическим макромолекулам и многим другим системам.

ОБ УЧЕТЕ ФАКТОРА НЕОДНОРОДНОСТИ СРЕДЫ В ЭВОЛЮЦИОННЫХ УРАВНЕНИЯХ НЕЛИНЕЙНОЙ УПРУГОСТИ

Рагозина В.Е., Иванова Ю.Е.

Россия, ИАПУ ДВО РАН, ragozina@ytc.ru, ivanova@iacp.dvo.ru

ON ACCOUNT OF THE MEDIUM INHOMOGENEITY FACTOR IN EVOLUTION EQUATIONS OF NONLINEAR ELASTICITY

Ragozina V.E., Ivanova Yu.E.

Boundary value problems solutions of shock deformation of nonlinear weakly inhomogeneous elastic half-space based on the matched asymptotic expansions method are obtained. It is shown that the joint effect of non-linearity of the model and the inhomogeneity leads to new evolution equations in front-line areas for the longitudinal and transverse shock waves. The transition to these areas is associated with joint transformations of all independent coordinates of the problem.

Аналитические решения задач ударного деформирования в твердом теле имеют большое значение как чисто теоретическое, так и прикладное, поскольку именно они позволяют сделать заключения общего характера относительно механизмов движения и изменения волновых фронтов и формирования напряженно-деформационных полей за каждым волновым фронтом. За исключением краевых задач автоматического типа нелинейность задач ударного деформирования не допускает точных аналитических решений и одновременно возрастает роль приближенных теоретических методов, таких, как методы малого параметра. Метод сращиваемых асимптотических разложений оказался для данного направления одним из наиболее эффективных. В [1] было показано, что плоские продольные и поперечные (в несжимаемых средах) ударные волны в главном могут быть описаны на основе эволюционных волновых уравнений. Данные уравнения определяют поведение одного из сращиваемых в методе решений и возникают в областях пространственно-временных координат, где нелинейные эффекты оказываются доминирующими. Многообразие реальных свойств твердых тел определяет необходимость модельного учета таких эффектов, как вязкость, внутренняя структура, анизотропия и неоднородность среды. Неоднородность свойств среды особенно заметна для твердых тел большой протяженности хотя бы в одном направлении. Именно для полупространств часто решаются задачи о плоских ударных волнах. В настоящей работе рассматриваются задачи о плоской продольной ударной волне и о плоской поперечной ударной

волне с учетом неоднородности нелинейно-упругой сжимаемой или несжимаемой среды в направлении движения волны. Слабая неоднородность задавалась линейной зависимостью упругих модулей среды и плотности среды от пространственной переменной. Для сжимаемой упругой среды полагаем, что выполняется

$$\lambda = \lambda_0 + \varepsilon^2 \tilde{\lambda}_1 s, \quad \mu = \mu_0 + \varepsilon^2 \tilde{\mu}_1 s, \quad \rho_0 = \tilde{\rho}_0 + \varepsilon^2 \tilde{\rho}_1 s, \quad l = l_0 + \varepsilon^2 \tilde{l}_1 s, \quad (1)$$

$$m = m_0 + \varepsilon^2 \tilde{m}_1 s, \quad n = n_0 + \varepsilon^2 \tilde{n}_1 s, \quad s = x_1 C_1^{-1} T^{-1}, \quad C_1 = \sqrt{(\lambda_0 + 2\mu_0) \tilde{\rho}_0^{-1}},$$

а для несжимаемой среды зададим

$$a = a_0 + \varepsilon^4 \tilde{a}_1 z, \quad \mu = \mu_0 + \varepsilon^4 \tilde{\mu}_1 z, \quad \rho_0 = \tilde{\rho}_0 + \varepsilon^4 \tilde{\rho}_1 z, \quad b = b_0 + \varepsilon^4 \tilde{b}_1 z, \quad (2)$$

$$\kappa = \kappa_0 + \varepsilon^4 \tilde{\kappa}_1 z, \quad d = d_0 + \varepsilon^4 \tilde{d}_1 z, \quad z = x_1 C_2^{-1} T^{-1}, \quad C_2 = \sqrt{\mu_0 \tilde{\rho}_0^{-1}},$$

где $\lambda_0, \tilde{\lambda}_1, \mu_0, \tilde{\mu}_1, \tilde{\rho}_0, \tilde{\rho}_1, l_0, \tilde{l}_1, m_0, \tilde{m}_1, n_0, \tilde{n}_1, a_0, \tilde{a}_1, b_0, \tilde{b}_1, \kappa_0, \tilde{\kappa}_1, d_0, \tilde{d}_1$ – константы, C_1, C_2 – скорости продольных и поперечных упругих волн соответственно в линейном приближении с исключенной неоднородностью среды, T – характерное время, $\varepsilon \ll 1$ – малый параметр задачи. Полагая, что следствием ударного нагружения является в случае сжимаемой среды поле перемещений $u_1(x_1, t) \neq 0, u_2 = u_3 = 0$, а в случае несжимаемой среды $u_2(x_1, t) \neq 0, u_1 = u_3 = 0$, выпишем уравнения движения для каждой из задач

$$(\lambda + 2\mu + 2\alpha u_{1,1}) u_{1,11} + ((\lambda + 2\mu)_{,1} + \alpha_{,1} u_{1,1}) u_{1,1} + \dots = \frac{\rho_0}{(1 - u_{1,1})^2} \{ \ddot{u}_1 (1 - 2u_{1,1}) + 2\dot{u}_{1,1} \dot{u}_1 \} + \dots \quad (3)$$

$$(\mu + 3\beta u_{2,1}^2) u_{2,11} + (\mu_{,1} + 3\beta_{,1} u_{2,1}^2) u_{2,1} = \rho_0 \ddot{u}_2 + \dots \quad (4)$$

Решение нелинейных дифференциальных уравнений второго порядка в частных производных (3), (4) строилось на основе метода сращиваемых асимптотических разложений. Внешние разложения решений до искомого порядка определялись методом последовательных приближений. В областях, где они теряли равномерность, строились дополнительные внутренние разложения. Для этого вводились замены переменных $n = \varepsilon s, \quad p = s - \frac{t}{T}$,

$$w(p, n) = \frac{u_1}{C_1 T} \varepsilon^{-1} \text{ и } y = \varepsilon^2 z, \quad g = y - \frac{t}{T}, \quad h(g, y) = \frac{u_2}{C_2 T} \varepsilon^{-1} \text{ для задач о продольной и поперечной}$$

ударных волнах соответственно. Предполагая представление $w(p, n)$ и $h(g, y)$ рядами по степеням ε и записывая уравнения (3), (4) в новых переменных, на нулевом шаге метода получим нелинейные уравнения

$$v_{0,n} + \left(\frac{\alpha_0}{2} v_0 + \gamma_1 n \right) v_{0,p} = 0, \quad v_0 = w_{0,p}, \quad (5)$$

$$r_{0,y} + \left(\frac{3\beta_0}{2} r_0^2 + \gamma_2 y \right) r_{0,g} = 0, \quad r_0 = h_{0,g}, \quad (6)$$

которые назовем эволюционными уравнениями для рассматриваемых балансов нелинейности и неоднородности. Здесь γ_1, γ_2 – константы, отвечающие за неоднородные свойства среды. Уравнение (5) переходит в уравнения Коула-Хопфа при $\gamma_1 = 0$. При $\gamma_2 = 0$ уравнение (6) переходит в уравнение сдвиговых волн в однородных средах. Свойства этого уравнения подробно обсуждались в [1], где было показано, что угол наклона характеристик для чисто сдвиговых волн зависит от удельной кинетической энергии, а не от удельного импульса, что характерно для продольных волн. Переход к этим уравнениям оказался возможен только за счет изменения масштабов координат s и z . В уравнениях (5), (6) видно, что тангенс угла наклона их характеристик определяется аддитивно нелинейными слагаемыми и слагаемыми,

обусловленными неоднородностью. Вдоль характеристик здесь не происходит искажение исходного импульса, и общее решение уравнений (5), (6) задается как

$$v_0 = F_0 \left(p - \frac{\alpha_0}{2} v_0 n - \frac{\gamma_1}{2} n^2 \right), \quad (7); \quad r_0 = K_0 \left(g - \frac{3\beta_0}{2} r_0 y - \frac{\gamma_2}{2} y^2 \right), \quad (8)$$

то есть характеристики уравнений (7), (8) в плоскостях p, n и g, y – семейства парабол. Для определения положения передних фронтов продольной и поперечной ударных волн из уравнений эйконала

$$t = \int_0^{x_1} G_1^{-1}(\xi) d\xi \quad \text{и} \quad t = \int_0^{x_1} G_2^{-1}(\xi) d\xi, \quad \text{где } G_1, G_2 - \text{ скорости}$$

продольной и поперечной ударной волны соответственно, получим обыкновенные дифференциальные уравнения

$$\begin{aligned} \frac{dp_0}{dn} &= \frac{\alpha_0}{4} v_0(p_0(n), n) + \gamma_1 n, \quad p_0(0) = 0, \\ \frac{dg_0}{dy} &= \frac{\beta_0}{2} h_0(g_0(y), y) + \gamma_2 y, \quad g_0(0) = 0, \end{aligned} \quad (9)$$

где $p(n) = p_0(n) + \varepsilon p_1(n) + \dots$, $g(y) = g_0(y) + \varepsilon g_1(y) + \dots$ – асимптотические ряды, связывающие координаты p, n и g, y на ударных волнах. Из уравнений (9) следует, что в данном случае отклонение ударных волн от характеристик определяется только нелинейным фактором.

Для данных задач в качестве достаточно простого примера нагружения на границе полупространства было рассмотрено краевое условие в виде квадратичной функции времени.

Учет неоднородных свойств сплошной среды даже в наиболее простой форме вносит новые интересные особенности как в структуру эволюционного уравнения и его решений, так и в методы их получения. Авторы считают, что эта методика может оказаться полезной и в других динамических нелинейных задачах.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (11-01-00360-а, 11-01-98514-р_восток_а, 12-01-90004-Бел_а) и ДВО РАН (13-111-В-0 3-011).

Литература

1. Рагозина В.Е., Иванова Ю.Е. Об эволюционных уравнениях задач ударного деформирования с плоскими поверхностями разрывов // Вычислительная механика сплошных сред. Пермь: Изд-во ИМСС УрО РАН. 2009. Т. 2. № 3. С. 82-95.

ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭНЕРГИИ РАСТВОРЕНИЯ УГЛЕРОДА В РАЗЛИЧНЫХ МАГНИТНЫХ СОСТОЯНИЯХ ГЦК-ЖЕЛЕЗА

Ридный Я.М., Мирзоев А.А.

Россия, ФГБОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет), Челябинск, yaroslav@physics.susu.ac.ru

AB INITIO SIMULATION OF ENERGY DISSOLUTION CARBON IN DIFFERENT MAGNETIC STATES OF FCC-IRON

Ridny Y.M., Mirzoev A.A.

Ab initio simulation of the equilibrium structure and properties of fcc iron in different magnetic states was carried out by the software package WIEN2k. Energies of dissolution of carbon atoms are calculating. The energy of the dissolution in AFMD state is closest to the experimental value.

В современном мире, сплавы на основе железа, несмотря на развитие производства других металлов, пластмасс, керамики, композитов, остаются основными конструкционными материалами. Исключительным достоинством чёрных металлов является, прежде всего, их дешевизна, а также универсальность — при помощи небольших добавок можно резко изменить свойства их сплавов. Чистое железо очень пластичный материал. Например, внедрение всего лишь

1 ат.% углерода радикально повышает прочность железа. При быстром охлаждении (закалки) ГЦК-сталей происходит образование мартенситной структуры, сопровождающееся существенным ростом твердости и прочности. Возникновение тетрагональности и бездиффузионный характер мартенситного ГЦК-ОЦК превращения был объяснен Бейном, который обратил внимание, что ГЦК решетку можно превратить в объемно-центрированный куб при небольшом сжатии вдоль оси OZ и растяжении в направлениях осей OX и OY (бейновская деформация). Октапоры ГЦК решетки вместе с располагающимися в них атомами углерода переходят только в октапоры типа "Z" решетки ОЦК-железа. При этом все атомы углерода растягивают решетку в одном Z-направлении, и она из кубической превращается в тетрагональную. Хотя теория Бейна общепризнана, вопрос теоретического обоснования ее справедливости остается открытым. Имея точное представление о структуре решетки и энергиях растворения углерода, мы можем более точно моделировать свойства систем. Отметим, что в данной работе мы рассматривали только кубическую решетку.

Изолированная ГЦК фаза железа стабильна лишь в температурной области, лежащей выше точки Кюри, где наблюдается лишь парамагнитное состояние. Однако экспериментальное изучение при различных температурах фазы γ -Fe, получаемой в виде когерентных выделений из матриц ГЦК-фаз других металлов или в виде эпитаксиальных пленок, показало возможность антиферромагнитного и ферромагнитного упорядочения. Таким образом исследование магнито-объемных фазовых трансформаций γ -железа представляет существенный интерес. Кроме того, моделирование парамагнитного состояния методами зонной теории довольно затруднительно, поэтому возникает вопрос какая из моделей коллинеарного магнитного упорядочения (немагнитная, ферромагнитная, антиферромагнитная) лучше всего описывает существующие экспериментальные данные для ГЦК-железа. В связи с этим в настоящей работе проведено рассмотрение объемной зависимости полной энергии для всех существующих магнитных фаз (NM, FM-LS, FM-HS, AFM1, AFMD) ГЦК железа.

Рассмотрением растворения углерода первопринципными методами занимались [1,3,4]. Для вычисления энергии растворения использовалась суперячейка, состоящая из 32 атомов железа, в которую внедрялись атомы углерода. Основным недостатком этих работ является использование псевдопотенциалов, которые учитывают только валентные электроны и дают меньшую точность при вычислении энергии. В своей работе благодаря тому, что мы моделируем полнопотенциальными методами, рассматриваем все электроны, нами обеспечивается точность расчётов 1 мРб/систему.

В нашей работе расчёт равновесной структуры и свойств ГЦК-железа проводился в программном пакете WIEN2k. Для интегрирования в обратном пространстве и вычисления электронной плотности использовалась схема Monkhorst-Pack [2] с сеткой $7*7*7$ k -точек зоны Бриллюэна. Расчёты проводились при значениях параметров моделирования, параметр сходимости $R_{\text{mt}K_{\text{max}}} = 10$, радиусы МТ-сфер $R_{\text{mt}}(\text{Fe})=2,00$ а.е., $R_{\text{mt}}(\text{C})=1,20$ а.е. Параметры структуры графита были взяты из работы Carter [3] ($a=a=2,462 \text{ \AA}$, $c=6,656 \text{ \AA}$, $\alpha=90^\circ$, $\beta=90^\circ$, $\gamma=120^\circ$).

Значения энергии растворения углерода, полученные в данной работе (3ат.% углерода), представлены в таблице:

Состояние	NM	FM-HS	FM-LS	AFM1	AFMD	[1] NM	[3] FM-HS	[4] AFMD	[1] Экспер
Энергия системы, мэВ	180	-110	-1250	-330	340	145	-170	550	360

Таким образом, мы провели моделирование энергии растворения для всех магнитных состояний ГЦК. Показано, что энергия растворения углерода в AFMD состоянии γ -железа наиболее близка к экспериментальному значению.

1. J.A. Slane, C. Wolverton and R. Gibala. "Experimental and Theoretical Evidence for Carbon-Vacancy Binding in Austenite" Metallurgical and Materials Transactions A V.35, N.8, P.2239-2245, 2004.
2. H.J. Monkhorst and J.D. Pack. "Special points for Brillouin-zone integrations" Physical Review B V.13, N.12, P.5188-5192, 1976.

3. D.E. Jiang, E.A. Carter. "Carbon dissolution and diffusion in ferrite and austenite from first principles" Physical Review B V.67, P.214103, 2003.
4. D.W. Boukhvalov, Y.N. Gornostyrev, M.I. Katsnelson, A.I. Lichtenstein. "Magnetism and Local Distortions near Carbon Impurity in g-Iron" Physical Review Letters V.99, P.247205, 2007.

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ЗТВ
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С УЧЕТОМ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ**
Романова В.А.¹, Балохонов Р.Р.¹, Батухтина Е.Е.²

¹Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, varvara@ispms.tsc.ru

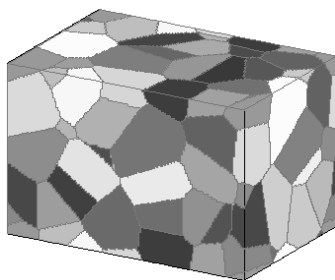
²Россия, Национальный исследовательский Томский государственный университет

NUMERICAL SIMULATION OF THERMAL DEFORMATION IN THE HAZ OF Ni-BASED
SUPERALLOY WITH ACCOUNT FOR POLYCRYSTALLINE STRUCTURE

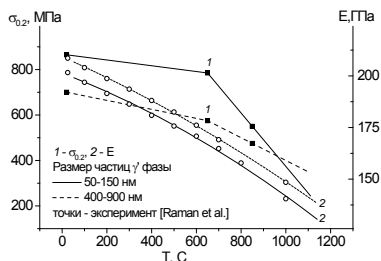
Romanova V., Balokhonov R., Batukhtina E.

Stress-strain state in the heat-affected zone (HAZ) of a Ni-based superalloy under thermal cycling is numerically investigated. A microstructure-based constitutive model is developed using experimental data. Grain boundaries are sources of stress concentration and plastic strain localization. Regions of tensile strains are shown to appear under cooling in the HAZ near the seam. They may be responsible for the hot crack initiation and propagation along the grain boundaries.

Основным недостатком жаропрочных никелевых сплавов является предрасположенность к образованию горячих трещин в условиях сварочного цикла. Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что термический цикл сварки приводит к существенным структурным изменениям материала в зоне термического влияния (ЗТВ), примыкающей к линии сплавления. Эта зона предположительно является источником образования горячих трещин. В настоящей работе численно исследована эволюция напряженно-деформированного состояния в различных участках ЗТВ в цикле «нагрев-охлаждение». Система уравнений континуальной механики для случая трех пространственных переменных, включая законы сохранения в дифференциальной форме и определяющие соотношения, приведена в [1].



а)



б)

Рис. 1. Модельная поликристаллическая структура (а) и аппроксимационные зависимости механических характеристик сплава IN738LC от температуры и размера γ' фазы (б).

Модельный образец с периодической поликристаллической структурой (рис. 1(а)) был сгенерирован методом пошагового заполнения на сетке $100 \times 150 \times 100$ с шагом 2 мкм. Влияние кристаллографической ориентации на механический отклик зерен учитывалось через разброс упругих модулей и характеристик текучести относительно среднего значения в пределах 20%. При этом внутри зерна механические характеристики остаются постоянными и меняются при переходе через межзеренную границу. Средние значения модулей упругости, предела текучести и деформационного упрочнения определялись на основе экспериментальных данных [2] для сплава IN738LC, как функции от температуры, а также объемной доли и размера γ' -фазы рис.

1(б). Согласно экспериментальным данным в процессе термического цикла нагрев – охлаждение происходит изменение объемной доли и размера частиц γ' фазы. В основном металле размер частиц γ' -фазы составляет 0.4-0.9 мкм. При температуре 630С начинается растворение γ' -фазы, которое полностью заканчивается при температуре 1100 °С.

При охлаждении происходит обратное превращение $\gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$, при этом образующиеся частицы γ' -фазы имеют размеры порядка 50-150 нм, что обеспечивает изменение механического отклика материала. Полученные экспериментальные данные были заложены в модель механического отклика зерен при термическом нагружении по схеме «нагрев – охлаждение», приведенной на рис. 2(а) в безразмерных координатах (здесь T^* и t^* – максимальная температура нагрева и время полного цикла).

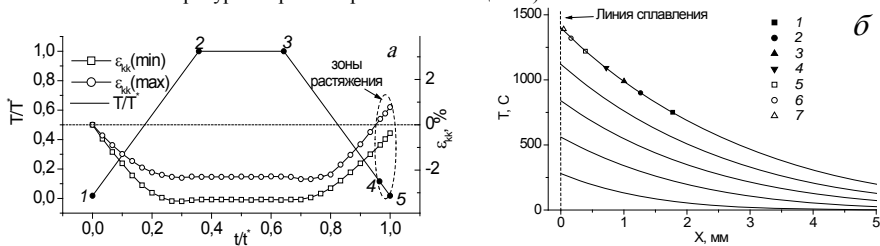


Рис. 2. Изменение температуры и приращение объемной деформации в термическом цикле (а) и распределение температуры в ЗТВ в процессе нагрева (б).

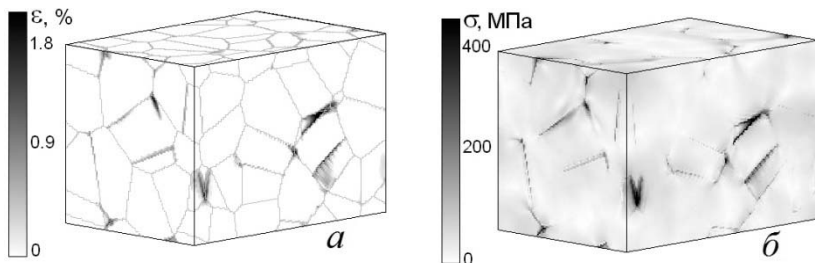


Рис. 3. Интенсивность пластических деформаций (а) и остаточных напряжений (б) в ЗТВ на расстоянии 0.7 мм от линии сплавления в точке 5 термического цикла (см. рис. 2).

Учет температурных эффектов в определяющих соотношениях осуществлялся путем введения термической составляющей в уравнение состояния. Переход локальных объемов материала из упругого состояния в пластическое определялся критерием текучести Мизеса. Граничные условия на поверхностях образца соответствовали условиям стесненной деформации при адиабатическом нагреве. Серия расчетов была проведена для поликристаллических мезообъемов, находящихся на разном расстоянии от линии сплавления (рис. 2(б)). Численные исследования показали, что в процессе нагрева в поликристаллической структуре ЗТВ на мезоуровне возникают неоднородные сжимающие напряжения. Источниками мощной концентрации напряжений являются межзёрненные границы, причём максимальный уровень напряжений наблюдается в окрестности тройных стыков зёрен вблизи линии сплавления. В этих областях на этапе нагрева происходит зарождение пластических сдвигов.

В [3] было показано, что поры и микротрещины зарождаются в зонах объемного растяжения. Проанализируем изменение объемной деформации в процессе термического цикла, рис. 2(а). На стадии нагрева (1-2) средняя деформация сжатия и разброс, связанный с локализацией вблизи границ зерен, увеличиваются. При охлаждении (3-5) материал стремится вернуться в исходное состояние, объемное сжатие уменьшается, однако локальные пластические деформации, появившиеся в процессе предыдущего нагружения, остаются (рис. 3). На стадии 4-5 локальная объемная деформация выходит в положительную область, что означает появление зон

объемного растяжения вблизи границ пластически деформированных зерен. Эти зоны являются потенциальными источниками возникновения горячих трещин при условии, что интенсивность напряжений здесь достигает предела прочности на растяжение. Как показали расчеты, такие условия реализуются в пределах ~0.7 мм от линии сплавления. Микротрещины, зародившиеся у линии сплавления, распространяются вдоль границ зерен по направлению к основному металлу. Рост трещин прекращается на таком расстоянии от линии сплавления, где уровня локальных напряжений недостаточно, чтобы обеспечить их дальнейшее продвижение.

1. К.А. Ющенко, В.А. Романова, Р.Р. Балохонов и др., Эксперимент и моделирование термомодеформационных процессов в сварных соединениях жаропрочных никелевых сплавов. Автоматическая сварка, № 10, 2012, С. 3-10.

2. E. Balıkcı, R.A. Mirshams, A. Raman, Tensile Strengthening in the Nickel-Base Superalloy IN738LC. Journal of Materials Engineering and Performance, V.9. I.3, 2000, P. 324-329.

3. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Физическая мезомеханика и неравновесная термодинамика как методологическая основа наноматериаловедения. Физическая мезомеханика, 2009, Т.12, С. 7-26.

МОДЕЛЬ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Русланцев А.Н., Думанский А.М.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, andreiruslantsev@gmail.com, alduman@rambler.ru

MODEL OF NONLINEAR DEFORMING OF POLYMER COMPOSITES

Ruslantsev A.N., Dumansky A.M.

The model of nonlinear deformation of carbon fiber reinforced plastics (cfpr) is proposed. The description of the method and example elastic of application of model are presented in the article.

Элементы конструкций из полимерных композитных материалов широко используются в современной авиационной и ракетной технике. В этой связи представляется актуальной разработка методов, позволяющих описывать свойства материалов с учетом структурных и технологических факторов. В данной работе с помощью матричных алгоритмов и аналитической аппроксимации кривых деформирования в плоскости слоя при сдвиге предлагается метод построения нелинейных определяющих соотношений пакета по характеристикам слоя.

В международном Проекте Third World-Wide Failure Exercise (WWFE-III), посвященном разработке моделей деформирования и разрушения полимерных композитных материалов [1], приведены данные нелинейного деформирования при сдвиге в плоскости слоя (рис. 1).

Поскольку нелинейные свойства слоя и пакета в основном определяются нелинейными свойствами слоя при сдвиге в плоскости слоя, выполним аппроксимацию кривой деформирования при сдвиге на примере углепластика AS4/3501-6. Упругие характеристики слоя следующие: $E_1 = 126$ ГПа, $E_2 = 11$ ГПа, $G_{12} = 6,6$ ГПа, $\nu_{12} = 0,28$.

Поскольку для большинства углепластиков можно выделить начальный линейный участок на диаграмме деформирования при сдвиге, будем использовать следующую аппроксимацию: $\tau_{12}(\gamma_{12}) = g_{66}^0 \gamma_{12} - k \exp(l \cdot (\gamma - \gamma^*)) \cdot H(\gamma - \gamma^*)$, где g_{66}^0 - модуль сдвига на начальном участке, $H(\cdot)$ - функция Хэвисайда соответствующего аргумента. Обозначим $f = k \exp(l \cdot (\gamma - \gamma^*)) \cdot H(\gamma - \gamma^*)$.

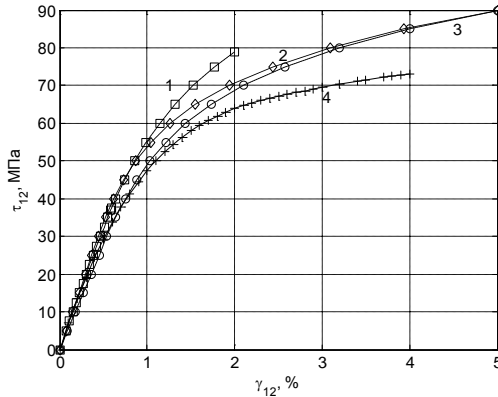


Рис. 1. Кривые деформирования при сдвиге в плоскости слоя. Углеродистые AS4/3501-6 (1), IM7/8552 (2), G40/800 (3), стеклопластик LY556/60 (4).

Матрицу жесткости слоя представим в следующей форме: $[G_{12}] = [G_{12}^0] - [G_0]f$, где $[G_{12}^0]$ - матрица жесткости слоя, $[G_0]$ - матрица, у которой все элементы, кроме правого нижнего равны 0, а правый нижний равен 1.

Переход к матрице жесткости пакета осуществляется следующим образом: $[G_{xy}] = \sum_i [T_1^{(i)}][G_{12}^0][T_1^{(i)T}] \bar{h}_i$, где $T_1^{(i)}$ - матрица поворота, \bar{h}_i - относительная толщина i -го слоя. При этом $[G_{xy}^0] = \sum_i [T_1^{(i)}][G_{12}][T_1^{(i)T}] \bar{h}_i$, $[G] = \sum_i [T_1^{(i)}][G_0][T_1^{(i)T}] \bar{h}_i$.

Матрица податливости вычисляется как обратная матрице жесткости: $[S_{xy}] = [G_{xy}]^{-1} = [[G_{xy}^0][I] - [G]f]^{-1} = [[I] - [G_{xy}^0]^{-1}[G]f]^{-1}[G_{xy}^0]^{-1}$, I - единичная матрица. Пусть $[A] = [G_{xy}^0]^{-1}[G]$, а $[S_{xy}^0] = [G_{xy}^0]^{-1}$. Представим матрицу A в виде: $[A] = [R][D][R]^{-1}$, где R - матрица, составленная из нормированных собственных векторов, а $D = \text{diag}(\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3)$ - диагональная матрица собственных значений. Раскладывая в ряд, получим

$$[[I] - [A]f]^{-1} = 1 + Af + (Af)^2 + \dots = R(1 + Df + (Df)^2 + \dots)R^{-1},$$

$$1 + Df + (Df)^2 + \dots = \text{diag}(1 + \lambda_1 f + (\lambda_1 f)^2 + \dots) = \text{diag}\left(\frac{1}{1 - \lambda_1 f}\right)$$

Таким образом, матрицу податливости пакета можно представить в следующем виде:

$$[S_{xy}] = [R] \text{diag}\left(\frac{1}{1 - \lambda_1 f}\right) [R]^{-1} [S_{xy}^0].$$

Деформаций по осям x и y описывается следующим образом:

$$\varepsilon_x^{(i+1)} = \varepsilon_x^{(i)} + s_{xx}^{(i)}(\sigma_{i+1} - \sigma_i)$$

$$\varepsilon_y^{(i+1)} = \varepsilon_y^{(i)} + s_{xy}^{(i)}(\sigma_{i+1} - \sigma_i)$$

При помощи описанной выше модели нелинейного деформирования была построена зависимость продольных и поперечных деформаций пакета со схемой укладки $[0/\pm 45^\circ/90^\circ]$ от

величины напряжений. Соответствие экспериментальных и расчетных данных показано на рис. 2.

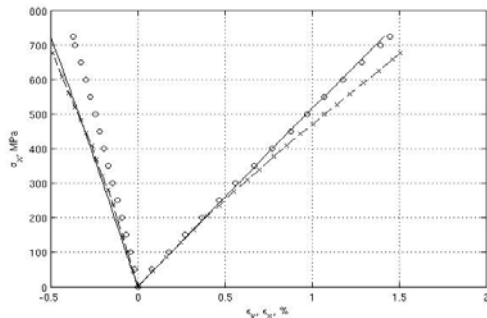


Рис. 2. Зависимость деформаций от напряжений в пакете. Кружками показана экспериментальная зависимость, сплошной линией – теоретическая, пунктирной – результат, полученный в [2]

Данная работа показывает удовлетворительное согласие экспериментальных и расчетных данных. Предложенный метод может быть полезен при проектировании элементов конструкций из полимерных композиционных материалов.

Список литературы

1. Kaddour A.S., Hinton M.J., Li S., Smith P.A. Damage prediction in polymeric composites up-date of part (A) of the third world-wide failure exercise (WWFE-III) // 18th Int-l conference on composite materials. QinetiQ Ltd, 2011. – 48 p.
2. Sun T.C., Tao J., Kaddour A.S. The prediction of failure envelopes and stress/strain behavior of composite laminates: Comparison with experimental results // Failure Criteria in Fibre Reinforced Polymer Composites: The World-Wide Failure Exercise. ELSEVIER, 2004. – 1269p. – pp. 890-902.

ГЕТЕРОГЕННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Черемушкина Е.В., Громов В.Е.

*Россия, Сибирский государственный индустриальный университет,
sarychev_vd@physics.sibsiu.ru*

The biphasе model of plastic strain of the metals, grounded on representation about a material as about heterogeneous composition is offered. It is gained solutions of the equations of model in shape «shock transition». Investigation of its structure has revealed two special cases with which help, analyzing the experiment data, it is possible to spot volume fractions of the mobile phase on the extremities of the sample.

Согласно классическим представлениям физики конденсированного состояния пластическая деформация протекает неоднородно и в несколько стадий [1]. Характерные масштабы неоднородностей согласно результатам двухэкспозиционной спекл-интерферометрии могут принимать значения от ~ 1 мкм до ~ 1 мм [2]. Изучение деформации растяжения спекл-интерферометрическим методом показало, что в материале существуют области, не вовлеченные в пластическую деформацию, что подтверждают полученные в [2] данные по распределению смещений от координаты. В нашей работе для интерпретации полученных в [2] результатов предлагается подход, рассматривающий деформируемое твердое тело как гетерогенную среду. Как известно, при больших пластических деформациях ведущим процессом являются микро- и макросдвиги, которые в нашем походе представляются как течение быстроподвижной фазы, находящейся между слабдеформируемыми и малоподвижными блоками. Это может представляться как течение двухфазной гетерогенной смеси. Согласно, представлениям механики гетерогенных сред [3] такая смесь моделируется двумя континуумами т.е. фиктивно фазы размазываются по всему пространству, а их взаимодействие осуществляется за счет обмена

импульсом, массой и т.п. Для каждой фазы записываются законы сохранения. Будем считать, что взаимодействие между фазами осуществляется по схеме Рахматулина [3]. Тогда в одномерном случае законы сохранения примут вид:

$$\frac{\partial u}{\partial t} + u \frac{\partial u}{\partial x} = -\frac{1}{(1-\varepsilon)\rho_s} \frac{\partial P}{\partial x}; \quad \frac{\partial \varepsilon}{\partial t} + u_2 \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} = (1-\varepsilon) \frac{\partial u}{\partial x} \quad (1)$$

$$\frac{\partial P}{\partial t} + u_2 \frac{\partial P}{\partial x} = -\frac{P}{\varepsilon} \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{1}{\varepsilon} \frac{\partial}{\partial x} \left(B\varepsilon P \frac{\partial P}{\partial x} \right) \quad \varepsilon \frac{\partial P}{\partial x} = \varphi(\bar{u} - \bar{w}) \quad (2)$$

где $\rho_1 = \varepsilon\rho_e$, $\rho_2 = (1-\varepsilon)\rho_s$; ρ_e, ρ_s – истинные плотности сжимаемой и несжимаемой фаз, u – скорость несжимаемой фазы, w – скорость подвижной фазы, ε – ее объемная доля. Последнее уравнение системы (2) есть фильтрационное соотношение между фазами. Первые интегралы уравнений (1) – (2), если искать решение в виде бегущей волны, имеют вид:

$$\varepsilon = 1 - \frac{C_1}{u - u_0}, \quad u = \frac{P - C_2}{C_1 \rho_s}, \quad P'(u - u_0) = -\frac{P}{\varepsilon} u' + \frac{1}{\varepsilon} (B\varepsilon P P')' \quad (3)$$

Последующие преобразования (3) приводят к уравнению на объемную долю:

$$\frac{d\varepsilon}{d\xi} = \frac{(\varepsilon - \varepsilon_3)(\varepsilon - \varepsilon_4)}{(1-\varepsilon)(\varepsilon - \varepsilon_1)(\varepsilon - \varepsilon_2)} \quad (4)$$

Решение этого уравнения имеет вид ударного перехода, что позволяет сделать вывод о том, что распределение смещений [2] обусловлено различием объемной доли подвижной фазы на концах образца.

1. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / Под ред. В.В. Немошкленко. – Киев: Наукова думка, 1989. – 320с.
2. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Бараникова С.А. Физика макролокализации пластического течения. – Новосибирск: Наука, 2008. – 328 с.
3. Нигматулин Р.И. Динамика многофазных сред. – М.: Наука, 1987.– Т.1. – 464 с.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ПЕРЕМЕЩЕНИЯ В ИНТЕГРАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ ОТКРЫТОГО ПРОФИЛЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Семенцова А.Н.

Россия, МАИ, sane4ka_sn@mail.ru

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF BOUNDARY CONDITIONS ON DISPLACEMENTS IN INTEGRAL OPEN SECTION COMPOSITE CONSTRUCTIONS UNDER TEMPERATURE IMPACT

Sementsova A.N.

This paper presents a method of thermal residual stress calculation arising in integral open section composite constructions (box shape) after the manufacturing process and analysis of the influence of boundary conditions on the displacement in construction.

This research paper examines the influence of construction edge fastening (rigid rib) on displacements along the length and profile of construction that appears after the manufacturing process and leads the structural warpage.

Keywords: composite material; thermal displacement; rigid rib; deflection; integral construction.

Sementsova Alexandra N., PG student of Moscow Aviation Institute (National Research University), Konstantin Tsarev street, 12, apartment 513, Moscow, Russian Federation, 125080, phone: +7(926) 108-61-18; e-mail: sane4ka_sn@mail.ru;

В настоящее время композиционные материалы (КМ) широко используются в авиационных конструкциях. Одной из важнейших проблем производства изделий из КМ

является проблема сохранения теоретической формы изделия после технологического процесса при температурном воздействии.

В данной работе рассматривается интегральная композитная конструкция открытого профиля (форма короба). Целью данной работы является исследование влияния закрепления края конструкции в виде жесткой нервюры на перемещения, возникающие вследствие технологического процесса. Задачей проводимых расчетов является исследование величины поводов по длине и контуру конструкции, анализ влияния жесткой заделки на возникающие перемещения по длине конструкции. Для описания температурных деформаций и перемещений в основу положена балочная теория с добавлением функции, учитывающей деформацию сечения. Численное решение проводится с использованием математического пакета Mathcad.

Практически данная методика может быть использована при создании реальных конструкций таких, как элемент кессона крыла, горизонтального и вертикального оперения при отсутствии одной панели. Технологически конструкции могут изготавливаться методами вакуумной инфузии, RTM методом (Resin Transfer Moulding), препреговой технологией. Полученные результаты позволяют внести корректировку в структуру материала и конструкцию при технологическом процессе.

В качестве примера был рассмотрен короб с разной конструкцией панели с учетом жесткого закрепления:

1. Стрингерная панель;
2. Лонжеронная панель;

МОДЕЛИРОВАНИЕ УСЛОВИЙ ХЛАДНОЛОМКОСТИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Сибилёв А.В., Мишин В.М.

Россия, Северо-Кавказский федеральный университет, СедКасГТУ, mishinvm@yandex.ru

The method of calculation of the critical temperature brittleness parts using the finite element method, which allows to predict the shape, stress concentrators and the speed of loading of steel parts.

Известные подходы к оценке прочности стали и стальных деталей при понижении температуры основаны на определении критических параметров (энергия разрушения, различные по признакам критические температуры хрупкости), непосредственно не связанных с характеристиками сопротивления материала разрушению и условиями нагружения детали. Использование этих критериев непосредственно в проектных расчетах не представляется возможным.

Целью данной работы являлась разработка методики расчета критической температуры хладноломкости деталей с помощью метода конечных элементов, позволяющей прогнозировать форму и концентраторы напряжений стальных деталей.

Полагали, что в основу механизма такого температурного критерия может быть положен критерий локального разрушения - критическое максимальное локальное растягивающее напряжение (σ_F), инвариантное (независимое) к таким внешним факторам, как геометрия концентраторов напряжений и образцов, скорость нагружения и температура испытаний [1].

При хрупком разрушении сколом микротрещина зарождается под воздействием сдвиговых напряжений, однако разрушение в целом может контролироваться величиной максимального локального растягивающего напряжения σ_{11max} перед концентратором напряжений, где напряжение может превосходить предел текучести. Рост σ_{11max} , локализованного вблизи границы пластической и упругой зон, обеспечивается за счет стеснения деформации в пластической зоне перед надрезом. Максимальное локальное растягивающее напряжение в процессе нагружения образца связано с пределом текучести σ_T ($T, de/dt$), зависящим от температуры (T) и скорости нагружения (de/dt), и перенапряжением (Q), являющимся функцией нагрузки, геометрии концентратора напряжений, образца и способа нагружения [2]:

$$\sigma_{11max} = \sigma_T(T, de/dt) \cdot Q \quad (1)$$

Соответственно максимальное локальное растягивающее напряжение перед надрезом при нагрузке общей текучести достигает своего наибольшего значения - критического

максимального локального растягивающего напряжения (σ_F).

$$\sigma_F = \sigma_{11\max} = \sigma_T(T_{кр}, de/dt) \cdot Q_{от} \quad (2)$$

Исследования проводили на стали 10кп, испытания проводили на круглых образцах с кольцевыми проточками глубиной 2,00 мм, углами раскрытия надрезов 30°, 60°, 120° и U-образными. Термообработку образцов проводили по режиму: нагрев 1000°C, 60 мин, охлаждение на воздухе. Испытания проводили растяжением на испытательной машине Instron при скоростях нагружения 2,20 и 200 мм/мин и различных температурах испытания в диапазоне от 77 до 293 К.

Испытания заключались в нагружении до разрушения образцов с выточками, а также гладких и установлении разрушающей нагрузки и нагрузки общей текучести в температурном интервале испытаний 77-293К. Далее определяли температуру совпадения этих нагрузок и соответствующий ей предел текучести. По результатам испытаний и расчета критических максимальных локальных растягивающих напряжений методом конечных элементов была построена их зависимость от температуры испытаний.

Исследования проводили на стали 10кп, выплавленной в открытой индукционной печи. Использовали образцы на растяжение диаметром 8,00 мм гладкие и с кольцевыми проточками глубиной 2,00 мм, углами раскрытия 30°, 60°, 120° и U-образными. Термообработку проводили по режиму: нагрев 1000°C, 60 мин, охлаждение на воздухе. Размер зерна после такой термообработки составлял 30 мкм. Испытания проводили растяжением на испытательной машине "Instron" при скоростях нагружения 2,20 и 200 мм/мин и различных температурах испытания в диапазоне от 77 до 293 К. Регистрировали разрушающую нагрузку P_R и нагрузку общей текучести $P_{от}$. По результатам испытания гладких образцов определяли температурную зависимость предела текучести при скорости нагружения 2,20 и 200 мм/мин.

Проводили анализ влияния геометрии надреза на величину критического максимального локального растягивающего напряжения. По аналогичной методике испытывали образцы, различающиеся геометрией надрезов и проводили расчет максимальных локальных растягивающих напряжений методом конечных элементов.

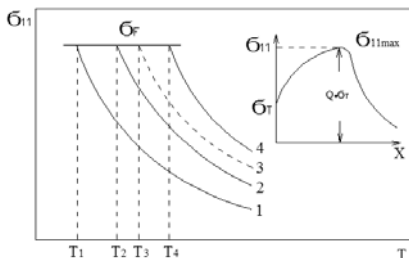


Рис. 1. Схема влияния перенапряжения на критическую температуру хрупкости. 1 - гладкий образец; 2 - образец с U-надрезом; 3 - образец с V-надрезом; 4 - образец с трещиной

Существует температура (T_1, T_2, T_3, T_4), при которой в образцах различных геометрий $\sigma_{11\max}$ может достигнуть критического значения - σ_F [1].

$$\sigma_{11\max}(T_{кр}) = \sigma_F \quad (3)$$

Причем эта критическая температура (T_1, T_2, T_3, T_4) зависит от остроты концентратора напряжений. Эта температура ($T_{кр}$), в дальнейшем называемая критической температурой хрупкости, феноменологически соответствует температуре, при которой нагрузка общей текучести $P_{от}$ достигает разрушающей нагрузки P_R . Условие локального разрушения при этом имеет вид:

$$\sigma_F = \sigma_T(T_{кр}, de/dt) \cdot Q_{от} \quad (4)$$

где $Q_{от}$ - перенапряжение общей текучести образца с концентратором напряжений.

Известно, что зависимость предела текучести $\sigma_T(T, de/dt)$ от температуры испытаний (T) и скорости нагружения (de/dt) имеет вид:

$$\sigma_T(T, de/dt) = \sigma_T(T_o, de/dt) \cdot \exp \left\{ \beta \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_o} \right) \right\}^n \quad (5)$$

где $\sigma_T(T_0, de/dt)$ - предел текучести при комнатной температуре, определенный при скорости нагружения (de/dt) , $T_0 = 293$ К, β , n - коэффициенты, зависящие от типа стали.

Выразив критическую температуру хрупкости явным образом из (3) получили зависимость $T_{кр} = F(\beta_F; \beta_T; Q_{от})$, учитывающую влияние сопротивления разрушению (β_F), текучести (β_T) (зависящей от скорости нагружения de/dt) и геометрии образца, концентратора напряжений и способа нагружения ($Q_{от}$):

$$T_{кр} = [1/T_0 + (\ln(\beta_F / (Q_{от} \beta_T(T_0, de/dt)))^{1/n} / \beta)]^{-1} \quad (6)$$

где β , n коэффициенты связи предела текучести с температурой, зависящие от марки стали и приведенные в известных справочниках; T_0 - нормальная температура (20 С); β_T - предел текучести при нормальной температуре (T_0).

Полученное выражение (6) дает возможность расчетом определить критические температуры хрупкости стальных образцов или деталей с концентраторами напряжений различных типов. Для этого необходимо знать критическое максимальное локальное напряжение (β_F) предел текучести стали при комнатной температуре (T_0), определенный при скорости нагружения, равной скорости нагружения зоны локального разрушения детали, коэффициенты n и β и перенапряжение общей текучести исследуемого образца или детали ($Q_{от}$).

Литература

1. Мишин В.М., Кислюк И.В., Саррак В.И. Связь критической температуры хрупкости с геометрией концентратора напряжений и скоростью нагружения. // Проблемы прочности. – 1991. – № 12. – С.35-39.
2. Сибилев А.Н., Мишин В.М. Установление критерия хладноломкости стальных образцов на основе критерия локального разрушения. / Журнал «Фундаментальные исследования». – 2013. – №4. – С.843–847.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА И ДЕФОРМИРОВАНИЯ ХРУПКИХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Смолин И.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В.

Россия, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томский государственный университет, smolin@ispms.tsc.ru

NUMERICAL MODELING OF PORE SPACE STRUCTURE AND DEFORMATION OF BRITTLE POROUS MATERIALS

Smolin I.Yu., Eremin M.O., Makarov P.V.

Russia, Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk State University, smolin@ispms.tsc.ru

To describe the mechanical response of brittle porous materials at mesoscale, first, pore space structures are generated and, second, their deformation is modeled. Mesoscale porosity is taken into account explicitly with consideration of two types of model pore space morphology: overlapping spherical pores and overlapping spherical solids. For deformation modeling the evolutionary approach is applied with considering the material mesovolumes as non-linear dynamic systems. The nonlinear constitutive equations describe damage accumulation and their impact on the degradation of the strength properties of the elastic frame. The obtained results of numerical simulations reveal little influence of pore space morphology on the characteristics of damage in the frame. The averaged stress-strain diagram is sensitive not only to the value of porosity but also to the pore morphology. The strength limit has analogous dependence.

Керамики, костные ткани, геосреды и другие искусственно созданные и природные пористые материалы являются иерархически организованными многомасштабными системы. В полях внешних приложенных сил эволюция такой сложной системы приводит к накоплению повреждений разных масштабов и формированию новых структур, т.е. усложнению самой системы. Фундаментальными проблемами при моделировании таких сред является построение моделей самих поровых структур, а также определяющих уравнений, описывающих все аспекты их механического поведения.

Для создания модельных пористых структур рассмотрены две разные их морфологии: перекрывающиеся сферические поры (ПСП) и перекрывающиеся сферические тела (ПСТ) [1]. В первом случае модельный образец состоит из сплошного тела, включающего в себя случайно расположенные сферические пустоты разного радиуса. В реальных материалах это соответствует изолированным порам при низкой пористости. Во втором случае геометрическая модель строится заполнением объема сферическими частями сплошного материала, которые могут перекрываться и располагаются в пространстве случайно с разными радиусами. Эта модель является отражением процесса получения керамического материала спеканием идеальных сферических частиц (порошка).

Эффективным подходом к изучению деформирования подобных сред является развиваемая авторами эволюционная методология [2 – 4]. В соответствии с эволюционной концепцией описания процессов деформирования и последующего разрушения материалов полная система уравнений при описании движения сплошной среды включает в себя фундаментальные законы сохранения массы, импульса и энергии, геометрические соотношения и две группы определяющих соотношений. Определяющие уравнения первой группы задают связь между напряжениями и деформациями в релаксационной (скоростной) форме: скорости приращения напряжений пропорциональны скоростям приращения упругих деформаций, которые представляют собой разность скоростей полных и неупругих деформаций. Задачей эволюционных определяющих уравнений второй группы является определение скоростей неупругих деформаций, входящих в определяющие уравнения первой группы. В общем случае это кинетические уравнения, задающие скорости неупругой деформации и обеспечивающие релаксацию упругих напряжений. Здесь скорости неупругой деформации определены в соответствии с теорией пластического течения, что соответствует мгновенной релаксации напряжений. За основу взята модель пластичности Друккера – Прагера – Николаевского с неассоциированным законом течения. Предельная поверхность напряжений записана в форме Мизеса – Шлейхера. Это позволяет учесть зависимость сдвиговой прочности от давления и описать разную прочность материала в условиях сжатия и растяжения. Поскольку пластический потенциал не совпадает с функцией текучести, то значение дилатансии не зависит от внутреннего трения.

Разрушение материала в развиваемом подходе описано как процесс деградации прочности материала до нуля. Эта деградация осуществляется через параметр поврежденности, эволюция которого состоит из двух стадий: предразрушения, на которой повреждения копятся постепенно, и сверхбыстрой катастрофической стадии эволюции, когда формируются трещины. Важно, что скорость накопления повреждений зависит от коэффициента Лоде – Надаи. Таким образом, отклик среды на вид напряжённого состояния формируется в среде в процессе её нагружения, определяя её текущую прочность [4].

Результаты моделирования получены решением полной системы уравнений в трехмерной постановке методом конечных разностей по схеме второго порядка точности, подробно описанной в работе [5]. Расчеты механического поведения в условиях одноосного сжатия были проведены для модельных объектов указанных двух типов морфологии и разных значений пористости. Физико-механические свойства в расчетах соответствовали частично стабилизированному диоксиду циркония в тетрагональной фазе.

Анализ усредненных диаграмм нагружения показал, что для образцов с меньшей пористостью диаграммы идут выше, что согласуется с экспериментальными и теоретическими данными. Для одной и той же пористости ниже расположены диаграммы для ПСТ-морфологии, что для чисто упругого поведения соответствует данным статьи [1] и экспериментальным исследованиям [6]. В отношении прочностных характеристик лучше коррелируют с экспериментами расчетные данные для ПСП-морфологии [6].

Некоторые результаты расчетов и изображения модельных структур в дискретном представлении расчетной сеткой из кубических ячеек (вокселов) представлены на рисунке 1.

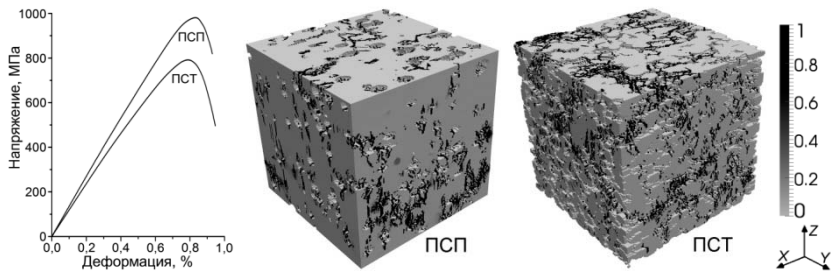


Рис. 1. Расчетные диаграммы нагружения и распределения поврежденности на поверхностных гранях исследуемых объемов с пористостью 15% и разной морфологией пор.

Список литературы

1. Roberts A. Garboczi E. Elastic properties of model porous ceramics // J. Am. Ceram. Soc. 2000. Vol. 83. № 12. P. 3041 – 3048.
2. Макаров П.В. Эволюционная природа деструкции твердых тел и сред // Физ. мезомех. 2007. Т. 10. № 3. С. 23 – 38.
3. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твердых тел и сред // Физ. мезомех. 2008. Т. 11. № 3. С. 19 – 35.
4. Костандов Ю.А., Макаров П.В., Еремин М.О., Смолин И.Ю., Шиповский И.Е. О разрушении хрупких тел с трещиной при сжатии // Прикладная механика. 2013. Т. 49. №1. С. 124 – 132.
5. Wilkins M.L. Computer Simulation of Dynamic Phenomena. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1999. 246 p.
6. Буякова С.П., Кульков С.Н., Масловский В.И. Структура, фазовый состав и механическое поведение керамики на основе диоксида циркония // Вестник Томского государственного университета. Бюллетень оперативной научной информации. 2003. № 13. С. 28 – 34.

AB-INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ И УПРУГИХ СВОЙСТВ

В-СПЛАВОВ $Ti_{1-x}Zr_xNb_x$

Тимошевский А.Н., Яблоновский С.О., Ивасишин О.М.

Институт металлофизики НАН У, бульв. Вернадского-36, г. Киев, 03142, Украина

E-mail: tim@imag.kiev.ua

Elastic properties of Ti based β -alloy were studied by the method of the model structure first principle calculations. Concentration dependence of Young modulus for the binary β -alloy $Ti_{1-x}Nb_x$ was discovered. It is shown that peculiarities visible at 0.15-0.18% a.u. concentrations can be related to the different Nb atoms distribution. Detailed comparison of the calculation results with the measurement results was done. Young modulus for the set of the ordered structures with different Nb atoms location, which simulate triple β -alloys $Ti_{1-x-y}Zr_yNb_x$ have been calculated. The results of these calculations allowed us to suggest the concentration region for single-phase ternary β -phase alloys possessing low values of Young's modulus.

В настоящее время β -сплавы титана широко применяются в медицине по причине их биосовместимости и низкой токсичности. Эти сплавы должны обладать достаточно низкими модулями упругости. Известно, что в отличии от бинарных β -сплавов $Ti_{1-x}Nb_x$, однофазные β -сплавы

$Zr_{1-x}Nb_x$ существуют при гораздо меньших концентрациях ниобия [1]. Известно также, что эти сплавы обладают более низкими модулями упругости по сравнению с $Ti_{1-x}Nb_x$. Таким образом частичное замещение титана цирконием в этом сплаве должно оказывать двойное влияние на свойства тройного сплава по сравнению с бинарным: понижать концентрацию ниобия, при которой тройной β -сплав будет однофазным и одновременно уменьшать значения

модулей упругости сплава. Проведение высокоточных квантово-механических расчетов позволяет детально изучить различные факторы, влияющие на формирование упругих свойств сплава. Первопринципное компьютерное моделирование атомного строения и упругих свойств сплавов является важным этапом, позволяющим более эффективно проводить экспериментальные работы по целенаправленному поиску тройных сплавов с нужными упругими свойствами. Настоящая работа посвящена первопринципному моделированию атомной структуры и модулей Юнга бинарного β -сплава $Ti_{1-x}Nb_x$ в концентрационном интервале $x=0.07 - 0.25$. Второй задачей данной работы является исследование влияния частичного замещения титана цирконием на атомную структуру и упругие свойства тройного β -сплава $Ti_{1-x-y}Zr_yNb_x$. Высокоточным методом FLAPW (пакет Wien2k [2]) рассчитаны постоянные упругости C_{11} , C_{12} , C_{44} и модули Юнга для упорядоченных bcc структур $Ti_{54-n}Nb_n$ ($n = 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14$) двух типов А и В, которые моделируют сплавы $Ti_{1-x}Nb_x$ ($x=0.037, 0.074, 0.11, 0.148, 0.185, 0.222, 0.259$) с разным расположением атомов ниобия. В структуре типа В у каждого атома ниобия ближайшим соседом является один или несколько атомов титана, а в структуре типа А только атомы титана. Структуры выбирались размером $3a_0 \times 3a_0 \times 3a_0$. Использование метода FLAPW позволило провести детальное исследование электронной структуры: рассчитать парциальные плотности электронных состояний и пространственное распределение электронной плотности. Объемные модули упругости и модули сдвигов C_{11} , C_{12} , C_{44} были рассчитаны методом VRH [3]. Результаты моделирования хорошо описывают особенности экспериментальной зависимости (рис. 1).

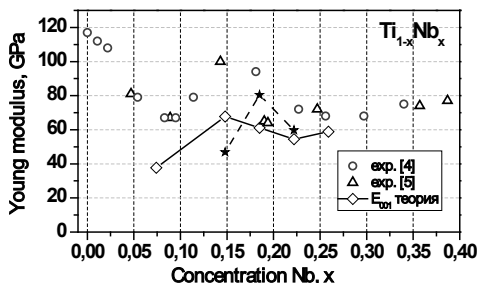


Рис.1 Экспериментальные и теоретически рассчитанные концентрационные зависимости модулей Юнга β -сплава $Ti_{1-x}Nb_x$.

Как следует из наших расчетов, онцентрационная зависимость модулей Юнга однофазного бинарного β -сплава не является гладкой функцией и имеет особенность в области концентрации ниобия $x=0.15-0.18$ (рис. 1). Эти результаты хорошо коррелируют с экспериментальными данными, полученными в работах [4,5], приведенных на этом же рисунке. В настоящей работе использовались модельные структуры большего размера, что позволило более точно учесть деформационные эффекты, возникающие в сплаве при замещении атомов Ti атомами Nb и благодаря

этому более точно моделировать упругие свойства сплава.

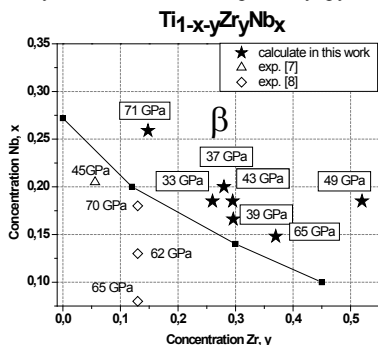


Рис.2 Области существования однофазных и многофазных тройных β -сплавов Ti-Zr-Nb

Показано, что при увеличении концентрации ниобия, происходит существенное изменение электронного строения, модельных структур и значений модулей Юнга. Другим важным фактором, который влияет на значения модулей, является тип расположения атомов ниобия в элементарной ячейке модельной структуры. Структуры В типа оказались энергетически выгоднее. На рис. 1 значения модулей Юнга структур типа В отмечены звездочкой. Представляет интерес частично заместить титан таким количеством циркония, чтобы моделируемый тройной сплав обладал более низкими модулями Юнга по сравнению с бинарным и был однофазным. Для этого мы выбрали модельные структуры А типа с разным содержанием циркония: $Ti_{44-n}Zr_nNb_{10}$. Для

набора модельных структур были проведены расчеты атомного строения и упругих свойств. Результаты расчетов прогнозируют существенное снижение значений модулей Юнга в тройных сплавах по сравнению с бинарными. Однако вопрос о том будут ли тройные сплавы, исследованные нами, однофазными β -сплавами к сожалению не может быть решен методами первопринципного моделирования. Для выяснения возможности существования однофазных образцов тройных β -сплавов мы воспользовались результатами работы [6]. В этой работе подробно исследовано влияние частичного замещения атомов титана цирконием на фазовый состав тройных β -сплавов Ti-Zr-Nb в широком концентрационном интервале. На основе этих результатов мы построили зависимость минимальной концентрации ниобия, при которой тройной β -сплав является однофазным, от концентрации циркония. График такой зависимости приведен на рисунке 2. Это позволило получить область существования тройного β -сплава. На рисунке звездочкой обозначены сплавы, упругие свойства которых моделировались в настоящей работе. Приведены прогнозные значения модулей Юнга, полученные с помощью модельных структур А типа. Из этого рисунка следует, что поиск однофазных образцов с низкими модулями Юнга необходимо проводить в заштрихованной области и, по-видимому, с концентрациями ниобия 0.15-0.20 и 0.25-0.3 циркония. Для сравнения на рисунке 2 приведены экспериментальные результаты работ [7, 8]. Образцы, исследованные в этих работах, оказались многофазными, что отразилось на высоких значениях их модулей Юнга.

Литература

1. S. Banerjee and P. Mukhopadhyay. 12:259, 2007.
2. Blaha, K. Schwarz, G. K. H. Madsen, D. Kvasnicka and J. Luiz. Tech. Universität Wien, Austria, ISBN 3-9501031-0-4, (2001).
3. R. Hill. Proc. Phys. Soc. A, 65:349, 1952.
4. S.G. Fedotov and O.K. Belousov. Phys. Met. Metallorg. (USSR), 17(5):83, 1964.
5. H. M. Ledbetter. J. Phys. D: Appl. Phys., 13:1879, 1980.
6. M. Abdel-Hady, H. Fuwa, K. Hinoshita, H. Kimura, Y. Shinzato, and M. Morinaga. Scripta Materialia, 57(11):1000, 2007.
7. V. Brailovski, S. Prokoshkin, M. Gauthier, K. Inaekyan, S. Dubinskiy, M. Petrzhhik, and M. Filonov. Materials Science and Engineering: C, 31(3):643, 2011.
8. M. da Silvab C. de Moura Netob S. Schneidera, S. G. Schneidera. MaterialsResearch, 8(4):435, 2005.

AB-INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИНАРНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ Fe-C И Fe-N

Тимошевский А.Н., Яблоновский С.О.

*Институт металлофизики НАНУ, бульв. Вернадского-36, г. Киев, 03142, Украина
E-mail: tim@imaf.kiev.ua*

In this work, we have studied atomic structure of nitrogenous austenite. High precision ab-initio calculation was utilized for the calculation of the pair potentials of interatomic interactions N-N in FCC Fe lattice. These potentials were used for the Monte Carlo modeling of the short range order in the Fe-N system. It was discovered that in FCC Fe lattice, nitrogen atoms might be partially ordered. In this case, atomic structure of nitrogenous austenite is characterized by availability of the Fe₆N phase with the short range order over the N atoms located in the third coordination sphere.

Благодаря своим уникальным свойствам аустенитные многокомпонентные стали имеют широкое применение. Для стабилизации ГЦК фазы железа используют такие легирующие элементы как никель, хром, марганец и другие. Легирование сталей азотом и углеродом также приводит к стабилизации ГЦК структуры, что позволяет уменьшить использование дорогостоящих элементов. Внедрение азота приводит к возникновению уникальных свойств стали, которые заключаются в сочетании прочности, твердости и устойчивости к коррозии. До сих пор остается не понятным, почему именно азот приводит к таким уникальным свойствам. Для исследования этого эффекта представляет интерес на первом этапе изучить электронное строение и ближний порядок в более простых бинарных аустенитных сплавах Fe-N и Fe-C. Эти

сплавы - твёрдые растворы внедрения, в которых атомы углерода и азота находятся в междузельных положениях ГЦК решетки железа. Образцы таких бинарных сплавов, как правило, представляют собой тонкие фольги. Поэтому существуют трудности при экспериментальных исследованиях распределения в них азота и углерода дифракционными методами. В данном случае эффективным экспериментальным методом исследования ближнего порядка является Мёссбауэровская спектроскопия. Однако существует неоднозначность в интерпретации Мёссбауэровских спектров, а именно, в разложении их на компоненты. Это является одной из причин того, что в настоящее время нет единого мнения о том, как распределен азот в ГЦК железа, хотя существует много работ, посвященных изучению данной проблемы. Целью данной работы являлось теоретическое исследование распределения атомов азота и углерода в решётке ГЦК железа. На первом этапе решалась задача нахождения потенциалов парного межатомного взаимодействия N-N и C-C в ГЦК решетке железа, используя метод кластерного разложения [1]. Для этого были проведены расчёты полных энергий набора модельных структур $Fe_{32}A_n$ ($A = C, N$; $n=2, 3, 4$) с разным распределением атомов внедрения. На втором этапе с помощью рассчитанных парных потенциалов проводилось Монте-Карло моделирование ближнего порядка в бинарных аустенитных сплавах Fe-N и Fe-C. На третьем этапе были проведены расчеты электронной структуры и параметров сверхтонких взаимодействий в ряде упорядоченных структур, моделирующих локальный ближний порядок в сплавах Fe-N и Fe-C, что позволило теоретически рассчитать распределение интенсивности в Мёссбауэровских спектрах этих сплавов и провести детальное сравнение с экспериментальными данными. Для нахождения парных потенциалов межатомного взаимодействия атомов использовался высокоточный *ab-initio* метод FLAPW [2]. Аустенитные сплавы являются парамагнитными материалами. Поэтому полные энергии упорядоченных структур, моделирующих сплавы с разной концентрацией и разным расположением атомов углерода и азота, рассчитывались в немагнитном приближении, при этом проводилась полная структурная оптимизация геометрии решетки.

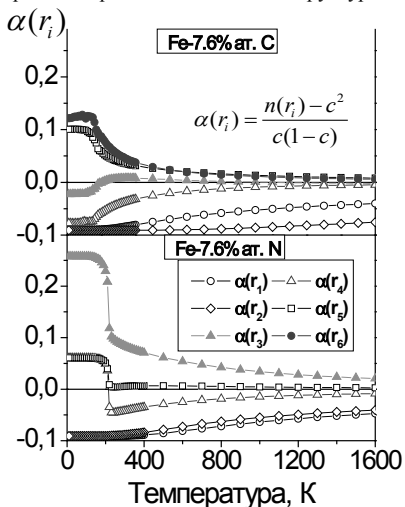


Рис.1 Температурные зависимости параметров ближнего порядка α_i в сплавах Fe-7.6% ат. N и Fe-7.6% ат. C.

Для расчета парных потенциалов взаимодействия C-C и N-N использовались 11 модельных структур. Монте-Карло моделирование показало, что атомы углерода в ГЦК решетке железа отталкиваются и располагаются на максимально больших расстояниях друг от друга. Рассчитаны температурные зависимости коэффициентов ближнего порядка. Результаты этих расчетов представлены на рис.1. В отличие от углерода, в сплаве Fe-N при понижении температуры возрастает коэффициент ближнего порядка $\alpha(r_3)$, что свидетельствует о частичном упорядочении атомов азота в третьей координационной сфере друг относительно друга. Это соответствует объединению октаэдров Fe_6N таким образом, что они не имеют общих атомов железа. Рассчитанные температурные зависимости коэффициентов ближнего порядка в аустенитном сплаве Fe-N показывают, что даже при достаточно высоких температурах (с которых производится закалка сплава) наблюдается частичное упорядочение атомов азота в третьей координационной сфере.

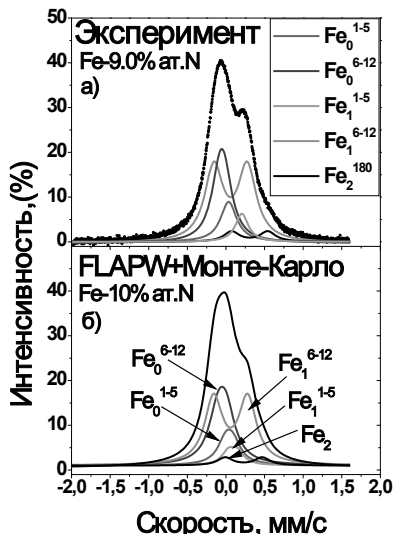


Рис.2. Распределение N в третьей координационной сфере в решетке ГЦК железа.

По числу атомов железа каждого типа были определены интенсивности каждой компоненты в Мёсбауэровском спектре сплава Fe-10% ат. N, что позволило теоретически рассчитать распределение интенсивности в спектре и провести сравнение с экспериментальными результатами. Результаты такого сравнения приведены на рис.2. Наблюдается хорошее согласие теории и эксперимента. Полученные в работе потенциалы парного межатомного взаимодействия N-N были использованы для расчета термодинамической активности атомов азота в ГЦК решетке железа. Расчет активности проводился в большом каноническом ансамбле, т.е. фиксировался химический потенциал и вычислялась средняя концентрация атомов азота. На Рис. 3 приведены экспериментальные [3] и рассчитанные концентрационные зависимости активности азота относительно бесконечно разбавленного раствора при температуре 973K. Видно, что полученные нами потенциалы парного взаимодействия позволили получить хорошее согласие теоретических и экспериментальных результатов. Таким образом, в настоящей работе показано, что при внедрении атомов азота в ГЦК решетку железа происходит частичное упорядочение азота в третьей координационной сфере и в решетке формируются кластеры со стехиометрией Fe_6N .

Литература

1. J.M.Sanchez, F.Ducastelle, D.Gratias // Physica A– 1984. – Vol. 128, no. 1-2. – P.334-350.
2. Blaha, K. Schwarz, G. K. H. Madsen, D. Kvasnicka and J. Luiz. Tech. Universität Wien, Austria, ISBN 3-9501031-0-4, (2001).
3. Hillert, M and M. Jarl, M., Metallurgical Transactions A 6, no. 2, p. 553 (1975)

Это означает, что в реальном сплаве существуют кластеры разных размеров со стехиометрией Fe_6N . Наличие такого сложного ближнего порядка в сплаве, возможно, является причиной его уникальных физических свойств. Из температурной зависимости коэффициентов ближнего порядка (τ_j) ($j=5,6$) (рис.1) для углеродистого аустенита видно, что происходит частичное упорядочение атомов углерода в пятой и шестой координационных сферах, что соответствует отталкиванию атомов углерода. Результаты Монте-Карло моделирования ближнего порядка, позволили определить модельные упорядоченные структуры, которые передают основной мотив ближнего порядка в аустенитах Fe-N и Fe-C. С использованием пяти таких модельных структур стехиометрии $Fe_{32}N_3$ с разным распределением атомов азота были рассчитаны средние параметры сверхтонких взаимодействий на ядрах атомов железа разного типа. Расчеты позволили выделить пять типов атомов железа с разными квадрупольными расщеплениями и изомерными сдвигами. По результатам Монте-Карло моделирования количество атомов железа разного типа также оказалось равным пяти.

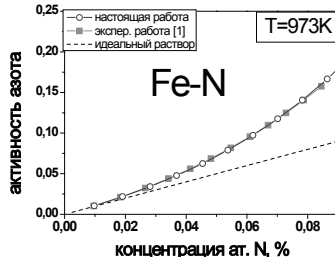


Рис.3. Концентрационные зависимости активности азота (эксперимент и теория) в аустените Fe-N

**ПРИМЕНЕНИЕ ТРЕХПОДРЕШЕТОЧНОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ
СТРУКТУРНЫХ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЛЯ ОЦК-ФАЗЫ
СИСТЕМЫ Fe-Cr**

Удовский А.Л., Купавцев М.В., Васильев Д.А.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
Москва, 119991, Ленинский проспект д.49 корп.1
udovsky@imet.ac.ru, kmv@imet.ac.ru*

APPLYING OF THREE- SUBLATTICE MODEL FOR DESCRIPTION MODELING OF
STRUCTURAL AND THERMODYNAMIC PROPERTIES FOR BCC-PHASE OF FE-CR SYSTEM
Udovsky A.L., Kupavtsev M.V., Vasiliev D.A.

The system of equations of states is obtained at 0 K. It was made by minimizing the functional for independent internal parameters of models, and the deformation (caused by the presence of the size factor). The parameters of energies was obtained by using the results of quantum-mechanical calculations for the BCC alloys in the ferromagnetic state of Fe-Cr at 0 K.

В данной работе для описания системы Fe-Cr рассматривается применение трехподрешеточной модели (ЗПМ) в приближении взаимодействия атомов, расположенных в трех координационных сферах (КС), для моделирования параметров ближнего порядка и статических смещений атомов из узлов средней кристаллической решетки. В рамках ЗПМ для бинарных сплавов в [1] рассматривается расширенная ячейка, содержащая 8 ОЦК решеток, в которой могут размещаться 16 атомов (см. рис.1). В приближении 3-х КС записывается функционал свободной энергии межатоминого взаимодействия атомов обоих компонентов [1], которые могут располагаться во всех трех подрешетках. При T=0 K функционал свободной энергии смещения в зависимости от состава можно записать:

$$\Delta F_{tot}(z_1^A, z_2^B, z_3^C, \varepsilon_{hkl}, 0) = E_0(z_1^A, z_2^B, z_3^C) + E_{elast}(z_1^A, z_2^B, z_3^C, \varepsilon_{hkl}), \quad (1)$$

где энергия смещения средней кристаллической решетки ОЦК – раствора описывается уравнением

$$\begin{aligned} \Delta E_0 = & a_{11} \cdot z_1^A \cdot (1 - z_1^A) + a_{12} \cdot z_1^A \cdot (1 - z_2^B) + a_{13} \cdot z_1^A \cdot (1 - z_3^C) + \\ & a_{21} \cdot z_2^B \cdot (1 - z_1^A) + a_{22} \cdot z_2^B \cdot (1 - z_2^B) + a_{23} \cdot z_2^B \cdot (1 - z_3^C) + \\ & a_{31} \cdot z_3^C \cdot (1 - z_1^A) + a_{32} \cdot z_3^C \cdot (1 - z_2^B) + a_{33} \cdot z_3^C \cdot (1 - z_3^C), \quad y^j + z_j^j = 1, I=A,B,C; j=1,2,3; \end{aligned} \quad (2)$$

Из (2) видно, что количество энергетических параметров модели a_{ij} равно девяти.

Поиск энергетических параметров осуществлялся с учетом условий (системы уравнений состояния)

$$\frac{\partial(\Delta E_{tot})}{\partial z_1^A} = 0, \quad \frac{\partial(\Delta E_{tot})}{\partial z_2^B} = 0, \quad (3)$$

что сократило систему линейных уравнений на поиск параметров модели a_{ij} и позволило однозначно найти начальные энергетические параметры в (2).

Результаты. Были рассчитаны концентрационные зависимости распределения атомов Cr в первых трех КС, по которым были рассчитаны параметры ближнего порядка (БП) в 1 – 3-ой КС (4) и параметры ближнего порядка, усредненные по первым двум и трем КС (5).

$$\alpha_1 = \frac{y^B - \frac{8}{26}x}{1-x}, \quad \alpha_2 = \frac{y^C - \frac{6}{26}x}{1-x}, \quad \alpha_3 = \frac{y^A - \frac{12}{26}x}{1-x}, \quad \frac{12}{26}y^A + \frac{8}{26}y^B + \frac{6}{26}y^C = x_{Cr} \equiv x; \quad (4)$$

$$\alpha_{1-2} = \frac{8 \cdot \alpha_1 + 6 \cdot \alpha_2}{14}, \quad \alpha_{1-2-3} = \frac{8 \cdot \alpha_1 + 6 \cdot \alpha_2 + 12 \cdot \alpha_3}{26}. \quad (5)$$

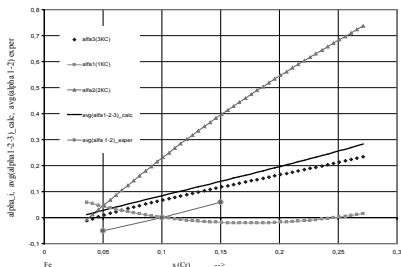


Рис.2.Сопоставление рассчитанных параметров ближнего порядка, усредненных по первым 3 КС, с экспериментальными данными по параметрам ближнего порядка, усредненными по первым 2 КС [5-6] для ферромагнитных Fe-Cr ОЦК - сплавов.

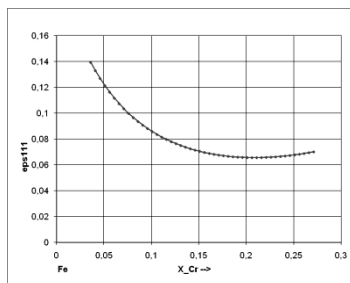


Рис.3. Рассчитанные при 0К равновесные статические смещения атомов Fe в 1-ой КС относительно атомов примеси, в зависимости от состава в ферромагнитных ОЦК сплавах системы Fe-Cr

Результаты расчета сопоставлены с результатами экспериментов по параметру ближнего порядка, усредненного по 1-2 КС, полученные методом рассеяния нейтронов [5-6]-рис.2; получено удовлетворительное согласие. Сравнение рассчитанных значений параметров ближнего порядка, усредненных по первым двум КС, с экспериментальными соответствующими данными показывает, что с ростом концентрации хрома происходит инверсия параметра ближнего порядка. Хотя количественно смена знака экспериментального параметра ближнего порядка происходит при 10 ат.% Cr, тогда как у расчетной зависимости параметра ближнего порядка происходит при 3 ат.% Cr.

Решение системы уравнений основного состояния (5) позволило рассчитать равновесные статические смещения атомов, расположенные в 1-ой КС относительно атомов примеси, в зависимости от состава при 0К – рис.3.

Настоящие исследования выполнены при поддержке грантами РФФИ № 09-03-00983_a, РФФИ № 13-03-00462_a и ОХНМ-02 (2012 год), НШ-3050.2012.3.

1. Удовский А.Л. Трехподрешеточная модель, учитывающая анизотропию спиновой плотности, ближний порядок и размерный фактор для двойных систем Fe-Cr(V, Mo) // *Металлы* №5, 2011. с. 121-143.

2. A.L.Udovsky, M.V.Kupavtsev, D.A.Vasilyev. Применение 3-х подрешеточной модели в приближении 3-х координационных сфер для расчета концентрационных зависимостей распределения атомов для окс-растворов системы Fe-Cr // 3-я Международная конференция. HighMatTech.3–7 октября 2011 г. Киев, Украина.

3. Olsson P., Abrikosov I.A., Vitos L., Wallenius J. Ab initio formation energies of Fe-Cr alloys // *J.Nuclear Materials*. 2003. V. 321. p.84-90.

4. Мирзоев А.А., Ялалов М.М., Мирзаев Д.А. Расчет энергии смешения сплавов Fe-Cr первопринципными методами компьютерного моделирования // *ФММ*, 2003, т. 97, с.336-343.

5. Mirebeau I., Hennion M., Parette G., First measurement of short-range-order inversion as a function of concentration in a transition alloy, *Phys. Rev. Lett.*, 1984, v.53, N 7, p.687.-690.

6. Mirebeau I., Parette G., Neutron study of the short range order inversion in Fe(1-x)Cr(x), *Physical Review B*, 82 (2010).

МОДЕЛЬ ПРЕДЕЛЬНОГО ИСЧЕРПАНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Цыбапёв Г.В., Новиков А.И.

*Украина, Киев, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины,
andrii.i.novikov@gmail.com*

Рассмотрены основные положения модели предельного исчерпания пластичности, предложенной авторами ранее [1]. В ней не требуется принятия гипотезы суммирования усталостных повреждений, так как повреждение материала рассматривается как непрерывное упрочнение/разупрочнение до исчерпания ресурса пластичности материала, в результате чего наступает его предельное состояние – разрушение.

Аналитические изложения разработанной модели основываются на расчетном подходе, предложенном Н.Н.Афанасьевым [2], с применением деформационной схемы упрочнения Орована. Эта модель, с учетом новых предположений и принятием других исходных данных, адаптирована к области многоциклового и гигациклового усталости. Для описания процесса упрочнения-разупрочнения материала, который выражается в изменении локального циклического предела текучести (ЛЦПТ), введем функцию исчерпания пластичности в виде: Текущее значение ЛЦПТ на $(i+1)$ -ом полупериоде через текущее значение первой производной неопределенного аналитического уравнения диаграммы циклического исчерпания пластичности – $(\partial f(\varepsilon_{ine})/\partial \varepsilon_{ine})|_{\varepsilon_{ine,i}}$ запишется как:

$$\sigma_{T,i+1} = \sigma_{T,i} + \frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \cdot \left(\pm 1 - \frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \cdot \left(T_2 \pm \frac{T_1}{E} \right) \right)^{-1} \Bigg|_{\varepsilon_{ine,i}} \cdot \varepsilon_{ine,i} \quad (1)$$

где $\sigma_{T,i+1}, \sigma_{T,i}$ – ЛЦПТ в $(i+1)$ -ом и i -ом полупериоде нагружения, соответственно, причем $i \in 0 \dots 2N$, а N – количество циклов до разрушения при заданной амплитуде циклического напряжения σ_a ; $\Delta\sigma_{T,i}$ – прирост ЛЦПТ в процессе наработки от i -того полупериода к $(i+1)$ -ому; $f(\varepsilon_{ine})$ – функция исчерпания пластичности; E – модуль упругости I -ого рода; $\varepsilon_{ine}, \varepsilon_{ine,i}$ – амплитуда неупругой деформации и ее значение в i -ом цикле нагружения; T_1 – триггер, который определяет учет добавочной неупругости ($T_1 \in \{0;1\}$) [1]; T_2 – триггер, который определяет учет производной ($T_2 \in \{0;1\}$).

Зависимость (1) представляет собой уравнение для определения прироста ЛЦПТ в каждом полупериоде нагружения в рекуррентной форме. Проинтегрировав дифференциальное уравнение, построенное на (1), получим выражение которое представляет собой уравнение кривой усталости, составленное для предельного состояния при циклическом нагружении:

$$N = \frac{1}{2} \cdot \int_{\sigma_{T,0}}^{\sigma_{T,cv}} \left(\pm \frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \right)^{-1} - \left(T_2 \pm \frac{T_1}{E} \right) \frac{d\sigma_T}{\varepsilon_{ine}} \quad (2)$$

где $\sigma_T, \sigma_{T,0}, \sigma_{T,cv}$ – текущее, исходное и критическое значения ЛЦПТ; n – долговечность.

Для конкретизации уравнений (1) и (2) необходимо задаться видом функции исчерпания пластичности и уравнением диаграммы циклического деформирования локальной зоны, которое учитывает накопление усталостных повреждений за счет исчерпания пластичности (такая диаграмма в дальнейшем названа полной). Для этого предположим, что ядро функции исчерпания пластичности определяется некоторой степенной функцией, величина которой зависит от неупругой деформации:

$$f(\varepsilon_{ine}) = b(\varepsilon_{ine})^a \quad (3)$$

где a, b – показатели нелинейности и пропорциональности, соответственно.

Для аналитического описания полной диаграммы циклического деформирования локальной зоны используем диаграмму деформирования для стадии стабилизации деформаций с модифицированной частью, которая отвечает за изменение неупругих деформаций с наработкой [1]:

$$\varepsilon_a(\sigma_a, D_\varepsilon) = \varepsilon_e(\sigma_a) + \varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon), \quad (4)$$

где $\varepsilon_a(\sigma_a, D_\varepsilon), \varepsilon_e(\sigma_a), \varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon)$ – функции, которые описывают амплитуду полной, упругой и неупругой составляющей полной диаграммы циклического деформирования, соответственно.

Считаем, что изменение размаха неупругой деформации нелинейно зависит от приложенной амплитуды нагружения и от повреждения материала, вызванного циклической наработкой:

$$\varepsilon_{ine}(\sigma_a, D_\varepsilon) = \varepsilon_{ine,s}(\sigma_a) \cdot f(\sigma_a, D_\varepsilon). \quad (5)$$

где $\varepsilon_{ine,s}(\sigma_a)$ – функция неупругих деформаций локальной зоны от σ_a , на стадии их стабилизации; $f(\sigma_a, D_\varepsilon)$ – функция, которая учитывает изменение значения неупругой деформации при деградации материала (наработке).

Для дальнейшего описания функции неупругих деформаций на стадии их стабилизации, предлагается использовать пластическую составляющую уравнения Осгуда–Рамберга [1], в виде:

$$\varepsilon_{ine,s}(\sigma_a) = \left(\frac{\sigma_a}{K} \right)^{\frac{1}{m}}. \quad (6)$$

где K , m – коэффициенты уравнения диаграммы (6) на стадии стабилизации неупругой деформации.

Исходя из проведенного анализа неупругих деформаций, принимаем функцию $f(\sigma_a, D_\varepsilon)$ как:

$$f(\sigma_a, D_\varepsilon) = L_0(\sigma_a) + D_\varepsilon \cdot (L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)), \quad (7)$$

где функции $L_0(\sigma_a)$, $L_K(\sigma_a)$ запишутся в виде:

$$L_0(\sigma_a) = L_{0,0} + \frac{L_{0,K} - L_{0,0}}{\sigma_K - \sigma_{-1}} \cdot (\sigma_a - \sigma_{-1}); \quad L_K(\sigma_a) = L_{K,0} + \frac{L_{K,K} - L_{K,0}}{\sigma_K - \sigma_{-1}} \cdot (\sigma_a - \sigma_{-1}) \quad (8)$$

где σ_K – критическое напряжение усталости, соответствующее N_{KK} по кривой усталости; σ_{-1} – предел выносливости при симметричном цикле; $L_{0,0}$, $L_{0,K}$, $L_{K,0}$, $L_{K,K}$ – значения неупругой деформации в начальном и конечном состоянии, отнесенные к ее среднему значению при σ_{-1} и σ_K , соответственно.

Согласно модели, критерием предельного состояния материала есть условие $\sigma_T = \sigma_{T,cr}$. В начале нагружения, когда $\sigma_T = \sigma_{T,0}$, функция повреждения равняется 0, при достижении предельного состояния она равняется 1. Тогда функцию усталостного повреждения D_ε можно определить как:

$$D_\varepsilon = \frac{\sigma_T - \sigma_{T,0}}{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}}. \quad (9)$$

Значение неупругой деформации в каждом полцикле найдется с учетом зависимостей (3) – (9), переписанных для i -того полцикла, в виде:

$$\varepsilon_{ine,i}(\sigma_a, D_\varepsilon) = \left(\frac{\sigma_a}{K} \right)^{\frac{1}{m}} \left(L_0(\sigma_a) + \frac{\sigma_{T,i} - \sigma_{T,0}}{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}} (L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)) \right). \quad (10)$$

Зная (10), и подставив (3) в (1), получим окончательное уравнение для определения ЛЦПТ в каждом полцикле нагружения. С учетом зависимостей (3) и найденной зависимости (10), выражение (2) после упрощений, окончательно приобретет вид:

$$N(\sigma_a) = \frac{1}{2} \frac{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}}{L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)} \left(\pm \frac{(L_K(\sigma_a))^{1-a} - (L_0(\sigma_a))^{1-a}}{a \cdot b \cdot (1-a) \cdot \left(\frac{\sigma_a}{K} \right)^{\frac{a}{m}}} - \frac{\left(T_\pm \pm \frac{T_1}{E} \right) \cdot \ln \frac{L_K(\sigma_a)}{L_0(\sigma_a)}}{\left(\frac{\sigma_a}{K} \right)^{\frac{1}{m}}} \right). \quad (11)$$

Уравнение (11) определяет кривую усталости для описанного критерия предельного состояния материала при циклическом нагружении и не включает в себя интегральных зависимостей, что упрощает дальнейшие расчеты при определении параметров исчерпания пластичности. (11) применяется для определения количества циклов до разрушения при регулярном режиме нагружения.

Коэффициенты a и b диаграммы исчерпания пластичности (1), которые определяют физико-механические параметры циклического деформирования, необходимо найти для каждого уровня напряжений, который отвечает многоцикловой кривой усталости. Систему уравнений составляем с помощью (11) и условия о связи усталостных повреждений D_ε при относительной наработке равной 0.5 (связь вытекает из условия нормирования при рассмотрении

модифицированной части уравнения полной циклической диаграммы деформирования (10)). Так, если известна экспериментальная кривая усталости в виде $N(\sigma_a)=f(\sigma_a)$, то, используя полученное уравнение кривой усталости согласно модели в виде $-N(\sigma_a)=F(a,b,\sigma_a)$ и условия нормирования (значение функции $f(\sigma_a, D_N)=1$ при $D_N=0.5$), получаем систему нелинейных уравнений, относительно определения параметров исчерпания пластичности, составленную для некоторого напряжения σ_a , которое запишется как:

$$\begin{cases} f(\sigma_a) = F(a, b, \sigma_a); \\ D_N \Big|_{D_N = 0,5} = \frac{1 - L_0(\sigma_a)}{L_K(\sigma_a) - L_0(\sigma_a)}. \end{cases} \quad (12)$$

1. G.V. Tsyban'ov, A.I. Novikov. Ultimate hardening/softening model of material for fatigue crack initiation onset and determination of its parameters. International Journal of Fatigue. 39,2012, P. 15–24

2. Афанасьев Н.Н. Статистическая теория усталостной прочности металлов / Афанасьев Н.Н. – К.: Изд – во АН УССР, 1953. – 128 с.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ

Шиховцов А.Н., Мишин В.М.

Россия, ФГАОУ ВПО «Северо – Кавказский федеральный университет», mishinvm@yandex.ru

COMPUTER SIMULATION OF LOCAL DELAYED FRACTURE Shihovtsov A, Mishin V

Using the method of mathematical modeling of the stress-strain state were in the area of crack quantify the contributions are set at the grain boundary embrittlement of residual microstrain and segregation of phosphorus in steel.

Замедленное хрупкое разрушение (ЗХР) высокопрочных сталей и стальных деталей является наиболее опасным видом хрупкого разрушения. Особая опасность этого вида хрупкого разрушения связана с тем, что при разрушении деталей отсутствуют признаки пластической деформации. При замедленном хрупком разрушении зарождение и развитие микротрещины происходит по границам зерен стали содержащей мартенсит [1]. Физическая природа замедленного хрупкого разрушения изучена в ряде работ [1,2,4]. Известно, что остаточные внутренние микронапряжения в местах выхода кристаллов мартенсита на границы исходных аустенитных зерен являются физической причиной замедленного разрушения, а сегрегации охрупчивающих примесей – фосфора, сурьмы и др. являются сопутствующими охрупчивающими факторами [3]. С помощью метода конечных элементов – метода математического моделирования напряженно-деформированного состояния в зоне зарождения микротрещины существует возможность оценки влияния основных факторов, влияющих на микромеханизм зарождения трещины при замедленном разрушении – остаточных микронапряжений и сегрегаций охрупчивающих примесей на границах зерен закаленной на мартенсит стали.

Целью работы является количественная оценка на основе метода конечных элементов влияния остаточных микронапряжений и сегрегаций примеси фосфора с разделением их вклада на уровень порогового локального напряжения при замедленном разрушении стали.

В качестве объекта исследования использовали сталь 18Х2Н4ВА, выплавленную в открытой индукционной печи, с добавлением различных количеств примеси фосфора. Использовали термообработку 950 °С, выдержка в печи 35 минут, закалка в воду. Образцы перед термообработкой для защиты от обезуглероживания поверхности помещали в кварцевые ампулы и откачивали воздух. С целью получения состояний стали с различными уровнями остаточных внутренних микронапряжений образцы после термообработки выдерживали на воздухе при нормальных условиях различное время (30 мин., 50 час. и 100 час.), после чего проводили испытания на замедленное хрупкое разрушение.

Применяли образцы 55x10x10 мм с острым надрезом, наносимым фрезой, глубиной 2,00 мм, радиусом закругления 0,25 мм и углом раскрытия 45°. Испытания на активное и замедленное разрушение проводили сосредоточенным изгибом по методике [3].

Предел текучести, показатель и коэффициент упрочнения, необходимые для расчета локальных напряжений σ_{11max} методом конечных элементов, определяли по результатам испытаний на растяжение гладких образцов МРГ-3 диаметром 4,3 мм [2]. Содержание фосфора на границах зерен оценивали с помощью ОЖЕ-спектрометра по методике [4].

Ставилась задача определения максимальных локальных растягивающих напряжений σ_{11max} в пластической зоне перед надрезом (Рис.2) в момент регистрации методом акустической эмиссии локального разрушения [4].

Для определения локальных напряжений в зоне зарождения трещины использовали метод конечных элементов. Моделировали стандартный ударный образец типа Шарпи (Рис.1).

Создавали сгущения сетки конечных элементов в местах наибольших градиентов напряжений и деформаций (Рис.2).

По результатам экспериментов строили кривые замедленного разрушения в координатах: σ_{11max} – время до зарождения трещины. С помощью этих зависимостей определяли пороговые локальные напряжения σ_{11max} для сталей с различным содержанием фосфора и с различными уровнями остаточных внутренних микронапряжений. Под пороговыми локальными напряжениями понимали напряжения, ниже уровня которых разрушение не происходило за базовое время испытаний (30 сут).

Далее строили зависимости пороговых σ_{11max} от уровня остаточных внутренних микронапряжений $\sigma_{вн}$ при замедленном разрушении стали.

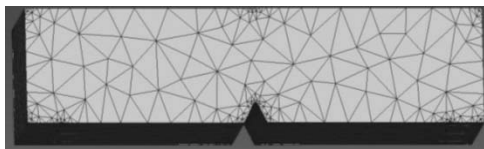


Рис. 1. Компьютерная модель образца с надрезом типа Шарпи в виде сетки конечных элементов

Строили зависимости пороговых σ_{11max} при замедленном разрушении стали от концентрации фосфора на границах зерен (% P).

Уровень $\sigma_{вн}$ определяли по методике [4] как разность критического локального растягивающего напряжения (сопротивление сколу) σ_F при активном разрушении стали ниже порога хладноломкости и разрушающего локального растягивающего напряжения σ_{11max} при комнатной температуре для стали после различного времени отдыха.

При активном разрушении стали ниже порога хладноломкости наблюдается внутриверенное разрушение, в то время как при замедленном хрупком разрушении реализуется межзеренное разрушение.

Все полученные значения пороговых локальных напряжений при замедленном разрушении в зоне зарождения трещины характеризуют условия зарождения и начального развития трещины. Эти пороговые локальные напряжения координатно соответствуют зернограничному разрушению. Зная, одновременное влияние на пороговое напряжение локального разрушения при замедленном разрушении от уровня остаточных микронапряжений и содержания фосфора на границах зерен в месте зарождения трещины можно обобщить результаты в виде трехмерной зависимости.

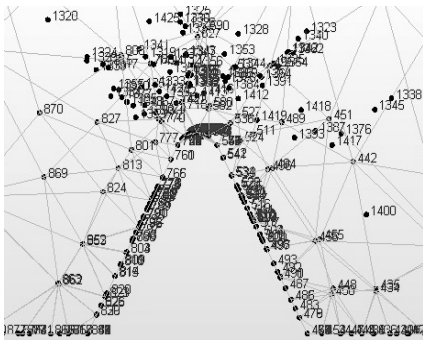


Рис. 2. Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния зоны зарождения трещины перед надрезом образца типа Шарпи

разрушение не реализуется.

Литература

1. Саррак В.И., Филиппов Г.А. О природе явления задержанного разрушения закаленной стали // МитОМ. 1976. № 12. С. 36-41.
2. Мишин В.М., Шиховцов А.Н. Разделение силовой и термоактивационной компонент разрушения. // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2011. № 11. С. 104-105.
3. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению. // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 3. С. 37-42.
4. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей. Монография. – М-В, Полиграфпром, 2013. – 455 с.

Таким образом, с помощью метода математического моделирования напряженно-деформированного состояния стали в зоне зарождения трещины (методом конечных элементов) разделены и установлены количественно вклады остаточных внутренних микронапряжений и сегрегаций примеси фосфора в процесс локального разрушения для пороговых условий замедленного разрушения.

Представляется возможным, определив пороговые значения локальных напряжений для замедленного разрушения по испытаниям стандартных образцов, прогнозировать критические уровни остаточных микронапряжений и содержание фосфора на границах зерен мартенситной стали ниже уровня которых замедленное

КРУГЛЫЙ СТОЛ

ADVANCED CHARACTERIZATION OF CRYSTALLINE MATERIALS BY COMBINED EBSD AND EDX

Nolze G.

Germany, Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM), gert.nolze@bam.de

Crystalline materials are still mainly used for industrial applications, e.g. as constructive material in metal-working or ceramic industry, in building industry, in microelectronics etc. Very often the role of the crystalline state is underestimated or still of minor interest. However, crystals become more and more important because of their anisotropy of properties. In order to use this anisotropy specifically, poly- as well as single-crystalline materials have to be optimally aligned, e.g. in metal-working industry by special rolling or solidification procedures. For inspections a tool is required which is able to characterize local crystal orientations in a minimum of time and in high spatial resolution. In scanning electron microscopy, in a volume down to a few nanometres in depth crystal orientations can be determined by the interpretation of the diffraction signal of backscattered electrons (EBSD). With presently up to 930 measured and analysed points/sec EBSD is not only fast, but because of the local assignment of both crystal orientation and phase it also enables the investigation of misorientations between grains of the same or different phases.

However, especially for technical products the differentiation of phases is not always easy since a some of the phases are often of similar symmetry and described by a pseudo-symmetric crystal structure so that their diffraction signal has similar characteristics, at least during high speed acquisition; cf. Fig. 1.

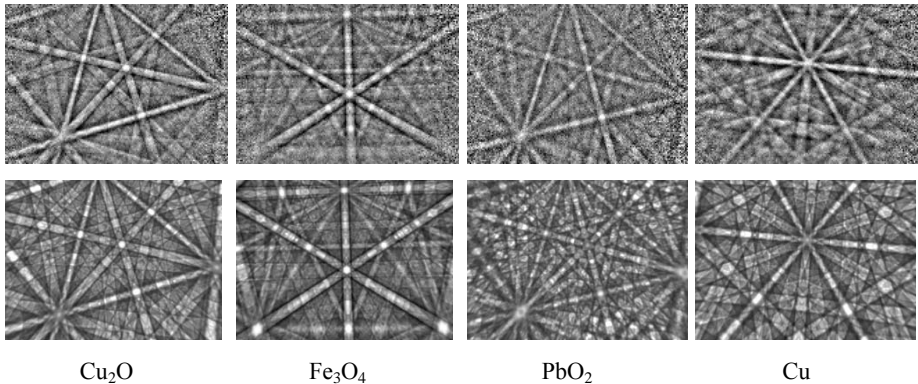


Fig. 1: Experimental (streamed) and simulated EBSD patterns for 4 cubic phases. for 3 phases the intensity distribution around the $[111]$ zone axis proves the similarity

The microstructure containing the phases of Fig. 1 is shown in Fig. 2. It depicts an ancient copper dross. The backscattered electron (BSE) image in Fig. 2 a) and also the element distribution map (b) show at least 5 phases where four of them are of cubic symmetry: Cu, Cu_2O , Fe_3O_4 , and PbO_2 . As already demonstrated in Fig. 1, their diffraction signals are characterized by comparable intensity distributions so that the phases are practically impossible to separate by EBSD exclusively, if only the band positions and band widths are taken into account, although the indexing shown in Fig. 2 e) will show the same result using 3 or 6 phases (c or d).

However, a simultaneous acquisition of EBSD and EDX (energy-dispersive X-ray spectroscopy) can support the phase discrimination; cf. Fig. 2 d). Here especially new

acquisition strategies can help, in particular the so-called data streaming which signifies a re-definition of the term “post-processing”.

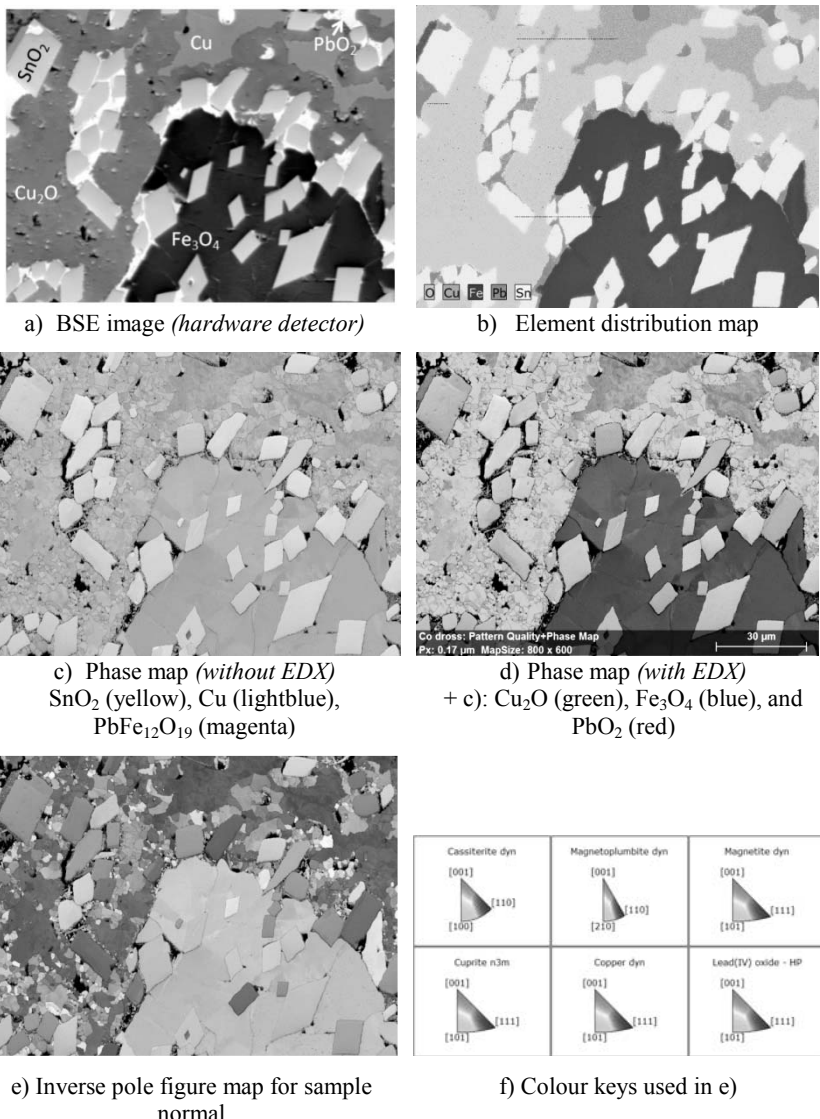


Fig.2: Microstructure of an ancient Cu dross investigated by EDX and EBSD.

Data streaming describes the (temporary) storage of all experimental data, i.e. all EBSD patterns but also the simultaneously acquired EDX spectra, so that the entire dataset can be repeatedly reanalysed at any time, and signal sources can be flexibly combined.

Practically this means, that the simultaneously acquired EDX data are extremely useful in case of a discovery of unknown phases. Especially for an unknown multiple phase materials it is usually impossible to predict and discover all appearing phases before the start of a measurement. In the given example beside the discovery and re-analysis of all cubic phases, a further post-mortem analysis discovered also magnetoplumbite: $\text{PbFe}_{12}\text{O}_{19}$, see the magenta coloured phase in Fig.2c) and d). Beside EDS also the EBSD patterns can be used for a differentiation of phases since their raw signal contain information about the chemistry as well. This offers a clearly faster and higher resolved source of information in comparison to EDS which is less suitable for nano-crystalline materials.

Thus, in a first part the presentation will briefly explain the EBSD technique as well as hardware requirements and trends. In a second part applications will be discussed using beside EBSD also EDX data in order to characterize multiple phase materials.

СОДЕРЖАНИЕ

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ	7
ТЕХНОЛОГИИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ <i>Альмов М.И.</i>	8
СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ УДАРОСТОЙКИЕ МАТЕРИАЛЫ И ЗАЩИТНЫЕ КОНСТРУКЦИИ НА ИХ ОСНОВЕ <i>Аржаков М.С., Аржаков С.А., Луковкин Г.М., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Альмов М.И., Просвирнин Д.В.</i>	9
ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ КОНТАКТНОЙ УСТАЛОСТИ <i>Ботвина Л.Р., Тютин М.Р., Солдатенков А.П., Левин В.П., Жаркова Н.А., Демина Ю.А., Шур Е.А., Борц А.И., Светозарова И.В.</i>	11
ОБЩИЕ ПРИНЦИПЫ СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ <i>Глезер А.М.</i>	13
ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДОМ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ <i>Луценко А.Н., Одинцев И.Н., Гриневич А.В., Северов П.Б., Плугарь Т.П.</i>	13
ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ ТРЕТЬЕГО ПОКОЛЕНИЯ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ <i>Одесский П.Д., Шабалов И.П., Лихачёв М.В., Арсенкин А.М.</i>	16
ЕДИНАЯ КРИВАЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Романов А.Н.</i>	20
КАПИЛЛЯРНАЯ КОНДЕНСАЦИЯ И КАПИЛЛЯРНОЕ ИСПАРЕНИЕ В ТЕОРИИ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ <i>Русанов А.И.</i>	22
АНОМАЛЬНЫЕ ДИФфуЗИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННОМ И РАДИАЦИОННОМ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ СТАЛЕЙ <i>Сагарадзе В.В.</i>	24
О ФОРМИРОВАНИИ И РАЗВИТИИ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКОГО СЕКМЕНТА НАЦИОНАЛЬНОЙ НАНОТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СЕТИ <i>Анашина О.Д., Горынин И.В., Добаткин С.В., Заболотный В.Т., Иванов В.Б., Каблов Е.Н., Калинин Б.А., Колмаков А.Г., Коротеев А.С., Кузнецов П.А., Луценко А.Н., Парфенов А.А., Ризаханов Р.Н., Савченко А.Г., Солнцев К.А., Стриханов М.Н., Тузов Ю.В., Шамаков А.А.</i>	25
СЕКЦИЯ 1 ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА НАНО-, МИКРО-, И МАКРОУРОВНЯХ. СТАДИЙНОСТЬ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ	29
EVALUATION OF THE ENERGIES OF MIXING FOR ALUMINUM/GALLIUM AND TITANIUM/CADMIUM, IN CONNECTION WITH THE LIQUID METAL EMBRITTLEMENT EFFECT IN THESE COUPLES <i>Shchukin E.D., Savenko V.I.</i>	30

INSTABILITY IN PLASTIC DEFORMATION AND FRACTURE OF PARATELLURITE
SINGLE CRYSTALS AT HIGH TEMPERATURES

<i>Skvortsova N.P.</i>	31
ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ В ОБЛАСТИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ	
<i>Алехин В.П.</i>	32
АНАЛИЗ ПРОФИЛЯ СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЯ	
<i>Алфёрова Е.А., Лычагин Д.В., Федосеев С.Н.</i>	33
ВЛИЯНИЕ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОМАТЕРИАЛОВ	
<i>Андриевский Р.А.</i>	35
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ КРИТЕРИЯ ОРИЕНТИРОВАННОГО РАЗРУШЕНИЯ	
<i>Багмутов В.П., Богданов Е.П., Шкода И.А.</i>	36
ДЕФОРМИРОВАНИЕ ТРАНСТРОПНЫХ ПЛАСТИН С ПОНИЖЕННОЙ СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬЮ ПОЛЗУЧЕСТИ В ПОПЕРЕЧНО-СДВИГОВОМ НАПРАВЛЕНИИ	
<i>Банщикова И.А.</i>	38
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ТРЕЩИН В ИСПЫТАНИЯХ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ ОБРАЗЦА	
<i>Батанова О.А., Матвиенко Ю.Г., Гогоци Г.А.</i>	40
ДИАГРАММА ПРЕДЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕДИ МЗ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ	
<i>Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Гусар Ю.В., Прилепо Д.В., Абрамова Е.А.</i>	42
КАК РАССЧИТАТЬ ЭКВИВАЛЕНТНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРОСТОГО СДВИГА?	
<i>Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю.</i>	43
О ТОНКОПОЛОСЧАТОЙ СТРУКТУРЕ ПО КРАЯМ ПОЛОС СДВИГА	
<i>Беликова А.Ф., Буравова С.Н., Петров Е.В., Сачкова Н.В., Щукин А.С.</i>	44
ЗАКОНОМЕРНОСТИ И ПРИРОДА ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МЕДИ М1 И СПЛАВА Л63 ПРИ ОБРАБОТКЕ В СОПРЯЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРНЫХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ПОЛЯХ	
<i>Боголюбова Д.Н., Гвоздев А.Е., Сергеев Н.Н.</i>	47
ТЕРМОАКТИВИРОВАННОЕ ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН ПРИ УПРУГОМ ДВОЙНИКОВАНИИ	
<i>Бойцова М.В., Федоров В.А.</i>	49
ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ И ГОМОГЕННОГО ЗАРОЖДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ НА ВИД ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ОТ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ	
<i>Бородин И.Н., Майер А.Е., Майер П.Н., Бушнев О.Ю.</i>	50
НЕРАВНОВЕСНАЯ СТРУКТУРА ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ И ОСОБЕННОСТИ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ	
<i>Бульенков Н.А., Желиговская Е.А.</i>	52
ЗАКОНОМЕРНОСТИ И СТАДИИ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЖИДКОКАПЕЛЬНОМ УДАРНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	
<i>Варавка В.Н., Кудряков О.В., Моисеева И.В., Митрин Б.И.</i>	54

ЛОКАЛЬНЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНАХ ФОРМИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛА И ЕГО ПРЕДЕЛЬНОЕ СОСТОЯНИЕ <i>Вдовенко А.В., Стребков И.А., Столярчук А.С.</i>	56
МЕХАНИЗМЫ РЕАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧНОСТИ В ХРОМЕ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Гвоздев А.Е., Боголюбова Д.Н., Сергеев Н.Н.</i>	57
ОПИСАНИЕ ТЕРМОУПРУГОГО ЭФФЕКТА В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ В ШИРОКОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР <i>Гиляров В.Л., Слущер А.И.</i>	59
РОЛЬ АНИЗОТРОПИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В ЭВОЛЮЦИИ СИСТЕМЫ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ГРАНИЦ В ГПУ- СПЛАВАХ ZR-NB <i>Гирсова С.Л., Пиеничников А.П., Полетика Т.М.</i>	61
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ОБОЛОЧЕК ВЗРЫВНЫХ УСТРОЙСТВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ИХ ДРОБЛЕНИЯ <i>Грязнов Е.Ф., Никитина Е.В., Ботвина Л.Р.</i>	63
НАКОПЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ И РОСТ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНОЙ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ПЕРЕГРУЗКАХ <i>Дронов В.С., Репков М.Ю., Ботвина Л.Р.</i>	66
ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ НА НАНО-, МИКРО-, МЕЗО- И МАКРОУРОВНЯХ НА СТАДИИ ФОРМИРОВАНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ <i>Дударев Е.Ф., Почивалова Г.П., Бакач Г.П., Скосырский А.Б.</i>	68
РОЛЬ КРИВИЗНЫ КРИСТАЛЛИЧЕКОЙ СТРУКТУРЫ В ОБРАЗОВАНИИ МИКРОПОР И РАЗВИТИИ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В ТЕХНИЧЕСКОМ ТИТАНЕ <i>Елсукова Т.Ф., Панин В.Е., Попкова Ю.Ф.</i>	69
ЯВЛЕНИЕ АВТОВОЛНОВОГО РАСПРОСТРАНЕНИЯ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПОЛОСЫ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННОМ ТИТАНЕ <i>Иванов М.Б., Пенкин А.В., Колобов Ю.Р.</i>	71
ОБРАЗОВАНИЕ ТРЕЩИН В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ НИКЕЛЬКОБАЛЬТОВОГО СПЛАВА ЖЕЛЕЗА И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ <i>Калетина Ю.В., Ефимова Е.Д., Романов М.К.</i>	73
УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Капитонов А.М., Редькин В.Е.</i>	75
О ФИЗИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЯХ ПРИ ПЕРИОДИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ <i>Капустин В.И., Захарченко К.В., Максимовский Е.А.</i>	77
ЭВОЛЮЦИЯ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В ГЦК СПЛАВАХ CU-AL ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Козлов Э.В., Рыбин В.В., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А.</i>	79
НАКОПЛЕНИЕ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФЕКТОВ В ЗЕРНАХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ГЦК ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ С РОСТОМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Козлов Э.В.</i>	81
О КРИТЕРИЯХ НЕЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ <i>Кремнев Л.С.</i>	82

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ ОБЪЕМЕ МЕТАЛЛА ПРИ ВДАВЛИВАНИИ СФЕРИЧЕСКОГО ИНДЕНТОРА <i>Матюнин В.М., Марченков А.Ю.</i>	85
УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ <i>Махутов Н.А., Демина Ю.А., Петрова И.М., Гадолина И.В., Жаркова Н.А., Шур Е.А., Борц А.И., Светозарова И.В., Ботвина Л.Р.</i>	87
ТЕРМОАКТИВАЦИОННАЯ СТАДИЯ ОТКОЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ α -ЖЕЛЕЗА <i>Молодец А.М.</i>	89
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ТРОЙНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ БИНАРНОЙ СИСТЕМЫ CU-PD <i>Морозов М.М., Маркова Т.Н., Клопотов А.А., Дербичева Н.С., Коновалов С.В., Громов В.Е.</i>	91
ТЕНЗОЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ TLIN _{1-x} SN _x TE ₂ (X = 0.005 – 0.009) <i>Мустафаева С.Н., Сеидов Ф.М., Кязимов С.Б.</i>	93
ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Надежкин М.В., Лунев А.Г., Баранникова С.А., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В., Зув Л.Б., Мальцев Ю.А.</i>	94
КРИТЕРИЙ РОСТА ТРЕЩИН СО СВЯЗЯМИ ПО ГРАНИЦЕ СОЕДИНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ <i>Перельмутер М.Н.</i>	96
ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СРЕД НА ВЕЛИЧИНУ СБРОСА МЕХАНИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ В АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА <i>Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Яковлев А.В., Федоров В.А., Анненков А.Ю.</i>	98
ХОД РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В СПЛАВЕ CO _{78,65} FE _{4,03} NI _{4,73} SI _{7,22} MN _{1,88} B ₂ CR _{1,49} ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ <i>Плужникова Т.Н., Сидоров С.А., Федоров В.А.</i>	100
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Романов А.Н., Фильмонова Н.И.</i>	102
АНОМАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ В СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂ <i>Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В.</i>	104
УСЛОВИЯ ПЕРЕХОДА ОТ РАССЕЯННОГО К ЛОКАЛИЗОВАННОМУ УСТАЛОСТНОМУ ПОВРЕЖДЕНИЮ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ <i>Троценко В.Т., Хамаза Л.А.</i>	106
КИНЕТИКА ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧНОСТИ НА НАНО- И МИКРОУРОВНЯХ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ <i>Тюрин А.И., Пирожкова Т.С., Купряшкин А.М., Воробьев М.О.</i>	108
РЕОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НЕСТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ <i>Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Новгородов Л.А., Яковлев В.А., Федоров В.А.</i>	111

ИЗМЕНЕНИЕ ОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ [111] - МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕДИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ <i>Чумаевский А.В., Лычагин Д.В., Тарасов С.Ю.</i>	113
ЭФФЕКТ СКЛАДКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СЖАТИИ [111]- МОНОКРИСТАЛЛОВ МЕДИ <i>Чумаевский А.В., Лычагин Д.В., Тарасов С.Ю.</i>	115
РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕГАДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА <i>Шабашов В.А., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В., Козлов К.А.</i>	117
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ FE И TI В ОБЛАСТИ НЕРАВНОМЕРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ <i>Шиян А.В., Котречко С.А., Меишков Ю.Я., Сорока К.Ф.</i>	118
СЕКЦИЯ 2 ФИЗИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ С УЧАСТИЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ	121
FRAGMENTATION OF BRITTLE MATERIALS UNDER QUASI STATIC AND DYNAMIC LOADING <i>Davydova M.M., Uvarov S.V. and Chudinov V.V.</i>	122
ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИТНОГО СПЛАВА FE-CR- CO <i>Атрошенко С.А., Судьенков Ю.В., Sun X., Морозов Н.Ф., Смирнов И.В., Наумова Н.С.</i>	124
СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОЛИБДЕНЕ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ <i>Белов М.П., Луговской А.В., Красильников О.М., Веклов Ю.Х.</i>	125
МОДЕЛЬ ДВОЙНИКОВАНИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ <i>Бородин И.Н., Майер А.Е., Майер П.Н., Буцуев О.Ю.</i>	127
АНАЛИЗ РАЗНЫХ ФИЗИЧЕСКИХ ВКЛАДОВ В ЭНЕРГИЮ ГИББСА ОЦК РАСТВОРОВ БОГАТЫХ ЖЕЛЕЗОМ СИСТЕМЫ FE-CR <i>Васильев Д.А., Удовский А.Л.</i>	129
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Жубаев А.К., Бектурган Н.Б., Куватбаева К.К.</i>	132
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ СМАЧИВАНИЯ В СПЛАВАХ AL-MG <i>Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Протасова С.Г., Мазилкин А.А., Земба П.</i>	134
ТЕРМИЧЕСКОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА КРИСТАЛЛЫ GAAS <i>Кузнецов П.М., Бойцова М.В., Федоров В.А.</i>	136
ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ <i>Литвиненко Н.Г., Загуляев Д.В., Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Громов В.Е.</i>	137
ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ПОЛЯХ КРИСТОБАЛИТА, ТРИДИМИТА, МУЛЛИТА И ОБЛАСТИ РАССЛОЕНИЯ РАСПЛАВА СИСТЕМЫ CaO-AL ₂ O ₃ -SiO ₂ <i>Луцык В.И., Зеленая А.Э., Насрулин Э.Р.</i>	139
О ПРИРОДЕ ХРУПКОСТИ КРИСТАЛЛОВ ПОЛУПРОВОДНИКОВ <i>Магомедов М.Н.</i>	141

ИЗМЕНЕНИЕ КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛЫ ПЛАСТИЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ

<u>Мацевитый В.М.</u> , Вакулenco К.В., Казак И.Б.	144
АНАЛИЗ УСТОЙЧИВОСТИ И АДАПТИВНОСТИ ПЕРЕХОДНЫХ ФАЗ ВЛИЗИ ТОЧКИ ПЛАВЛЕНИЯ ГЕРМАНИЯ <i>Машкина Е.С.</i>	146
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ X18N10T, ЛЕГИРОВАННОЙ ВОДОРОДОМ <i>Мельников Е.В., Кретов Ю.Л., Тукеева М.С., Майер Г.Г., Кошовкина В.С., Астафурова Е.Г.</i>	148
ЗАРОЖДЕНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ КРИВИЗНЫ В ПОЛЕ МОМЕНТОВ СИЛ НА МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦАХ ПОЛИКРИСТАЛЛА <i>Моисеев Д.Д., Максимов П.В., Панин В.Е.</i>	150
ВЛИЯНИЕ ЛОВУШЕК НА ДИФфуЗИОННУЮ КИНЕТИКУ В КРИСТАЛЛАХ <i>Наими Е.К., Супрун И.Т.</i>	152
О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ФЕРРОМАГНИТНОМ КРИСТАЛЛЕ <i>Нечаев В.Н., Дежин В.В.</i>	154
ГЕНЕРАЦИЯ СОЛИТОННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР <i>Никифорова В.Н.</i>	155
ДЕФОРМАЦИЯ МЕЖСЛОЕВОЙ ВАН-ДЕР-ВААЛЬСОВОЙ ПОВЕРХНОСТИ СЛОИСТЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ <i>Пашаев А.М., Тагиев Б.Г., Ибрагимов Р.А., Сафарзаде А.А.</i>	157
РОЛЬ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ИЗМЕНЕНИИ ДИФфуЗИОННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В N1 <i>Полетаев Г.М., Дябденков В.В., Микрюков В.Р., Старостенков М.Д., Мясникова В.И., Громов В.Е.</i>	159
О ВЛИЯНИИ ВАКАНСИЙ НА ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ И СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПЛАВЛЕНИЕ-КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ <i>Сообняков Н.Ю., Ванюшева Т.А., Колосов А.Ю., Соколов Д.Н.</i>	161
МАССОПЕРЕНОС В РАЗЛИЧНЫХ БИМЕТАЛЛАХ ПРИ НАЛИЧИИ КОМПЛЕКСОВ ВАКАНСИЙ В ПОЛЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ <i>Старостенков М.Д., Сосков А.А., Микрюков В.Р., Мясникова В.И., Громов В.Е.</i>	164
ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПОРООБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ ФОСФИДА ИНДИЯ <i>Сычкова Я.А.</i>	166
О ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИЧИНЕ СТАБИЛЬНОСТИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ОЦК СПЛАВОВ СИСТЕМ FE-CR-(MO,W) <i>Удовский А.Л.</i>	168
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСА НА КАРТИНУ СДВИГА И ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ХИМИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ В НИКЕЛЬ-КОБАЛЬТОВОМ СПЛАВЕ <i>Федосеев С.Н., Лычагин Д.В., Алфёрова Е.А., Герштейн Г.</i>	170

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА ЛОКАЛЬНЫЕ УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ
УПОРЯДОЧЕННЫХ МАССИВОВ НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ В ПОРАХ
АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Шляева Ю.И., Бардушкин В.В., Яковлев В.Б...... 172

ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЯ
A85 В РАЗЛИЧНОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ

Шляхова Г.В., Зариковская Н.В...... 175

**СЕКЦИЯ 3 ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С НАНО- И
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ МЕТОДАМИ
ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ** 177

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НАНОСТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ ПРИ ИПД В
АМОРФНЫХ И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА АЛЮМИНИЕВОЙ
ОСНОВЕ

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В...... 178

УПРАВЛЯЕМАЯ АНИЗОТРОПИЯ СВОЙСТВ И УСТОЙЧИВОСТЬ К
ТЕРМИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ ПОЛИОЛЕФИНОВЫХ КОМПОЗИТОВ,
ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белошенко В.А., Возняк Ю.В., Новокионова Л.А., Гринев В.Г...... 179

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ
ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

*Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Потапова А.А., Столяров В.В., Яблонских Т.И.,
Астафьев В.В., Мухгалин В.В., Бельтюков А.Л., Ладыанов В.И.*..... 182

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА РАЗВИТИЕ ИНТЕНСИВНОЙ
ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Губенко С.И...... 184

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ
СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПАКЕТНОЙ ПРОКАТКИ

Дельгадо Рейна С.Ю., Табачникова Т.И., Яковлева И.Л., Плохих А.И...... 186

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ В МНОГОКОМПОНЕНТНОМ AL-LI
СПЛАВЕ 1469, ПОДВЕРГНУТОМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Кайгородова Л.И., Распосиенко Д.Ю., Пушин В.Г., Пилюгин В.П., Смирнов С.В...... 188

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti-4Al-2V, ПОЛУЧЕННОГО
МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

*Козлова Н.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Бахметьев А.М., Сандлер Н.Г.,
Нохрин А.В., Тряев П.В., Чегуров М.К., Лопатин Ю.Г., Грязнов М.Ю., Кузин В.Е.,
Бутусова Е.Н.*..... 191

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 06МБФ ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ
ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

*Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Кошовкина В.С., Тукеева М.С., Мельников Е.В.,
Кретов Ю.Л., Одесский П.Д., Добаткин С.В.*..... 192

НАБЛЮДЕНИЯ И ПРИРОДА ВЫСОКОПРОЧНОГО СОСТОЯНИЯ В УМЗ
СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Мурашкин М.Ю., Еникеев Н.А., Абрамова М.М., Валшев Р.З...... 193

ГИГАНТСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА ПРИ ПОСТ-ИПД
ТЕРМООБРАБОТКЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

Паль-Валь П.П., Паль-Валь Л.Н., Давыденко А.А., Сенникова Л.Ф., Рыбалко А.П...... 194

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕПЛОЙ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 20Г2С: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА <i>Пашинская Е.Г., Варюхин В.Н., Завдоев А.В., Ткаченко В.М., Глазунов Ф.И.</i>	196
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИНАМИЧЕСКИМ ПРЕССОВАНИЕМ <i>Петрова А.Н., Бродова И.Г., Чикова О.А., Шорохов Е.В., Гранский А.А.</i>	198
ЦИКЛИЧЕСКИЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ CU-CR В ПРОЦЕССЕ ИПД <i>Рааб Г.И., Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Лебедев Ю.А.</i>	199
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08Х18Н10Т ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ И ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ <i>Рыбальченко О.В., Терентьев В.Ф., Беляков А.Н., Рааб Г.И., Просвирнин Д.В., Скряпки В., Добаткин С.В.</i>	200
МЕХАНИЗМЫ И КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНЕ И ЕГО ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВАХ В ХОДЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Салищев Г.А.</i>	202
ОБЩИЕ ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЕ УРАВНЕНИЯ ПРОЦЕССОВ ПЕРВИЧНОЙ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СПЛАВОВ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА <i>Скуднов В.А., Редькина Н.В.</i>	203
РОЛЬ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ В ДЕФОРМАЦИОННОМ ПОВЕДЕНИИ ПРИ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ <i>Столяров В.В.</i>	204
ПРИЧИНЫ НЕОДНОРОДНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ В ДВУМЕРНЫХ ФОЛГАХ АЛЮМИНИЯ <i>Сурсаева В.Г.</i>	206
ТЕМПЕРАТУРНО–ДЕФОРМАЦИОННЫЕ РЕЖИМЫ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ В РУЧЬЕВЫХ ВАЛКАХ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ В ТИТАНЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ <i>Табаченко А.Н., Скосырский А.Б., Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Почивалова Г.П., Лотков А.И., Кашин О.А.</i>	208
ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ASTM F 138 <i>Терентьев В.Ф., Добаткин С.В., Клягуа А., Рыбальченко О.В., Просвирнин Д.В.</i>	209
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОМАНГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ХОЛОДНОГО КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ <i>Тукеева М.С., Мельников Е.В., Майер Г.Г., Кретов Ю.Л., Кошовкина В.С., Астафурова Е.Г.</i>	212
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАНО - И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДИ И БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ПРЕССОВАНИЯ <i>Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Макаров А.В., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю.</i>	214

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	
<i>Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Копылов В.И., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Мышляев М.М., Сахаров Н.В., Пирожникова О.Э., Грязнов М.Ю., Козлова Н.А., Пискунов А.В.</i>	217

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	
<i>Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.</i>	218

ТВЕРДОФАЗНОЕ МЕХАНИЧЕСКОЕ АЗОТИРОВАНИЕ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА И СОЗДАНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ НИТРИДАМИ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	
<i>Шабашов В.А.</i>	219

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ГАФНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ БРОНЗ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	
<i>Шаньгина Д.В., Максименкова Ю.М., Бочвар Н.Р., Рааб Г.И., Табачкова Н.Ю., Серебряный В.Н., Виноградов А.Ю., Скродыcki В., Добаткин С.В.</i>	220

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИОИНЕРТНЫХ МЕТАЛЛОВ И ИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
<i>Шаркеев Ю.П., Ерошенко А.Ю., Толмачев А.И., Глухов И.А., Уваркин П.В., Кукареко В.А.</i>	222

СЕКЦИЯ 4 РАЗРАБОТКА И ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЙ ОБРАБОТКИ И ПРОИЗВОДСТВА МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫХ НА ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ..... 223

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СОЕДИНЕНИЙ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 01570, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
<i>Аетократова Е.В., Ильясов Р.Р., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В., Предко П.Ю., Никитина Е.В.</i>	224

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОФИЛИРОВАНИЯ СТАЛЬНОЙ ТРУБЫ В КВАДРАТ	
<i>Акопян К.Э., Шелест А.Е., Юсупов В.С.</i>	225

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ И ЖИДКОФАЗНОГО ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭКОНОМЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ НА БАЗЕ СИСТЕМЫ AL-ZN-MG-(CU)-FE-NI	
<i>Акопян Т.К.</i>	227

О МЕХАНИЗМЕ ПЕРЕМЕЩЕНИЯ МЕТАЛЛА, ЯВЛЕНИЯХ ОТСТАВАНИЯ И ОПЕРЕЖЕНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОГО ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ	
<i>Бочаров В.Ф., Бочаров В.В., Бочаров Д.В.</i>	229

НОВЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ВЫТЯЖКИ ОСЕСИММЕТРИЧНЫХ ЗАГОТОВОК	
<i>Васильев М.Г.</i>	233

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 22Х15К ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ	
<i>Вопте Т.А., Просвирнин В.В., Мишин В.В.</i>	233

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ СТЕПЕНИ СЖАТИЯ И ТВЕРДОСТИ СТАЛИ Р6М5 ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ СЖАТИИ <i>Гвоздев А.Е., Аверьянов Р.В., Сергеев Н.Н.</i>	234
ГОРЯЧЕЕ ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ: МЕХАНИЗМ АННИГИЛЯЦИИ ПОР И ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА <i>Епишин А.И., Линк Т., Феделих Б., Светлов И.Л.</i>	235
ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ ПАУЗАМИ ПРИ ГОРЯЧЕМ ДЕФОРМИРОВАНИИ <i>Жбанков Я.Г.</i>	237
КОМБИНИРОВАННЫЕ МЕТОДЫ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ <i>Иванов А.М., Лукин Е.С., Лепов В.В., Лебедев М.П.</i>	238
ПОЛУЧЕНИЕ ЭКОНОМИЧНЫХ ВЫСОКОКАЧЕСТВЕННЫХ ЗАГОТОВОК ДИСКОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ШТАМПОВКИ НА ВОЗДУХЕ <i>Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Моисеев Н.В.</i>	241
МАГНИТОИМПУЛЬСНАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ <i>Комина А.В., Коровушкин В.В., Шипко М.Н., Каминская Т.П., Степович М.А.</i>	242
МЕЖКРИСТАЛЛИТНАЯ КОРРОЗИЯ КРИОПРОКАТАННОГО И СОСТАРЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 <i>Крымский С.В., Басьрова Р.М., Автократова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.</i>	242
ОСОБЕННОСТИ ВОЗДЕЙСТВИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОЛУЧАЕМЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОДНОРОДНЫХ ПАР МЕТАЛЛОВ <i>Кузьмин Е.В.</i>	244
ВЛИЯНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИД-ОБРАЗУЮЩИХ ДОБАВОК НА КИНЕТИКУ МАССОПЕРЕНОСА В СИСТЕМЕ FE-NI ПРИ НИЗКОСКОРОСТНОЙ ХОЛОДНОЙ МЕГАДЕФОРМАЦИИ <i>Литвинов А.В., Шабашов В.А., Сагарадзе В.В., Козлов К.А.</i>	246
ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКИ АРМИРОВАННОГО ЛИСТА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ТРУБ <i>Максимов А.Б.</i>	247
СТРУКТУРА И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ ПАРАМЕТРЫ МНОГОСЛОЙНЫХ ВТСП-ЛЕНТ, ПОДВЕРГНУТЫХ УДАРНО-ВОЛНОВОМУ ВОЗДЕЙСТВИЮ ПЛАЗМЫ <i>Михайлов Б.П., Никулин В.Я., Силли П.В., Михайлова А.Б., Минеев Н.А., Гайда Д., Шамрай В.Ф.</i>	249
СТРУКТУРА И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА ЛЕНТ И ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРОКАТКОЙ И ПРЕССОВАНИЕМ ПОРОШКОВ ВТСП СОЕДИНЕНИЙ <i>Михайлов Б.П., Кадырбаев А.Р., Михайлова А.Б., Руднев И.А., Минеев Н.А., Шамрай В.Ф., Алибеков С.Я., Хапов П.В.</i>	251
ТИКСОФОРМИРОВАНИЕ ФАСОННЫХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ <i>Нго Тхань Бинь</i>	253
ПРОЦЕСС ПОЛУЧЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ ПРОВОЛОКИ СТАЛЬ-АЛЮМИНИЙ <i>Николаев А.Г., Банных О.А., Симонов М.И.</i>	256

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ АНИЗОТРОПНОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА14 ПРИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ <i>Нугманов Д.Р., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.</i>	256
ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС МЕТОДОМ ТЕПЛОЙ ДРОБЕУДАРНОЙ ОБРАБОТКИ <i>Пахомова С.А.</i>	258
ПРИМЕНЕНИЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТЕРМОБИМЕТАЛЛОВ <i>Сайков И.В., Переухин Л.Б., Малахов А.Ю.</i>	260
ВЛИЯНИЕ СУЛЬФИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА КАЧЕСТВО ПРОКАТА АВТОМАТНОЙ СТАЛИ АС14 <i>Святкин А.В., Солдаткин А.С.</i>	262
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА ЛМЦАЖН ПРИ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКЕ <i>Святкин А.В., Герасин А.П., Сенокосова О.В.</i>	264
ПРОКАТКА СЛОИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ ТI-AL С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ <i>Смирнов Г.В., Варгин А.Н., Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Юсупов В.С.</i>	266
РАЦИОНАЛЬНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ СТАЛИ 40Х ДЛЯ ВЫСАДКИ УПРОЧНЕННЫХ БОЛТОВ <i>Филиппов А.А., Пачурин Г.В.</i>	268
СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОКАТА ПОСЛЕ ПАТЕНТИРОВАНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ <i>Филиппов А.А., Пачурин Г.В.</i>	270
ОБОСНОВАНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ ПОДГОТОВКИ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ВЫСАДКИ УПРОЧНЕННЫХ БОЛТОВ <i>Филиппов А.А., Пачурин Г.В.</i>	272
ПРИМЕНЕНИЕ КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ КОКРАФТА-ЛАТАМА ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ МАРШРУТОВ ПРОФИЛИРОВАНИЯ ХОЛОДНОГНУТЫХ ПРОФИЛЕЙ ИЗ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ И ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ <i>Хохлов А.В., Голубчик Э.М.</i>	274
ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МЕДИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ДИНАМИЧЕСКОМУ НАГРУЖЕНИЮ <i>Чембарисова Р.Г., Дун Ю.Ч., Александров И.В.</i>	276
ПОДГОТОВКА СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 40Х ПОД ВЫСАДКУ БОЛТОВ <i>Чиненков С.В., Филиппов А.А., Пачурин Г.В.</i>	278
УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА В ЧЕТЫРЕХОЛИКОВОЙ ПРАВИЛЬНОЙ МАШИНЕ <i>Шинкин В.Н.</i>	280
МАГНИТОИМПУЛЬСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ <i>Шитко М.Н., Коровушкин В.В., Староверов Б.А., Степович М.А.</i>	282
КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА И СРТУ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1469 <i>Шамрай В.Ф., Клочкова Ю.Ю., Лазарев Э.М., Гордеев А.С., Клочков Г.</i>	283
МАКРОСДВИГОВАЯ ПРОКАТКА В ГЕЛИКОИДАЛЬНЫХ ВАЛКАХ <i>Юсупов В.С., Карелин Ф.Р., Чопоров В.Ф., Акоюн К.Э., Колобов А.В.</i>	285

СТРУКТУРНЫЕ УРОВНИ ДЕФОРМАЦИИ ПЕРЛИТА ПРИ ВОЛОЧЕНИИ
ЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ

Яковлева И.Л., Терещенко Н.А., Чукин М.В., Копцева Н.В. 287

**СЕКЦИЯ 5 НОВЫЕ СТАЛИ И СПЛАВЫ, ОБЛАДАЮЩИЕ ПЕРСПЕКТИВНОЙ
СТРУКТУРОЙ И ВЫСОКИМ КОМПЛЕКСОМ МЕХАНИЧЕСКИХ
ХАРАКТЕРИСТИК** 289

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ
ТРИП-СТАЛИ 23X15H5CM3Г В ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЕ В ПРИСУТСТВИИ α -
МАРТЕНСИТА ЗАКАЛКИ

*Алексеева Л.Е., Терентьев В.Ф., Галкин М.П., Филиппов Г.А., Буржанов А.А.,
Кораблева С.А.* 290

СТРУКТУРНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ МНОГОЖИЛЬНОГО
СВЕРХПРОВОДНИКА НА ОСНОВЕ СПЛАВА Nb-Ti

Баранникова С.А., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б., Колосов С.В. 292

ПОВЫШЕНИЕ КОМПЛЕКСА МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ
ПУТЕМ РАЦИОНАЛЬНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНЫМИ
ПОРОШКАМИ

Бродецкий И.Л., Троцан А.И., Каверинский В.В. 293

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ СО
СТРУКТУРОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ БЕТА ФАЗЫ

Гавзе А.Л., Яньков В.П., Чусов С.Ю., Бородин О.А. 295

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ПРОТЕКАНИЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В
ГОРЯЧЕКАТАНЫХ СТАЛЯХ

Гадалов В.Н., Скрипкина Ю.В., Шкатов М.И. 297

ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА СТАТИЧЕСКУЮ И УСТАЛОСТНУЮ
ПРОЧНОСТЬ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРИП – СТАЛИ ВНС 9-Ш

Галкин М.П., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Кораблева С.А., Филиппов Г.А. 298

ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ В
СОСТОЯНИИ ПРЕДПРЕВРАЩЕНИЯ

Гвоздев А.Е., Кузовлева О.В., Сергеев Н.Н. 300

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПРЕДЕЛЬНОЙ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ
СДВИГА СТАЛИ Р6М5 В СОПРЯЖЕННЫХ ВНЕШНИХ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ
ПОЛЯХ

Гвоздев А.Е., Авдонин А.А., Сергеев Н.Н. 302

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В
СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6 ПРИ
ПОЛЗУЧЕСТИ

Грабовецкая Г. П., Забудченко О.В., Мишин И.П., Булышко Д.Ю. 304

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ КРЕМНИЯ И МАРГАНЦА НА ФОРМИРОВАНИЕ
СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ

Гринберг Е.М., Фомичёва Н.Б., Маркова Е.В. 305

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ЖИДКО-ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ
НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В ОБЕЗУГЛЕРОЖЕННОМ ЛИТОМ
МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕМ ИНСТРУМЕНТЕ

Губенко С.И., Мовчан А.В., Бачурин А.П., Черноиваненко Е.А. 306

ПОВЫШЕНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ СТРУКТУРЫ ЛИТЕЙНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК12 В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБРАБОТКИ ПЕРЕМЕННЫМИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМИ ПОЛЯМИ <i>Демидов А.А., Кавицкий И.М., Гвоздев А.Е., Сергеев Н.Н.</i>	308
РАЗРУШЕНИЕ СПЛАВА Н-1 ПРИ ПЕРЕМЕННЫХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ <i>Доровской В.М.</i>	310
ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА ТИПА ВКНА-25 НА ХАРАКТЕР ИХ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА МЦУ <i>Дроздов А.А., Поварова К.Б., Булахтина М.А., Антонова А.В.</i>	313
СИНТЕЗ НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННОЙ СТРУКТУРОЙ И ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ МЕТОДОМ ВВЕДЕНИЯ В РАСПЛАВЛЕННЫЙ АЛЮМИНИЙ МИКРО- И НАНОРАЗМЕРНЫХ ТУГОПЛАВКИХ КОМПОНЕНТОВ <i>Елицина Л.А.</i>	315
ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА ЦМ-2А ПО ДАННЫМ ИСПЫТАНИЙ НА СТАТИЧЕСКИЙ ИЗГИБ <i>Ермишкин В.А., Кулагин С.П., Севостьянов М.А., Томенко А.К.</i>	317
СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА СПЛАВА ЦМ-2А <i>Ермишкин В.А., Севостьянов М.А., Минина Н.А.</i>	319
ДЕФОРМАЦИЯ И ПЛАСТИЧНОСТЬ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ (0,8 – 1,1) T _к <i>Зеленский В.А., Забелин С.Ф.</i>	321
ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА AL-LI ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 0,5 К <i>Исаев Н.В., Брауде И.С., Гейдаров В.Г., Григорова Т.В., Забродин П.А., Пустовалов В.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э.</i>	323
ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК4-1 В МИКРОСТРУКТУРНОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИХ <i>Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К., Клевцова Н.А., Мерсон Е.Д., Пигалева И.Н.</i>	324
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ <i>Кондрашина А.В.</i>	325
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОГО И ЖАРОПРОЧНОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА ИМВ7-1 В ЛИТОМ СОСТОЯНИИ <i>Лукьянова Е.А., Рохлин Л.Л., Добаткина Т.В., Тарытина И.Е.</i>	327
СВЕРХПЛАСТИЧНЫЙ ВЫСОКОПРОЧНЫЙ АЛЮМИНИЕВЫЙ СПЛАВ <i>Михайловская А.В., Котов А.Д., Портной В.К.</i>	328
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ RUAL <i>Морозов А.Е., Поварова К.Б., Дроздов А.А.</i>	330
СТАТИЧЕСКАЯ И ЦИКЛИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ CR-NI-MN-MO-N СТАЛИ <i>Мурадян С.О., Костина М.В., Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Блинов Е.В.</i>	333

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 <i>Мухаметрахимов М.Х.</i>	335
МЕХАНИЗМ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ НА ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ41 <i>Наприенко С.А., Проходцева Л.В., Филонова Е.В.</i>	337
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПО ГЛУБИНЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 65С2ВА <i>Нечаев Л.М., Фомичёва Н.Б., Маркова Е.В.</i>	339
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ И ДЛИТЕЛЬНОМ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Астаев В.В.</i>	340
КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕКСТУРА И АНИЗОТРОПИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА <i>Панин П.В.</i>	341
ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОСТАДИЙНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ГПУ-СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ <i>Полетика Т.М.</i>	342
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ И ОХЛАЖДЕНИИ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 <i>Полехина Н.А., Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.</i>	344
ОПЫТ ЭКСПЛУАТАЦИИ ЖАРОПРОЧНЫХ ТАРЕЛЬЧАТЫХ ПРУЖИН БЕЗ СНИЖЕНИЯ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК В СТАЛЕРЕЗЛИВОЧНЫХ СИСТЕМАХ ПРОИЗВОДСТВА НПП «ВУЛКАН-ТМ» <i>Провоторов Д.А., Золотухин В.И., Сергеев Н.Н.</i>	346
УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ ТРИП – СТАЛИ, ИСПОЛЪЗУЕМОЙ В АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ <i>Просвириин Д.В., Терехов А.А., Терентьев В.Ф., Исаев А.П.</i>	348
ДЕФОРМАЦИОННО ИНДУЦИРОВАННЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В., Уксусников А.Н.</i>	350
НАЧАЛО КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И РЕЛАКСАЦИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ <i>Ратушняк С.Л., Гончукова Н.О.</i>	351
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ AL-MG ₂ SI СПЛАВОВ СКАНДИЕМ И НЕКОТОРЫМИ ДРУГИМИ ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ НА ИХ СВОЙСТВА <i>Рохлин Л.Л., Суханов А.В., Бочвар Н.Р., Леонова Н.П.</i>	353
МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА AL-LI <i>Русакова А.В., Лубенец С.В., Фоменко Л.С., Забродин П.А.</i>	355
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ИСПЫТАНИЙ ДЛИТЕЛЬНОСТЬЮ 10 ⁴ ЧАСОВ <i>Самсонова М.А., Костина М.В., Блинов В.М.</i>	356

АНИЗОТРОПИЯ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 <i>Саркеева А.А.</i>	358
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ВОЛОКНИСТОЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Сафаров И.М., Сергеев С.Н., Корзников А.В., Галеев Р.М., Гладковский С.В.</i>	360
ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ <i>Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Хацкий К.К., Беляев М.С., Горбовец М.А.</i>	362
ДЕСТРУКТИВНОЕ ОБЕЗУГЛЕРОЖИВАНИЕ УПРОЧНЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ <i>Сергеев Н.Н., Чуканов А.Н., Баранов В.П.</i>	364
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА PD - 9,8AT.%AU В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300 -4,2 К <i>Табачникова Е.Д., Псарук И.А., Смирнов С.Н., Семеренко Ю.А., Иванисенко Ю.Г., Курманаева Л., Чах К., Мишукф Й.</i>	366
ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ТРИП – СТАЛИ <i>Терентьев В.Ф., Галкин М.П., Просвирнин Д.В., Сиротинкин В.П., Кораблева С.А.</i>	369
УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ ТРИП-СТАЛИ (ОБЗОР) <i>Терентьев В.Ф.</i>	371
ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОЛИЧЕСТВО α - МАРТЕНСИТА В ЗАКАЛЕННОЙ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРИП – СТАЛИ <i>Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Кораблева С.А., Пенкин А.Г., Роцуткин В.В.</i>	375
ФОРМИРОВАНИЕ ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗНЫХ СКОРОСТЯХ ОХЛАЖДЕНИЯ <i>Ульшин В.И., Ульшин С.В.</i>	376
ВЛИЯНИЕ ВОЛЬФРАМА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В ВЫСОКОХРОМИСТЫХ СТАЛЯХ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА <i>Федосеева А.Э., Дудова Н.Р.</i>	378
СЕКЦИЯ 6 ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ	381
DEFORMATION, MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND PROPERTIES OF GRANULATED AND AGGREGATED CERAMIC POWDERS UNDER COLD ISOSTATIC PRESSING <i>Chaika E.V.</i>	382
THE FORMATION OF NANOPARTICLES WITH A FRAGMENT OF COORDINATION COMPOUNDS IN THE GRAIN BOUNDARIES IN THERMAL METALLURGICAL PROCESSES <i>Gerasimchuk A.I., Zheleznova L.I., Molyar A.G., Šubrt J., Murafa N.</i>	384
ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ШИХТЫ НА МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО МАГНИТОТВЕРДОГО СПЛАВА 22Х15К <i>Альмов М.И., Миляев И.М., Зеленский В.А., Юсупов В.С., Анкудинов А.Б., Миляев А.И.</i>	385

О ВЛИЯНИИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СМЕСИ FE-CR-CO <i>Альмов М.И., Сычев А.Е., Капустин Р.Д., Петров Е.В., Сайков И.В., Гордополова Л.В., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Миляев И.М., Юсупов В.С., Алымов М.И., Sytshev A.E., Kapustin R.D., Petrov E.V., Saikov I.V., Gordopolova L.V., Ankudinov A.B., Zelensky V.A., Milyaev I.M., Yusupov V.S.</i>	386
ИЗУЧЕНИЕ ФОРМУЕМОСТИ КОМПОЗИТНОЙ НАНОКЕРАМИКИ <i>Бажин П.М., Столин А.М.</i>	388
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ В ЦЕЛЛЮЛОЗНЫХ МАТРИЦАХ <i>Базанов А.В., Падохин В.А., Кочкина Н.Е.</i>	389
ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ <i>Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.</i>	390
МНОГОЦИКЛИЧНОЕ КОМПАКТИРОВАНИЕ НАНОПОРОШКОВ В РАМКАХ МЕТОДА ГРАНУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ <i>Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б., Лукьяшин К.Е.</i>	392
ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА AL-CU-FE <i>Брянцев П.Ю., Самошина М.Е.</i>	393
ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНОЙ КОРУНДОВОЙ КЕРАМИКИ, ЕЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ <i>Витязь П.А., Ульянова Т.М., Шевченко А.А., Степкин М.О., Титова Л.В.</i>	395
ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Витязь П.А., Гайко В.А., Позылова Н.М., Пынькин А.М.</i>	397
РАЗРАБОТКА СПОСОБА ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ <i>Гвоздев А.Е., Аверьянов Р.В., Сергеев Н.Н.</i>	398
ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ КОМПАКТИРОВАНИЯ НАНО- ZRO ₂ -WC МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ С ПРЯМЫМ ПРОПУСКАНИЕМ ТОКА <i>Геворкян Э.С., Мельник О.М.</i>	400
КОНСОЛИДАЦИЯ МИКРО- И НАНОПОРОШКОВ НИТРИДОВ ЖЕЛЕЗА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ГАЗОВОГО АЗОТИРОВАНИЯ <i>Гнедовец А.Г., Альмов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Ковалев Е.П.</i>	401
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ НЕФТЕПЕРЕРАБОТКИ <i>Голушкова Е.Б., Ильин А.П.</i>	403
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ СПЕЧЕННОЙ С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ КРУПНО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ <i>Григорьев М.В., Кульков С.Н.</i>	404
ПОЛУЧЕНИЕ NiAl ВЗРЫВНЫМ КОМПАКТИРОВАНИЕМ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ Ni И Al <i>Дроздов А.А., Поварова К.Б., Морозов А.Е., Янковский Б.Д., Дерibas А.А.</i>	406

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И СПЕКАНИЕ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ AL-CU-FE <i>Екимов Е.А., Сиротинкин В.П., Петржик М.И., Громницкая Е.Л.</i>	408
НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СЕРЕБРЯННЫХ ПОРОШКОВ <i>Зеленский В.А., Трегубова И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б.</i>	411
УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ $Se_xZr_{1-x}O$ И $Y_xZr_{1-x}O_2$: МОДИФИЦИРОВАННЫЙ ЗОЛЬ-ГЕЛЬ СИНТЕЗ И МОРФОЛОГИЯ <i>Константинов О.В.</i>	411
ДЕФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПОРОШКООБРАЗНОГО ВОЛЬФРАМА ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ <i>Малкин А.И., Чернышев В.В., Клюев В.А., Попов Д.А., Савенко В.И., Лознецова Н.Н., Топоров Ю.П.</i>	413
ЛОГАРИФИЧЕСКИ НОРМАЛЬНЫЙ ЗАКОН ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ КАК ОСНОВА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОЧАСТИЦ <i>Мальшиев В.П., Бектурганов Н.С., Турдукожаева А.М., Кайкенов Д.А.</i>	415
ИССЛЕДОВАНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ RuAl, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ <i>Морозов А.Е., Поварова К.Б., Дроздов А.А.</i>	417
ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНОСТИ МЕТАЛЛА-СВЯЗКИ НА КИНЕТИКУ УПЛОТНЕНИЯ ПРИ СВС-ЭКСТРУЗИИ ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ <i>Паршин Д.А., Стельмах Л.С., Столин А.М.</i>	419
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ И ФОРМИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА <i>Поляков П.А.</i>	420
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НАНОПОРОШКОВ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ <i>Порозова С.Е., Кульметьева В.Б., Сметкин А.А.</i>	422
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ РКУ-ВЫДАВЛИВАНИЕМ ПОРОШКОВОЙ ЗАГОТОВКИ <i>Рябичева Л.А., Портная З.Н., Беликова В.В.</i>	423
СИНТЕЗ НАНОЧАСТИЦ НИТРИДОВ ЖЕЛЕЗА И ХРОМА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ <i>Тихомиров С.А., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Гнедовец А.Г., Зеленский В.А., Тарасов О.Д., Трегубова И.В.</i>	426
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ ОКСИДОВ ХРОМА И ТАНТАЛА <i>Трегубова И.В., Алымов М.И., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А., Залетова И.А.</i>	427
НАНОСТРУКТУРНЫЕ СВЕРХПРОЧНЫЕ ТЯЖЕЛЫЕ ВОЛЬФРАМОВЫЕ СПЛАВЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ <i>Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Болдин М.С., Москвичева А.В., Сахаров Н.В., Мелехин Н.В., Шотин С.В., Лопатин Ю.Г., Козлова Н.А., Баранов Г.В., Белов В.Ю.</i>	429
ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВОЙ МЕДИ ДЛЯ ТЕПЛОАПРЯЖЕННЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КОНТАКТОВ <i>Шалунов Е.П., Смирнов В.М., Краснов В.Ю.</i>	430

ДВУХСТУПЕНЧАТАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ПРОЦЕССЕ СВС-ЭКСТРУЗИИ <i>Штейнман А.Э., Столин А.М., Бажин П.М.</i>	432
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ НИЗКОПОРИСТОГО ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА <i>Шустов В.С., Анкудинов А.Б., Зеленский В.А.</i>	433
СЕКЦИЯ 7 СОЗДАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УЛУЧШЕННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ	435
DEPOSITION TECHNOLOGY, MICROSTRUCTURE AND TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF ALLOYED DIAMOND-LIKE CARBON COATINGS OBTAINED BY PLASMA-ASSISTED DEPOSITION <i>Semenov A.P., Khrushchov M.M., Marchenko E.A., Levin I.S., Dubravina A.A., Atamanov M.V.</i>	436
ANALYSIS OF INTERNAL STRESSES IN EVAPORATED ALUMINUM LAYERS FORMED AT VARIOUS SPUTTERING REGIMES <i>Shimanovich D.L.</i>	438
УПРУГИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА <i>Белоусов О.К., Палий Н.А., Минина Н.А., Волосов Н.А., Заболотный В.Т., Мастенко В.Ю.</i>	440
МОЛИБДЕНСОДЕРЖАЩИЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ <i>Беспалова Ж.И., Паненко И.Н.</i>	441
ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ <i>Бирюков В.П. Петрова И.М., Гадолина И.В.</i>	443
ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТАЛЕЙ МАТЕРИАЛАМИ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ТРИБОУСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ <i>Бледнова Ж.М., Русинов П.О., Степаненко М.А.</i>	445
ПОЛУЧЕНИЕ ПЛЕНОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКОГО ТЕМПЛАТНОГО СИНТЕЗА <i>Буслаев С.С., Парфенюк В.И.</i>	447
МИКРО- И НАНОДИСКРЕТИЗАЦИЯ ФЕРРОМАГНИТНЫХ ПЛЕНОК В ГРАДИЕНТНОМ ТЕМПЕРАТУРНОМ ПОЛЕ <i>Васильев Б.В.</i>	449
ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЛН РЕЛЕЯ И ЛЯВА ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ОТРИЦАТЕЛЬНЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ПУАССОНА <i>Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Кирьянов Д.Ю., Лисовенко Д.С.</i>	451
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ <i>Гришунин В.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В., Комиссарова И.А.</i>	452
ИЗМЕНЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ SI-AL-N ПРИ ОБРАБОТКЕ ИОНАМИ Tl ⁺ ПОДЛОЖКИ ИЗ СПЛАВА БРХ-0,8 <i>Жарков С.Ю., Сергеев В.П., Феодорицева М.В., Калашиников М.П., Нейфельд В.В., Сергеев О.В.</i>	454

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПРОЧНОСТИ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ДЕТОНАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ СВС - ПОРОШКОВ, НАПЫЛЕННЫХ И ОБРАБОТАННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ТЕПЛОВЫХ И УДАРНО - ВОЛНОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ <i>Ильющенко А.Ф., Шевицов А.И., Асташинский В.М., Громыко Г.Ф.</i>	456
ПЛАЗМЕННЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ И АМОРФНЫЕ ПОКРЫТИЯ <i>Калита В.И., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Радюк А.А.</i>	458
РЕЗИСТИВНЫЙ СПЛАВ SI-CR-CO ДЛЯ РАСПЫЛЯЕМЫХ МИШЕНЕЙ <i>Колесникова И.Г., Майоров Л.А., Кузьмич Ю.В.</i>	459
ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СМК СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ FE-CR-CO ПРИ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ <i>Корзников А.В., Мильев И.М., Кашаев Р.М., Корзникова Г.Ф.</i>	461
ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ <i>Косинов Д.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Целлермаер В.Я., Комиссарова И.А., Громов В.Е.</i>	462
ИЗУЧЕНИЕ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК ЦИРКОНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ АВТОКЛАВНЫХ ИСПЫТАНИЙ <i>Котенева М.В., Никулин С.А., Рожнов А.Б.</i>	464
УСТРОЙСТВО ДЛЯ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОФРИКЦИОННЫМ ПЛАКИРОВАНИЕМ <i>Леванцевич М.А., Максимченко Н.Н.</i>	465
РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПЛАКИРОВАНИЯ ВЗРЫВОМ СТАЛИ ЖАРОПРОЧНЫМИ ЭРОЗИОННОСТОЙКИМИ СПЛАВАМИ <i>Малахов А.Ю., Первухин Л.Б., Сайков И.В., Вихман В.Б.</i>	467
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КРИВИЗНЫ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА И ТОЛЩИНЫ ПОКРЫТИЯ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТА «ПОКРЫТИЕ - ПОДЛОЖКА» <i>Мартынов С.А., Балхонов Р.Р.</i>	469
АДГЕЗИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТАНТАЛА И ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Мейснер Л.Л., Гудимова Е.Ю., Остапенко М.Г., Лотков А.И.</i>	472
ИЗМЕНЕНИЕ ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ ФАЗ В ЛЕГИРОВАННЫХ ПАЛЛАДИЕМ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ПАРАМЕТРОВ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ <i>Мейснер Л.Л., Миронов Ю.П., Лотков А.И., Ротштейн В.П.</i>	474
ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОТРУБЧАТЫХ ПОКРЫТИЙ TiO ₂ С ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ <i>Морозов А.Н. Михайличенко А.И.</i>	476
СОЗДАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ В ВАКУУМЕ <i>Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т., Сергиенко К.В.</i>	478
ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СЛОЕВЫХ СТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА <i>Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю.</i>	480

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОЧИСТКИ И УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ 08КП, 40, 12Х18Н9Т, ТИТАНОВОГО И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВОВ ВТ-1 И ВД <i>Павлов М.Д., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В.</i>	482
ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ ВТ6 И ВТ14 С ГРАДИЕНТНЫМ АНТИФРИКЦИОННЫМ ИЗНОСОСТОЙКИМ ПОКРЫТИЕМ <i>Потекаев А.И., Табаченко А.Н., Савостиков В.М., Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Косырский А.Б.</i>	483
ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НА УСТАЛОСТНУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ <i>Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Поломошин Н.Н., Острижная А.С.</i>	484
УПРОЧНЕНИЕ СТАЛИ С МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ <i>Райков С.В., Вацук Е.С., Кобзарева Т.Ю., Е.А. Будовских, Громов В.Е.</i>	485
ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ AL:SI В НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЯХ SI-AL-O-N НА ИХ СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА <i>Рыбалко Е.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Нейфельд В.В., Калашиников М.П., Воронов А.В.</i>	487
ДИАГНОСТИКА АЛМАЗНЫХ ПОКРЫТИЙ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА (КРАТКИЙ ОБЗОР ПРИОРИТЕТНЫХ НАПРАВЛЕНИЙ) <i>Савенко В.И., Спицын Б.В.</i>	489
МЕХАНИЗМЫ РОСТА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК (SiC) _{1-x} (AlN) _x ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ <i>Сафаралиев Г.К., Билалов Б.А., Кардашова Г.Д., Магомедова З.С.</i>	491
ПОВЫШЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТЕПЛОЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ ZR-Y-O / SI-AL-N ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МНОГОСЛОЙНОЙ НАНОСТРУКТУРЫ <i>Сергеев В.П., Панин В.Е., Ризаханов Р.Н., Коротеев А.С., Нейфельд В.В., Калашиников М.П.</i>	493
ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОКОМПОЗИТНЫХ ПОКРЫТИЙ TI-AL-N ПУТЕМ БОМБАРДИРОВКИ ИОНАМИ (CR+V) <i>Сергеев О.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Калашиников М.П., Сунгатулин А.Р.</i>	495
РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВНУТРЕННИХ ПОЛОСТЯХ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОЦИРКУЛЯЦИОННЫМ СПОСОБОМ <i>Симонов В.Н., Унчикова М.В.</i>	497
ВЛИЯНИЕ НАНОЧАСТИЦ НА СТРУКТУРУ ПОВЕРХНОСТИ ПОКРЫТИЯ <i>Страполова В.Н., Юртов Е.В., Киселева Л.В., Мурадова А.Г., Субчева Е.Н.</i>	498
ТЕРМО-МЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И НАНЕСЕНИЕ НА НИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ <i>Трефилова Н.В.</i>	500
ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ АНОДНЫХ ПЛЕНОК НА АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ В ЩЕЛОЧНОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ <i>Филяк М.М., Каныгина О.Н.</i>	501

МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ МИКРОГЕОМЕТРИИ ПОРИСТЫХ АНОДНЫХ ОКСИДОВ НА АЛЮМИНИИ, ПОЛУЧЕННЫХ В ЩЕЛОЧНОМ ЭЛЕКТРОЛИТЕ <i>Филик М.М., Каныгина О.Н.</i>	503
ТЕХНОЛОГИЯ НАНЕСЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ УПРОЧНЯЮЩИХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ФЕРРОПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В КОМБИНИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ПОЛЯХ <i>Хейфец М.Л., Хилько Д.Н.</i>	505
ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ФЕРРОПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ РАЦИОНАЛЬНЫМ ВЫБОРОМ РАБОЧЕЙ СРЕДЫ <i>Хейфец М.Л., Бородавко В.И., Хилько Д.Н.</i>	507
ИССЛЕДОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ТЕРМОУСТОЙЧИВОСТИ К ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯМ АНОДНЫХ СЛОЕВ В AL-AL ₂ O ₃ -СТРУКТУРАХ <i>Шиманович Д.Л.</i>	509
УПРАВЛЕНИЕ СТРОЕНИЕМ, МОРФОЛОГИЕЙ И ДИСПЕРСНОСТЬЮ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЗА СЧЕТ ВВЕДЕНИЯ НАНОПОРОШКА В ЗОНУ СВАРКИ <i>Шляхова Г.В., Данилов В.И., Зернин Е.А., Колмогоров Д.Е.</i>	511
СЕКЦИЯ 8 ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ ПЕРСПЕКТИВНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ (КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ВЫСОКОПРОЧНЫХ КЕРАМИК, ГЕТЕРОСТРУКТУР, ФУЛЛЕРЕНОВ, ПЕНОМАТЕРИАЛОВ И СОТОВЫХ СТРУКТУР)	513
STRUCTURE AND MICRONARDNESS OF LAYERED CRYSTALS OF SEMICONDUCTOR COMPOUNDS <i>Kolesnikov N.N., Borisenko E.B., Borisenko D.N., Bozhko S.I., Timonina A.V.</i>	514
ВЫБОР КРИТЕРИЯ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ ИСКУССТВЕННОГО САПФИРА И КВАРЦА, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОГО ВСЕСТОРОННЕГО ДАВЛЕНИЯ <i>Алиев М.М., Шафиева С.В., Каримова Н.Г.</i>	515
СТРУКТУРА И СВОЙСТВ УГЛЕГРАФИТОВЫХ КАРКАСНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРОПИТАННЫХ МЕДНЫМИ СПЛАВАМИ <i>Антипов В.И., Виноградов Л.В., Гулевский В.А., Колмаков А.Г., Лазарев Э.М.</i>	516
ВЛИЯНИЕ НАНОМОДИФИКАТОРОВ НА ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ФТОРПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ <i>Аргунова А.Г., Охлопкова А.А.</i>	518
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БРОНЕВЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ БРОНЕБОЙНЫХ ПУЛЬ <i>Беспалов И.А.</i>	520
МИКРОВОЛОКНА СОСТАВА ДИОКСИД ЦИРКОНИЯ – ДИОКСИД ЦЕРИЯ: СИНТЕЗ И ПРИМЕНЕНИЕ <i>Бугаева А.Ю., Лоухина И.В., Дудкин Б.Н.</i>	521
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ БАЗАЛЬТОВОГО ВОЛОКНА НА СВОЙСТВА ПТФЭ <i>Васильев С.В., Охлопкова А.А.</i>	523
СПЕКАНИЕ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ МИКРОПОРОШКОВ АЛМАЗА И КУБИЧЕСКОГО НИТРИДА БОРА <i>Витязь П.А., Сеноть В.Т., Ковалева С.А., Парницкий А.М.</i>	525

ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА <i>Волосова Ю.В., Горелов Ю.П., Ефимов А.Л., Переварюха М.А., Ширишин К.В.</i>	527
БЕЗВОДНЫЙ СИНТЕЗ МАГНЕТИТА <i>Галахов А.В., Зеленский В.А., Волченкова В.А., Коваленко Л.В., Фолманис Г.Э.</i>	528
ВЛИЯНИЕ УФ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА СЛОИСТЫЙ ОРГАНО-НЕОРГАНИЧЕСКИЙ НАНОКОМПОЗИТ МЕДИ <i>Гололобова О.А., Стриканов Д.А.</i>	529
УПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИВОЛИНЕЙНО АНИЗОТРОПНЫХ ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ И РОМБОЭДРИЧЕСКИХ НАНОТРУБОК <i>Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С.</i>	531
САМОСПЕКАЮЩИЙСЯ УГЛЕРОДНЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ПЛЕНОК КАМЕННОУГОЛЬНОГО ПЕКА, ОТВЕРЖДЕННОГО НА ЛИСТОЧКАХ ТРГ <i>Дмитриев А.В.</i>	533
ИДЕНТИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА <i>Думанский А.М., Алимов М.А.</i>	535
ВЛИЯНИЕ СОСТАВА УПРОЧНЯЮЩИХ ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА И МУЛЛИТА <i>Евдокимов В.Ю., Тютюкова Ю.Б., Егоров А.А., Овсянников Н.А., Федотов А.Ю., Севостьянов М.А., Пруцков М.Е., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Баринов С.М.</i>	537
ГИБРИДНЫЕ АККУМУЛЯТОРЫ НА ОСНОВЕ КЕРАМИЧЕСКИХ КОНДЕНСАТОРОВ <i>Кабылбекова У.М., Ногай А.С., Кусаинова К.Т.</i>	539
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДИФИЦИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА ПРОЧНОСТНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПОЛИ(МЕТ)АКРИЛИМИДНЫХ ВСПЕНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Корниенко П.В., Горелов Ю.П., Ширишин К.В., Горшенков Ю.М.</i>	542
ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ <i>Мантусова О.Ю., Постнов В.И., Постнова М.В.</i>	543
БАРИЧЕСКИЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОВОДИМОСТИ МОНОСУЛЬФИДА ТАЛЛИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ <i>Мустафаева С.Н., Асадов М.М., Исмаилов А.А.</i>	545
ПОЛУЧЕНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Ti_3SiC_2 ИЗ ПРОДУКТОВ КАРБОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ЛЕЙКОКСЕНОVOГО КОНЦЕНТРАТА <i>Надуткин А.В., Истомин П.В., Грасс В.Э.</i>	546
ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИТОВ С КЕРАМИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ Ti_3SiC_2/SiC МЕТОДОМ СВС-КОМПАКТИРОВАНИЯ НЕПОРОШКОВЫХ СЛОЕВЫХ КОМПОЗИЦИЙ <i>Надуткин А.В., Истомин П.В., Грасс В.Э.</i>	547
СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ IN SITU НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ПРОВОДНИКОВ <i>Никулин С.А., Рожнов А.Б., Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Панцырный В.И., Хлебова Н.Е., Нечайкина Т.А.</i>	549

ИССЛЕДОВАНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ <i>Ожерелков Д.Ю., Степашкин А.А., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В.</i>	550
ПРИМЕНЕНИЕ МОЩНОГО СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИКИ С УЛУЧШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ <i>Отарина И.Б., Раваев А.А., Лавров П.Б., Севостьянов М.А.</i>	551
ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ МЕЖФАЗНОГО СЛОЯ НА ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНО КОМПОЗИТОВ <i>Павлов С.П., Пальков Р.С.</i>	554
ИЗМЕНЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ ($\alpha - \text{Al}_2\text{O}_3$) – (CE–TZP) ПРИ ФОРМИРОВАНИИ В МИКРОСТРУКТУРЕ АНИЗОТРОПНЫХ ФАЗ <i>Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Пенькова О.И., Аладьев Н.А., Шворнева Л.И.</i>	556
ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ М-Q СОПОЛИМЕРОВ НА СВОЙСТВА ГИБРИДНЫХ ГЕТЕРОЦИКЛИЧЕСКИХ-КРЕМНИЙСОДЕРЖАЩИХ НАНОКОМПОЗИТОВ <i>Светличный В.М., Мягкова Л.А., Матюшина Н.В., Татарникова Е.А., Юдин В.Е., Сапрыкина Н.Н., Попова Е.Н., Гофман И.В., Вылегжанина М.Э., Суханова Т.Е.</i>	559
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПСТМ НА ОСНОВЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА КНБ ПОСЛЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ W И TI <i>Сенють В.Т., Ковалева С.А., Гамзелева Т.В., Хейфец М.Л.</i>	560
МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ НАНО-КРЕМНЕЗЁМА А300 ЭПОКСИДНОЙ СМОЛОЙ КАК ФАКТОР ПРОЧНОСТНОГО УСИЛЕНИЯ НАПОЛНЕННОГО ПОЛИЭПОКСИДА (НА ПРИМЕРЕ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ НА СДВИГ И ОТРЫВ) <i>Старокадомский Д.Л., Телегеев И.Г., Ткаченко А.А.</i>	562
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ ZrO_2 В УСТАНОВКАХ С ЭЛЕКТРОНАГРЕВОМ <i>Ткаченко Я.Ю.</i>	564
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ФУЛЛЕРИТОВ C_{60} НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРОДУКТОВ ИХ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ <i>Черногорова О.П., Дроздова Е.И., Потапова И.Н., Добаткин С.В.</i>	566
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ БИМЕТАЛЛА, ПОЛУЧЕННОГО ПО КОМБИНИРОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИИ "СВАРКА ВЗРЫВОМ + ПАКЕТНАЯ ПРОКАТКА" <i>Шишкин Т.А., Первухина О.Л., Первухин Л.Б.</i>	567
СИНТЕЗ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИЧЕСКИХ ПЕНТАОКСИДОВ $\text{Nb}_{2(1-\gamma)}\text{Ta}_{2\gamma}\text{O}_5$ <i>Шербина О.Б., Ефремов В.В., Палатников М.Н., Пасичный В.В., Сидоров Н.В.</i>	568
СЕКЦИЯ 9 НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ (ВКЛЮЧАЯ БИМЕДИЦИНСКИЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛИМЕРЫ, ДЕМПФИРУЮЩИЕ, ОГНЕСТОЙКИЕ)	571
CONCENTRATION DEPENDENCE OF ELASTIC MODULE OF MULTIWALL CARBON NANOTUBES AND POLYPROPYLENE <i>Onanko A.P., Kulish N.P., Prodayvoda G.T., Vyzhva S.A., Onanko Y.A.</i>	572
ВЛИЯНИЕ НЕСТЕХИОМЕТРИИ НА СТРУКТУРУ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТА ВИСМУТА <i>Абубакаров А.Г., Шилкина Л.А., Вербенко И.А., Резниченко Л.А., Дудкина С.И.</i>	574

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКОВ-РЕЛАКСОРОВ <i>Алёшин В.А., Таланов М.В., Резниченко Л.А.</i>	576
МЕХАНИЗМЫ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ МАТЕРИАЛАМИ НА ОСНОВЕ АРАМИДНЫХ ТКАНЕЙ <i>Баженов С.Л., Гончарук Г.П.</i>	578
РАССЛОЕНИЕ И ВОССТАНОВЛЕНИЕ ОКСИДА ГРАФИТА ПРИ ТЕПЛОМ ВЗРЫВЕ <i>Баскаков С.А., Шульга Ю.М., Дремова Н.Н., Кнерельман Е.И., Орстт Г.И., Шульга Н.Ю., Баскакова Ю.В., Скрылева Е.А.</i>	579
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ АНИОНЗАМЕЩЕННОГО ГИДРОКСИАПАТИТА <i>Богданова Е.А., Сабирзянов Н.А.</i>	581
ПРОЧНОСТЬ ПКМ ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ВАКУУМНОЙ ИНФУЗИИ <i>Борщев А.В., Козан Д.И.</i>	582
ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ТВЁРДЫХ РАСТВОРАХ СИСТЕМЫ $VA_xSR_{1-x}NB_2O_6$. <i>Вербенко И.А., Абубакаров А.Г., Шилкина Л.А., Садыков Х.А., Дудкина С.И., Резниченко Л.А., Толмачёв Г.Н.</i>	583
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ УСТАЛОСТНОГО РАССЛОЕНИЯ УГЛЕПЛАСТИКОВ В УСЛОВИЯХ ОТРЫВА И СДВИГА <i>Деев И.С., Кобец Л.П., Румянцев А.Ф.</i>	585
ЭНЕРГЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ ПОЛИМЕР/ОРГАНОГЛИНА С АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ <i>Дибирова К.С., Козлов Г.В., Магомедов Г.М.</i>	587
ЭЛАСТИЧНЫЕ ФЛУОРЕСЦЕНТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК CDSE И ПОЛИМЕТИЛМЕТАКРИЛАТА <i>Должников В.С., Жирнов А.Е., Аржаков М.С., Луковкин Г.М.</i>	589
МЕХАНИЧЕСКАЯ ПЕРЕРАБОТКА ОТХОДОВ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА <i>Досмаганбетов А.К.</i>	590
СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ОРГАНИЧЕСКОЙ ФАЗЕ ПРИ ЭКСТРАКЦИИ РЭ РАСТВОРАМИ ДЭГФК <i>Кизим Н.Ф., Голубина Е.Н., Чекмарев А.М.</i>	592
РАЗРУШЕНИЕ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УФ-ИЗЛУЧЕНИЯ <i>Козлова А.А.</i>	593
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ ЭЛЕКТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ <i>Колокольцев В.Н., Лазоренко В.М., Товтин В.И., Ляховицкий М.М., Десярев В.Ф.</i>	595
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДЕМПФИРУЮЩИХ СВОЙСТВ ВЫСОКОПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, ТИТАНА И СТАЛИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Марукович А.И., Сморгыго О.Л., Ильющенко А.Ф.</i>	596
ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ РЕДКОШИТОЙ СТРУКТУРЫ ПОСЛЕ ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ И ВОЗДЕЙСТВИЯ ЕСТЕСТВЕННЫХ КЛИМАТИЧЕСКИХ УСЛОВИЙ <i>Мекалина И.В., Сентюрин Е.Г., Тригуб Т.С., Богатов В.А.</i>	599

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИМЕРОВ <i>Мержиевский Л.А., Карпов Е.В., Юношев А.С., Коробейников М.В., Штарклев Е.А.</i>	599
КОМПОЗИЦИОННЫЙ ФИЛЬТРУЮЩИЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ ЦИЛИНДРОВ ИЗ РАДИАЛЬНО ОРИЕНТИРОВАННЫХ МНОГОСТЕННЫХ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК <i>Москвичев А.А., Москвичев А.Н., Мотова Е.А.</i>	600
ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ НАНОСТРУКТУРНОГО БИОМАТЕРИАЛА <i>Насакина Е.О., Севостьянов М.А., Колмаков А.Г., Заболотный В.Т.</i>	601
РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОЧАСТИЦ ZrO_2 В ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЕ <i>Опарина И.Б., Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Быков П.А., Жирнов А.Е.</i>	604
ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, ЗЕРЕННОЕ СТРОЕНИЕ, ТЕПЛО- И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МУЛЬТИФЕРРОИКОВ $B_{1-x}RE_xFeO_3$ (RE = Tb, Dy, Ho, Er, Yb, Tm, Lu) <i>Павелко А.А., Резниченко Л.А., Гаджиев Г.Г., Шилкина Л.А., Алешин В.А.</i>	606
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ БЕССВИНЦОВЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ СИСТЕМЫ $(Na, K, Li)(Nb, Ta, Sb)O_3$ <i>Павленко А.В., Резниченко Л.А., Шилкина Л.А., Разумовская О.Н., Бодырев Н.А.</i>	608
ВЛИЯНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОРГАНО-НЕОРГАНИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ И МОРФОЛОГИИ ФЕРМЕНТСОДЕРЖАЩЕГО МАТЕРИАЛА НА АКТИВНОСТЬ ИММОБИЛИЗОВАННЫХ ХОЛИНЭСТЕРАЗ <i>Паентко В.В., Матрунчик Ю.В., Матковский А.К.</i>	610
СТРУКТУРА, МИКРОСТРУКТУРА, И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА $BiFeO_3$, МОДИФИЦИРОВАННОГО ОКСИДНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ D-ЭЛЕМЕНТОВ (Ti, Nb, Mn, Co, Ni, Zn). <i>Садыков Х.А., Вербенко И.А., Шилкина Л.А., Павленко А.В., Резниченко Л.А., Дудкина С.И., Симоненко С. А., Константинов Г. М.</i>	611
ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Al-Cu-Fe <i>Самошина М.Е., Брянецев П.Ю.</i>	613
ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ПОЛИИМИДНОЙ ПЛЕНКИ ПМА В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 4.2-350 К <i>Семеренко Ю.А., Кириченко Г.И., Солдатов В.П.</i>	615
ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА И ТВЕРДОСТЬ ОТОЖЖЕННЫХ СПЛАВОВ С МОНОТЕКТОИДНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ: НИОБИЙ–ЦИРКОНИЙ, ЦИНК–АЛЮМИНИЙ <i>Скворцов А.И., Плюснин Е.С., Скворцов А.А.</i>	617
ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ АМОРФНОЙ ПОЛИИМИДНОЙ ПЛЕНКИ ПМ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 1,6 -300К <i>Солдатов В.П., Кириченко Г.И., Абраимов В.В.</i>	618
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ БИОМАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ БИОГЕННОГО ГИДРОКСИАПАТИТА И МОНЕТИТА <i>Сыч Е.Е., Пинчук Н.Д., Евич Я.И.</i>	620

РАЗРУШЕНИЕ НЕТКАНЫХ ВОЛОКОН ПОЛИ-3-ГИДРОКСИБУТИРАТА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЛАГИ И МИКРООРГАНИЗМОВ ПОЧВЫ <i>Тертышина Ю.В., Шибряева Л.С., Ольхов А.А., Попов А.А.</i>	621
ЭЛЕКТРОПРОВОДЯЩИЕ ПОЛИМЕРНЫЕ ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ ПОЛИ-ТЕТРА (P-АМИНОФЕНИЛ) ПОРФИНА <i>Тесакова М.В., Парфенок В.И.</i>	622
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СПЕКАНИЯ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ГИДРОКСИАПАТИТНОЙ КЕРАМИКИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ МИКРОВОЛНОВОГО СПЕКАНИЯ <i>Товстоног А.Б., Сыч Е.Е., Евич Я.И., Скороход В.В.</i>	625
КЕРАМИКА ИЗ МЕДЬ- И ЦИНКЗАМЕЩЕННОГО ТРИКАЛЬЦИЙФОСФАТА ДЛЯ ОСТЕОПЛАСТИКИ <i>Фадеева И.В., Баринов С.М., Комлев В.С., Филиппов Я.Ю., Шворнева Л.И., Тютюкова Ю.Б.</i>	626
МИНЕРАЛЬНЫЕ ВЕЩЕСТВА ДЛЯ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПРОДУКТОВ ПИТАНИЯ <i>Фолманис Г.Э., Коваленко Л.В.</i>	628
ПОЛУЧЕНИЕ МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОРАЗМЕРНОГО ГИДРОКСИАПАТИТА И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ЕГО ОСНОВЕ <i>Шевчук О.М., Чобит М.Р., Букартик Н.М., Огар Г.А., Токарев В.С.</i>	630
СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННОЕ СТРОЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦ ЗОЛОТА <i>Яржемский В.Г., Изотов А.Д., Изотова В.О.</i>	633
СЕКЦИЯ 10 ДЕФОРМАЦИЯ И РАЗРУШЕНИЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ И ПРИРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ	635
ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ГЛИНИСТОГО СЫРЬЯ <i>Андреева А.В.</i>	636
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ГИДРАТАЦИИ И НАБОРА ПРОЧНОСТИ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ МОДИФИЦИРОВАННОГО КОМПЛЕКСНОЙ НАНОДОБАВКОЙ <i>Артамонова О.В., Кукина О.Б., Солохин М.А.</i>	638
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ СТВОЛА ЛИСТВЕННОГО ДЕРЕВА ПРИ НАЗЕМНОМ ГРОВОМ РАЗРЫДЕ <i>Барановский Н.В.</i>	640
ТЕПЛОИЗОЛЯЦИЯ ИЗ КАРБИДИЗИРОВАННОЙ КИАНИТОВОЙ РУДЫ <i>Белогурова О.А.</i>	642
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВИЖЕНИЯ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В МОНОКРИСТАЛЛАХ БЕРИЛЛИЯ И СПЛАВОВ БЕРИЛЛИЯ С МЕДЬЮ ПРИ МНОГОКРАТНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Босин М.Е., Русскин В.М.</i>	643
О МЕХАНИЗМЕ НЕТЕПОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ ГЕОМАТЕРИАЛОВ <i>Бунин И.Ж.</i>	645

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ СУБМИКРОННЫХ ЧАСТИЦ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ГОРНЫЕ ПОРОДЫ <i>Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Осокин А.А.</i>	646
РАЗРУШЕНИЕ РАЗРЫВОМ КУСКОВ РУДЫ СКРЫТОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГРАФИТА <i>Дмитриев А.В., Башарин И.А.</i>	648
ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССА ТВЕРДЕНИЯ МАГНЕЗИАЛЬНОГО ЦЕМЕНТА <i>Луда О.М.</i>	650
ХИМИЧЕСКАЯ МОДИФИКАЦИЯ БАЗАЛЬТОВОГО СТЕКЛОВОЛОКОННОГО НАПОЛНИТЕЛЯ КАК ПУТЬ УПРАВЛЕНИЯ ЕГО СЦЕПЛЕНИЕМ С ЦЕМЕНТНОЙ МАТРИЦЕЙ <i>Кнотько А.В., Меледин А.А., Судьин В.В., Филиппов Я.Ю., Гаршев А.В., Путляев В.И.</i>	651
СИНТЕЗ ГРАНУЛЯРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПИРИТНЫХ ОГАРКОВ <i>Колтаков В.С., Лавров П.Б., Опарина И.Б., Раваев А.А., Федосов М.А.</i>	652
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ЗОНАЛЬНЫХ ОКАТЫШЕЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВНЕШНИХ НАГРУЗОК <i>Короушкин В.В., Шипко М.Н., Смагина А.В.</i>	655
О ПРОЦЕССЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ НА РАЗНЫХ МАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ ПРИ ВЗРЫВНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ <i>Кочанов А.Н.</i>	656
ОТ СИНЕРГОБЕТОНА К НАНОСИНЕРГОБЕТОНУ <i>Кузьмин И.Б.</i>	658
ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ РАЗРУШЕНИЯ ПРИРОДНЫХ МИНЕРАЛОВ ПРИ БУРЕНИИ ТЕПЛООБМЕННЫХ СКВАЖИН <i>Кусаинов К., Турдыбеков К.М., Ахмадиев Б.А., Шулюшбаева Н.Н.</i>	660
ВЛИЯНИЕ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ С ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРОЙ ЗАМЕРЗАНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ МЕРЗЛОГО ГРУНТА <i>Малкин А.И., Бессонов А.И., Полукарлова З.М., Афанасьева Г.Н.</i>	662
СЕКЦИЯ 11 ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ	665
ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТЕЙ ТРЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПТФЭ <i>Аргунова А.Г.</i>	666
О НАИЛУЧШЕЙ СТРУКТУРЕ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ПОВЕРХНОСТЕЙ С ВЫСОКИМ СОПРОТИВЛЕНИЕМ ВЫКРАШИВАНИЮ <i>Боровик А.В., Боровик В.Г.</i>	668
ТРИБОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА МНОГОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ЧЕРЕДУЮЩИХСЯ НАНОСЛОЕВ CRN/ALN <i>Воронов А.В., Сергеев В.П., Федорищева М.В., Калашиников М.П.</i>	670
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОДУКТОВ ИЗНОСА ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Калашиников И.Е., Болотова Л.К., Чернышова Т.А.</i>	672
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ТРЕНИИ ТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TI-AL-N <i>Колубаев Е.А., Рубцов В.Е., Колубаев А.В.</i>	674

СТРУКТУРНЫЙ КРИТЕРИЙ ТРИБОПОВРЕЖДАЕМОСТИ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТРУЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ <i>Маленко П.И.</i>	676
ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО ИЗНОСА МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ <i>Потекаев А.И., Хохлов В.А., Галсанов С.В.</i>	679
ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ ГРАНИТА И СПЛАВА АМГ2 В СКОЛЬЗЯЩЕМ КОНТАКТЕ <i>Рубцов В.Е., КолубаевЕ.А., Колубаев А.В.</i>	681
ВИЗУАЛИЗАЦИЯ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СКОЛЬЗЯЩЕМ КОНТАКТЕ <i>Тарасов С.Ю., Рубцов В.Е., Колубаев А.В., Горбатенко В.В.</i>	683
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ И СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, СОДЕРЖАЩИХ ГРАФИТ, В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ С ВЫСОКОЙ КОНТАКТНОЙ ПЛОТНОСТЬЮ ТОКА <i>Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Рубцов В.Е., Алеутдинова В.А.</i>	685
ВЛИЯНИЕ ТРЕНИЯ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНТАКТА И СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ КОНТАКТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И СТАЛЕЙ <i>Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Рубцов В.Е., Алеутдинова В.А.</i>	687
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОДУКТОВ ИЗНОСА МАСЛОМОДИФИЦИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПТФЭ <i>Федоров А.Л., Петрова П.Н.</i>	689
ВЛИЯНИЕ ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КОНТАКТИРУЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПРИ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ СТАЛИ <i>Цыбанёв Г.В., Кураш Ю.П.</i>	691
ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ СЛОЕВ И ДЕБРИСА ИЗНОСА В СУХОМ ТРЕНИИ СКОЛЬЖЕНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Болотова Л.К., Катин И.В.</i>	693
СЕКЦИЯ 12 ОЦЕНКА РЕСУРСА ДЕТАЛЕЙ МАШИН, МЕХАНИЗМОВ, КОНСТРУКЦИЙ ПРИБОРОВ, ТЕХНОЛОГИИ, ПОЗВОЛЯЮЩИЕ ПРЕДУПРЕДИТЬ ПРОЦЕССЫ РАЗРУШЕНИЯ, СПОСОБЫ БОРЬБЫ С КАТАСТРОФИЧЕСКИМ РАЗРУШЕНИЕМ	697
DETERMINATION OF CYCLIC CORROSION CRACK RESISTANCE CHARACTERISTICS OF AN OIL TRUNK LINE PIPE MATERIAL <i>Luzhetsky V.</i>	698
FATIGUE ANALYSIS OF NISSAN ASHOK LEYLAND TRUCK AXLE <i>Sunder R., Savkin A.N., Andronik A.V., Sukhanov M.A.</i>	700
ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК НАДЕЖНОСТИ <i>Библик И.В.</i>	702
ВЛИЯНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ УЗЛА СОЧЛЕНЕНИЯ НА ДЕФОРМИРОВАНИЕ СТЕРЖНЕВОЙ СИСТЕМЫ <i>Буйницкая Ю.Ф., Доронин С.В.</i>	704

ПРОГРЕССИВНАЯ ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ КОМБАЙНОВ – ОСНОВА РЕСУРСА РАБОТЫ БЕЗ РАЗРУШЕНИЙ <i>Буцык Н.И., Гвоздев А.Е., Демидова А.А., Сергеев Н.Н., Ярмоленко В.С.</i>	706
РОСТ ТРЕЩИНЫ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДИФФУНДИРУЮЩЕГО В НЕЕ ГАЗА <i>Дашевский И.Н.</i>	707
ОБ ОБРАЗОВАНИИ ПРАВИЛЬНЫХ СИСТЕМ РАДИАЛЬНЫХ ТРЕЩИН ПРИ ТОЧЕЧНОМ ИЗГИБЕ ПЛАСТИН <i>Дашевский И.Н.</i>	709
ОБ ОБРАЗОВАНИИ СИММЕТРИЧНОЙ СИСТЕМЫ ТРЕЩИН ВОКРУГ НЕФТЕГАЗОВОЙ СКВАЖИНЫ <i>Дашевский И.Н.</i>	711
ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ СОСУДА ДАВЛЕНИЯ ПРИ АВАРИЙНОМ ПОВРЕЖДЕНИИ ПАТРУБКОВОЙ ЗОНЫ <i>Доронин С.В.</i>	713
ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ РЕАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПО ДАННЫМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА СОСТОЯНИЯ ИХ ПОВЕРХНОСТИ <i>Ермишкин В.А., Минина Н.А., Кулагин С.П., Томенко А.К.</i>	716
МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ С МЕХАНИЧЕСКИМИ ПОВРЕЖДЕНИЯМИ <i>Есиев Т.С.</i>	718
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС НА ПРИЗМАТИЧЕСКИХ ОБРАЗЦАХ <i>Зеньков Е.В.</i>	720
НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ДЕФОРМИРОВАНИЕ ТОНКОСТЕННЫХ КОМПОЗИТНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ ПРИ ИЗГИБЕ <i>Лоскутов Ю.В.</i>	721
ОЦЕНОЧНЫЕ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ПАРАМЕТРЫ В ОБЕСПЕЧЕНИИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ ФОРМ ЛИТЬЯ <i>Миронова Л.И.</i>	722
СИСТЕМА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ПРОИЗВОДСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ <i>Панфилова А.В., Кузьмин И.Б.</i>	725
ОЦЕНКА РАСХОДА ПРОЧНОСТНОГО РЕСУРСА МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ <i>Петров М.Г.</i>	727
СПОСОБ ОЦЕНКИ ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ И ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ЭЛЕМЕНТОВ СООРУЖЕНИЙ И УСТРОЙСТВ <i>Ромбах В.П.</i>	729
МЕТОД ОЦЕНКИ ВРЕМЕНИ ДО РАЗРУШЕНИЯ РАДИОЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ВИБРАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ <i>Роцин К.В.</i>	731

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С УЧЁТОМ КОНСТРУКТИВНЫХ, ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ НА ОСНОВЕ МЕТОДОВ СТАТИСТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ДАННЫХ <i>Рудзей Г.Ф.</i>	733
СИЛОВЫЕ И ДЕФОРМАЦИОННО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ КРИТЕРИИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СТАЛИ ПРИ СЛУЧАЙНОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Савкин А.Н., Седов А.А., Андроник А.В.</i>	735
ОЦЕНКА ЖИВУЧЕСТИ РЕЗЕРВУАРА ПРИ ЗАПРОЕКТНОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Сигова Е.М., Доронин С.В.</i>	737
ВЛИЯНИЕ ФРАКТАЛЬНОЙ РАЗМЕРНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ <i>Усов В.В., Шкапуляк Н.М., Рабкина. М.Д., Чернева Т.С.</i>	739
О ДЕФОРМАЦИЯХ ДЮРАЛЮМИНИЕВЫХ И СТАЛЬНЫХ БУРОВЫХ КОЛОНН ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПЕРЕМЕННЫХ ОСЕВЫХ НАГРУЗОК И КРУТЯЩЕГО МОМЕНТА <i>Хаджиева Л.А., Сергалиев А.С., Умбеткулова А.Б.</i>	742
ФРАКТОДИАГНОСТИКА АВАРИЙНЫХ РАЗРУШЕНИЙ ТЕХНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА СЕВЕРЕ <i>Яковлева С.П., Махарова С.Н.</i>	744
СЕКЦИЯ 13 СОВРЕМЕННОЕ ОБОРУДОВАНИЕ И НОВЫЕ ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ	747
SENSORS BASED ON FIBER BRAGG GRATINGS FOR MONITORING DIFFERENT CONSTRUCTIONS PARAMETERS <i>Опушкова С. А, Гапоненко Р. Л, Novozhylov P. B.</i>	748
OPTICAL TESTING OF MAGNETIC STATE OF MANGANITE NANOOXIDES BEFORE AND AFTER DEFORMATION <i>Telegin A., Mostovshchikova E.V., Naumov S.V., Gizhevskii B.A., Solin N.I.</i>	748
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА МЕХАНОАКТИВАЦИИ ШИХТЫ МАГНИТОТВЁРДОГО СПЛАВА 22Х15К МЕТОДАМИ МЁССБАУЭРОВСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ И РЕНТГЕНОФАЗОВОГО АНАЛИЗА <i>Альмов М.И., Корнеев В.П., Ковалёв Д.Ю., Миляев И.М., Воппе Т.А.</i>	749
ПОЗИТРОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОТЖИГЕ <i>Бордулев Ю.С., Лаптев Р.С., Лидер А.М., Кузнецов П.В., Корзников А.В., Корзникова Е.А., Рахматулина Т.В.</i>	750
ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ КАК ПОКАЗАТЕЛЬ СТАДИИ ПРОЦЕССА ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ <i>Дамаскинская Е.Е., Кадомцев А.Г., Гиляров В.Л.</i>	751
БЕЗОБРАЗЦОВЫЙ МЕТОД КОНТРОЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИЗДЕЛИЙ РАДИОЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЫ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ <i>Данилин В.В., Агафонов Р.Ю., Волков П.В., Демидов А.Н., Каримбеков М.А.</i>	754
МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЖИДКИХ РАССПЛАВОВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ <i>Демидов А.А., Кавицкий И.М., Гвоздев А.Е., Сергеев Н.Н.</i>	755

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЛЕЙ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТОДОМ МНОГОШАГОВОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ <i>Доброславский А.В.</i>	756
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ КОМПЬЮТЕРНОЙ ТОМОГРАФИИ НА ОСНОВНЫХ ЭТАПАХ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА <i>Долгодворов А.В., Докучаев А.Г., Чекалкин А.А.</i>	759
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ <i>Егоров А.В., Петрова О.О., Поляков В.В., Лепендин А.А.</i>	760
ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СПЛАВА ЦМ-2А ПО ДАННЫМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЗОНЫ НАДРЕЗА <i>Ермишкин В.А., Севостьянов М.А., Минина Н.А.</i>	761
НОВАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ <i>Котречко С.А., Полушкин Ю.А., Гриценко В.Н., Мамедов С.А.</i>	762
СРАВНЕНИЕ МЕТОДОВ ИЗМЕРЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ НА ПРИМЕРЕ ИССЛЕДОВАНИЯ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ТОНКИХ ПЛЁНОК <i>Кравчук К.С., Усеинов А.С.</i>	764
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИКИ ПРОЦЕССА ДЕСТРУКЦИИ ВЫСОКОВЯЗКОЙ НЕФТИ ПРИ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКЕ <i>Кусаиных К., Байкенов М.И., Нусупбеков Б.Р., Сатыбалдин А.Ж.</i>	766
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССА ДЕСТРУКЦИИ ОРГАНИЧЕСКОЙ МАССЫ ТЯЖЕЛОЙ НЕФТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНЫМИ РАЗРЯДАМИ <i>Кусаиных К., Байкенов М.И., Нусупбеков Б.Р., Сатыбалдин А.Ж.</i>	768
ПРОЯВЛЕНИЕ САМОПОДОБИЯ В ПРОЦЕССЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ ПОРИСТОГО МЕТАЛЛА <i>Лепендин А.А., Поляков В.В., Егоров А.В.</i>	770
ЛАЗЕРНЫЙ МЕТОД ВЫЯВЛЕНИЯ ДЕФЕКТОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ <i>Мордасов В.И., Сазонникова Н.А.</i>	771
НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЛИЯНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ВЫЯВЛЕННЫЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫМ МЕТОДОМ <i>Никитина Н.Е., Мотова Е.А.</i>	774
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ ЦИРКОНИЕВЫХ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОКИСЛЕНИЯ <i>Никулин С.А., Рогачев С.О., Рожнов А.Б., Мальгин А.Г., Абрамов Н.Н., Хаткевич В.М.</i>	776
УЛУЧШЕНИЕ МЕТРОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ПРИМЕСЕЙ В ВОЛЬФРАМЕ И ЕГО СОЕДИНЕНИЯХ МЕТОДОМ АЭС С ИСП <i>Паунов А.К., Казенас Е.К., Волченкова В.А., Кряжсков И.И., Смирнова В.Б., Фомина А.А.</i>	777
ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ТРИП – СТАЛИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ <i>Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Кораблева С.А., Ашмарин А.А.</i>	778

ЛАЗЕРНЫЙ ОПТИКО-АКУСТИЧЕСКИЙ МЕТОД НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛАХ ПОСЛЕ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ <i>Подымова Н.Б., Карабутов А.А.</i>	780
ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИАМИДА МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ <i>Протасеня Т.А., Крень А.П.</i>	783
АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ СООТНОШЕНИЯ МЕЖДУ МАГНИТНЫМИ ПАРАМЕТРАМИ СТАЛЕЙ В НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ <i>Сандомирский С.Г.</i>	785
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА НАКОПЛЕНИЯ РАССЕЯННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ СЛОИСТОГО УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ПОВТОРНО СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Северов П.Б., Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Иванов В.И.</i>	787
ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИМЕРЭЛАСТОМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ АСМ <i>Шадрин Н.В.</i>	789
КОМПЛЕКСНАЯ МЕТОДОЛОГИЯ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ПЛЕНОК КАРБОНИТРИДОВ БОРА И КРЕМНИЯ <i>Шапов В.Р., Румянцев Ю.М., Хомяков М.Н.</i>	791
СЕКЦИЯ 14 КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МЕТОДЫ ОПИСАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И НАНОМАТЕРИАЛОВ	793
STOCHASTIC MODEL FOR TEXTURED ALUMINIUM <i>Bobrov P., Lütjens J., Köhler B., Montalvo-Urquizo J.</i>	794
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ КРИВЫХ СТАТИЧЕСКОГО ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННОГО А1 СПЛАВА В-1461 ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ, В ТОМ ЧИСЛЕ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ <i>Атаев В.В., Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Хохлатова Л.Б.</i>	794
МИНИМИЗАЦИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СОСТАВНОЙ ПЛАСТИНЫ ПРИ ИЗГИБЕ <i>Аскарров В.А.</i>	795
ИЗГИБ ПЛАСТИНЫ ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ, ОСЛАБЛЕННОЙ ДВУМА ПРЯМОЛИНЕЙНЫМИ ТРЕЩИНАМИ <i>Аскерова Т.А.</i>	797
РАЗРУШЕНИЕ ПЛАСТИНЫ, ОСЛАБЛЕННОЙ ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМОЙ КРИВОЛИНЕЙНЫХ ОТВЕРСТИЙ <i>Ахмедова М.В.</i>	800
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ <i>Аунова А.Х.</i>	802
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С КОМПОЗИТНЫМ АL-TiC ПОКРЫТИЕМ <i>Балохонов Р.Р., Романова В.А., Шваб Е.А., Ковалев В.А., Мартынов С.А.</i>	803
ОПЕРАТОРЫ КОНЦЕНТРАЦИЙ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ В ТКАНЫХ КОМПОЗИТАХ АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ <i>Бардушкин В.В., Колесников В.И., Сычев А.П., Сычев А.А., Яковлев В.Б.</i>	806

АТОМНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В СТРУКТУРАХ КРЕМНИЙ НА КРЕМНИИ, ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ ПРЯМОГО СРАЩИВАНИЯ <i>Белов А.Ю.</i>	809
МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ МЕТОДОМ ГРАНУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ: УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОМПАКТОВ <i>Болтачев Г.Ш., Волков Н.Б., Нагаев К.А.</i>	810
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭНЕРГИИ РАСТВОРЕНИЯ ВОДОРОДА НА МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЕ ОЦК-ЖЕЛЕЗА <i>Верховых А.В., Мирзоев А.А.</i>	812
ОЦЕНКА ЛОКАЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ГРАНИЦЫ ЗЕРНА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ <i>Волоконский М.В., Мишин В.М.</i>	814
ПОПЕРЕЧНЫЙ СДВИГ СОСТАВНОЙ УПРУГОЙ СРЕДЫ С ТРЕЩИНАМИ СО СВЯЗЯМИ МЕЖДУ БЕРЕГАМИ В КОНЦЕВЫХ ЗОНАХ <i>Гасанов Ф.Ф.</i>	816
ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИНЫ В ПОКРЫТИИ НА УПРУГОМ ОСНОВАНИИ <i>Гасанов Ш.Г.</i>	818
К ВОПРОСУ О НЕЛИНЕЙНЫХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ ТОНКОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ С УЧЕТОМ ЕГО ЖЕСТКОСТИ <i>Гладков С.О., Рабаданов Р.Г.</i>	820
МОДЕЛИРОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОГО УГЛЕПЛАСТИКА С ОПТОВОЛОКОННЫМИ СЕНСОРАМИ <i>Гончаров В.А., Федотов М.Ю.</i>	822
ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ОГРАЖДАЮЩИХ КОНСТРУКЦИЙ С УЧЕТОМ НЕЛИНЕЙНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ <i>Данилов М.Н., Федорова Н.Н.</i>	823
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ НА МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦАХ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА <i>Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р.</i>	824
МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ВАКАНСИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ <i>Емалетдинов А.К., Мухаматова М.Х.</i>	825
МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННОЙ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Емалетдинов А.К., Талипов Р.Р.</i>	827
КВАНТОВО-ХИМИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ УСТОЙЧИВОСТИ ОТДЕЛЬНЫХ ФУЛЛЕРЕНОПОДОБНЫХ MoS ₂ ЧАСТИЦ <i>Еняшин А.Н.</i>	828
САМОСОГЛАСОВАННЫЕ ЗАДАЧИ ДИНАМИКИ ПОВРЕЖДЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ <i>Ерофеев В.И., Никитина Е.А., Миклашевич И.А.</i>	830
МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ <i>Зацарная А.В., Котречко С.О.</i>	832

ИЗУЧЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛА С ПОРИСТЫМ ПОКРЫТИЕМ МЕТОДАМИ ЧИСЛЕННОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ <i>Зиновьев А.В., Балохонов Р.Р.</i>	833
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ. СРАВНЕНИЕ МОДЕЛЕЙ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКОЙ И ФИЗИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ <i>Зиновьева О.С., Романова В.А., Ястребов В.А., Зиновьев А.В.</i>	835
СИСТЕМНО-ГЕОМЕТРИЧЕСКИЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ ЗАДАЧ ТЕОРИИ ТВЕРДОГО ТЕЛА <i>Изотов А.Д., Маврикиди Ф.И.</i>	838
УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ ИЗГИБАЕМОЙ ПЛАСТИНЫ С ПЕРИОДИЧЕСКОЙ СИСТЕМОЙ КРУГОВЫХ ОТВЕРСТИЙ <i>Искендеров Р.А.</i>	840
РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ КОЭФИЦИЕНТОВ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЯ ЗАТУПЛЕННОЙ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В ОЦК КРИСТАЛЛЕ <i>Карпинский Д.Н., Санников С.В.</i>	842
УНИВЕРСАЛЬНАЯ МОДЕЛЬ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Коробов А.В., Багмутов В.П., Столярчук А.С.</i>	844
ВЛИЯНИЕ СИЛ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ НАНОРАЗМЕРНЫХ КРИСТАЛЛОВ С ОЦК РЕШЕТКОЙ <i>Котречко С.А., Овсянников А.В., Лидыч В.В.</i>	845
ВЛИЯНИЕ ИНТЕРФЕЙСОВ НА ХАРАКТЕР РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛООВОГО ФРОНТА И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЛОКАЛЬНЫХ МОМЕНТОВ СИЛ В СИСТЕМАХ С ТЕРМОБАРЬЕРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ <i>Куприянов С.Н., Моисеенко Д.Д., Максимов П.В., Панин С.В., Панин В.Е.</i>	847
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА УДАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ СФЕРИЧЕСКОГО ТЕЛА С ПОВЕРХНОСТЬЮ <i>Лапшин В.Л., Глухов А.В., Рудых А.В.</i>	849
КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ СИСТЕМЫ In-Sn-Zn ДЛЯ КОНСТРУИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУР БЕССВИНЦОВЫХ ПРИПОЕВ <i>Луцык В.И., Воробьева В.П., Шодорова С.Я., Сумкина О.Г.</i>	851
О ЗАВИСИМОСТИ УПРУГИХ СВОЙСТВ ОТ РАЗМЕРА И ФОРМЫ БЕЗОПОРНОГО НАНОКРИСТАЛЛА ОЦК-ЖЕЛЕЗА <i>Магомедов М.Н.</i>	853
ДИСКРЕТНО-КОНТИНУАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОГО ФРОНТА И РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЛОКАЛЬНЫХ МОМЕНТОВ СИЛ В ПОРИСТЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ <i>Максимов П.В., Моисеенко Д.Д., Панин В.Е.</i>	856
ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ БАЛКИ ПРИ ДЕЙСТВИИ НАГРУЗКИ, ДВИЖУЩЕЙСЯ ПО ЕЕ ПОВЕРХНОСТИ <i>Мамаев Ш.М.</i>	858
ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН НА ВАКАНСИОННЫЕ ПОРЫ В ДЕФОРМИРОВАННОМ КРИСТАЛЛЕ <i>Маркидинов А.В., Старостенков М.Д., Павловская Е.П.</i>	860

КИНЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Мелихов И.В., Алексеева О.В., Рудин В.Н., Носков А.В., Козловская Э.Д.</i>	862
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕВРАЩЕНИЙ ВБЛИЗИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН КРУЧЕНИЯ В Ni В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Микроков В.Р., Дябденков В.В., Дмитриенко Д.Д., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д.</i>	864
ВЛИЯНИЕ СТРИНГЕРОВ НА РАЗВИТИЕ КОГЕЗИОННОЙ ТРЕЩИНЫ <i>Мир-Салим-заде М.В.</i>	866
ПЛОСКАЯ ЗАДАЧА О ЧАСТИЧНОМ КОНТАКТИРОВАНИИ БЕРЕГОВ ТРЕЩИНЫ ПЕРЕМЕННОЙ ТОЛЩИНЫ С КОНЦЕВЫМИ ЗОНАМИ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ <i>Мирсалимов В.М.</i>	868
МНОГОУРОВНЕВОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДЕЙСТВИИ НАГРУЗОК <i>Михайловский К.В., Резник С.В., Соколов А.П.</i>	870
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ТРЁХФАЗНОГО ГРАДИЕНТНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Молодец А.М., Ким В.В., Емельянов А.Н., Гольшев А.А.</i>	872
МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО И ТЕПЛОВОГО ПОЛЕЙ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ POR- Al_2O_3 <i>Муратова Е.Н., Муратов А.А.</i>	875
ТОРМОЖЕНИЕ РАЗВИТИЯ КРИВОЛИНЕЙНОЙ ТРЕЩИНЫ С ПОМОЩЬЮ ЛОКАЛЬНОГО ТЕПЛОВОГО ПОЛЯ <i>Мустафаев А.Б.</i>	876
ЗАДАЧА О СТРАГИВАНИИ ТРЕЩИНЫ В ПРОИЗВОДНЫХ КОМПОНЕНТ НАПРЯЖЕНИЙ И ДЕФОРМАЦИЙ <i>Нифагин В.А., Гундина М.А.</i>	879
РЕШЕНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ ЗАДАЧ С ТРЕЩИНАМИ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА МАТЕРИАЛОВ <i>Перельмутер М.Н.</i>	881
ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ СИСТЕМ: МОДИФИЦИРОВАННАЯ ТЕОРИЯ КОЛМОГорова-ДЖОНСОНА-МЕЛА <i>Петухов Б.В.</i>	883
ОБ УЧЕТЕ ФАКТОРА НЕОДНОРОДНОСТИ СРЕДЫ В ЭВОЛЮЦИОННЫХ УРАВНЕНИЯХ НЕЛИНЕЙНОЙ УПРУГОСТИ <i>Рагозина В.Е., Иванова Ю.Е.</i>	883
ПЕРВОПРИНЦИПНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭНЕРГИИ РАСТВОРЕНИЯ УГЛЕРОДА В РАЗЛИЧНЫХ МАГНИТНЫХ СОСТОЯНИЯХ ГЦК-ЖЕЛЕЗА <i>Ридный Я.М., Мирзоев А.А.</i>	885
МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ЗТВ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА С УЧЕТОМ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ <i>Романова В.А., Балохонов Р.Р., Батухтина Е.Е.</i>	887

МОДЕЛЬ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ <i>Русланцев А.Н., Думанский А.М.</i>	889
ГЕТЕРОГЕННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ <i>Сарычев В.Д., Невский С.А., Черемушкина Е.В., Громов В.Е.</i>	891
АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ПЕРЕМЕЩЕНИЯ В ИНТЕГРАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ ОТКРЫТОГО ПРОФИЛЯ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Семенцова А.Н.</i>	892
МОДЕЛИРОВАНИЕ УСЛОВИЙ ХЛАДНОЛОМКОСТИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ <i>Сибилёв А.В., Мишин В.М.</i>	893
ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРОВОГО ПРОСТРАНСТВА И ДЕФОРМИРОВАНИЯ ХРУПКИХ ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ <i>Молин И.Ю., Еремин М.О., Макаров П.В.</i>	895
AB-INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ И УПРУГИХ СВОЙСТВ В-СПЛАВОВ $Ti_{1-x-y}Zr_yNb_x$ <i>Тимошевский А.Н., Яблоновский С.О., Ивасишин О.М.</i>	897
AB-INITIO МОДЕЛИРОВАНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИНАРНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ Fe-C И Fe-N <i>Тимошевский А.Н., Яблоновский С.О.</i>	899
ПРИМЕНЕНИЕ ТРЕХПОДРЕШЕТОЧНОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДЛЯ ОЦК-ФАЗЫ СИСТЕМЫ Fe-Cr <i>Удовский А.Л., Кулавец М.В., Васильев Д.А.</i>	902
МОДЕЛЬ ПРЕДЕЛЬНОГО ИСЧЕРПАНИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ <i>Цыбанёв Г.В., Новиков А.И.</i>	904
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЛОКАЛЬНОГО ЗАМЕДЛЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ <i>Шиховцов А.Н., Мишин В.М.</i>	906
КРУГЛЫЙ СТОЛ	909
ADVANCED CHARACTERIZATION OF CRYSTALLINE MATERIALS BY COMBINED EBSD AND EDX <i>Nolze G.</i>	910

Уважаемые Господа!

Приглашаем Вас посетить демонстрационный зал фирмы Мелитэк (г. Москва).

Высококвалифицированные специалисты продемонстрируют новейшее аналитическое оборудование, проработают Ваше техническое задание и дадут рекомендации по оптимальному решению с использованием предлагаемого оборудования:

BRUKER AXS /Германия/ — оптико-эмиссионные и рентгеновские анализаторы для проведения химического и структурного анализа

STRUERS A/S /Дания/ — подготовка образцов к микроскопическому анализу

OLYMPUS /Япония/ — микроскопы и цифровые камеры, программы анализа изображения

EMCO-TEST /Австрия/ — твердомеры

NANOVEA /США/ — оборудование для измерений в нанометровом диапазоне

CLARAVISION /Франция/ — оборудование для диагностики сварных соединений

PHENOM-WORLD /Нидерланды/ — настольные электронные микроскопы

WALTER + BAI AG /Швейцария/ — оборудование для физико-механических испытаний

RUMUL AG /Швейцария/ — производитель высокочастотных (резонансных) испытательных систем



В демонстрационном зале ежеквартально проходят тематические семинары для наших заказчиков и пользователей. Приглашаем Вас принять участие в наших семинарах.

Для посещения демонстрационного зала, а также для заявки на участие в семинаре просим Вас предварительно связаться с нами для согласования даты и времени встречи.

Будем рады видеть Вас!

Генеральный директор

Анчевский Иван Эразмович

Москва +7 (495) 781-07-85
Санкт-Петербург +7 (812) 380-84-85
Екатеринбург +7 (343) 287-12-85
Киев +38 (044) 454-05-90

info@melytec.ru
infospb@melytec.ru
infoural@melytec.ru
infooua@melytec.ru

www.melytec.ru

**ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДИК IN- SITU НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ
ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ
ГЕТЕРОГЕННЫХ СТРУКТУР: ОТ НАНООБЪЕМА К СВОЙСТВАМ
КОМПАКТНОГО МАТЕРИАЛА**

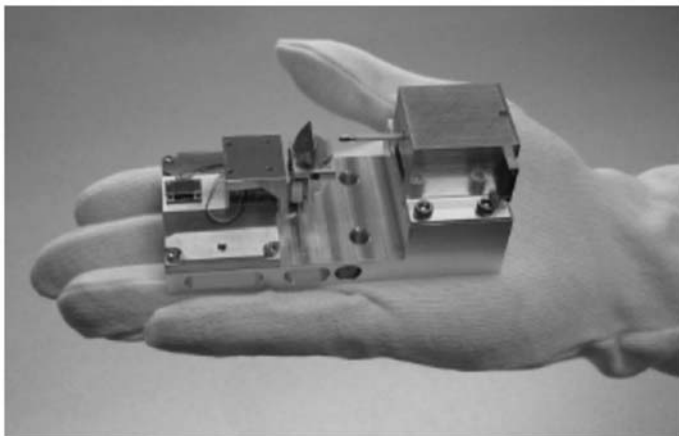
Васильева Е.С., к.т.н.

*esv@jmc-systems.ru, специалист по анализу физико- механических свойств
поверхности, Компания «Промышленный мониторинг и контроль», Москва*

Исследования наномеханических свойств материалов, в том числе покрытий, нано и микроструктур, структурных составляющих техникой наноиндентирования в последние годы находят все больше применений как в научно- исследовательских центрах, так и производственных лабораториях.

Современные технологии компании Hysitron, безусловного лидера и основоположника создания систем для полноценного высокоточного измерения механических свойств, позволяют проводить измерение модуля упругости, твердости, жесткости, а так же определять предел прочности и пластичности, модуль сдвига, вязкость, ползучесть и другие, до 30 параметров, отдельных фазовых и структурных составляющих компактных и дискретных материалов, и покрытий.

Усовершенствование подходов и увеличение количества методик доступных для систем наноиндентирования позволяет качественно и количественно изучать механические свойства при синхронизированной визуализации в режиме сканирования и атомно- силовой микроскопии. Благодаря минимальному уровню шумов и уникальной конструкции емкостного датчика- контроллера нагрузки- смещения, точного позиционирования наконечником индентора и высокой скорости передачи данных трибосистемы Hysitron позволяют получать высокоточные значения при нагрузках от 100 нН до 10 Н и глубины проникновения индентора от нескольких нанометров.



Благодаря тому, что технологии Hysitron позволяют задавать 80- ти ступеньчатый режим нагружения и выдержки; измерять механические свойства при нагреве образца до 600⁰С; проводить картирование поверхности композиционных и

полимерных материалов в динамическом режиме индентирования; измерять электрические свойства и акустическую эмиссию, износ, параметры трения и адгезии, профили поверхности.

Особого внимания заслуживают уникальные системы пикоиндентирования, реализованные в последних разработках Hysitron Picoindenter, открывают новые возможности в наблюдении и количественном исследовании процессов деформации и разрушения на наноразмерном уровне.



Мобильные платформы Picoindenter легко устанавливаются в колонну любого современного электронного микроскопа Zeiss, Jeol, FEI, Tescan, Hitachi и др.

Благодаря чему, позволяют наблюдать механизмы зарождения, роста и перемещения точечных и линейных дефектов; деформации и разрушения отдельных наночастиц, почти любой геометрии, при точной синхронизации процесса индентирования с видео режимом сканирующего (SEM) и просвечивающего электронного микроскопа (TEM).

Насадки- держатели образца позволяют проводить внутри электронного микроскопа высокотемпературные испытания, электрические, и другие. Конфигурация систем Picoindenter такова, что обеспечивает непрерывный контроль точности позиционирования и поворотный механизм позволяют анализировать область индентирования при помощи сфокусированного ионного пучка (FIB), дифракции электронов (EDS, EBSD), дисперсионно- волновой спектроскопии (WDS) и др.

В работе освещены основные области применения методик наноиндентирования и пикоиндентирования для исследования механизмов деформации и разрушения, прогнозирования свойств компактных поликристаллических и композиционных материалов на основе металлов, керамики, полимеров, полупроводниковых и аморфных образцов, тонких пленок и покрытий, наночастиц и нановолокон различных материалов.



Компания ООО «Промышленный мониторинг и контроль» (Industrial Monitoring and control LLC – IMC LLC) является поставщиком научного, контрольно-измерительного, аналитического оборудования и расходных материалов. Опыт наших специалистов позволяет нам реализовывать сложные интеграционные проекты, связанные с поставкой, монтажом, пуско-наладкой оборудования в специализированные центры и лаборатории. IMC LLC предлагает качественное и оперативное техническое обслуживание оборудования, как в течение гарантийного срока, так и после его завершения.

Наше оборудование может быть использовано для контроля производственных процессов, экологического мониторинга в нефтехимической, хлор-щелочной, металлургической, атомной промышленности, а так же в научно-исследовательских лабораториях любого профиля.

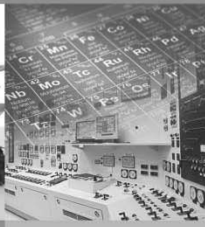
НАПРАВЛЕНИЯ:



Научно-исследовательское оборудование: системы для наномеханических испытаний материалов и покрытий, атомно-силовые микроскопы и оптические пинцеты для биологических исследований, голографические микроскопы, анализаторы для экспериментов анализа поверхности, рентгеновские фотозпектральные спектрометры.



Оборудование для экологического мониторинга и контроля: газоанализаторы, проточные и погружные анализаторы, хромато-масспектрометры.



Системы контроля технологических процессов: газовазалические системы, основанные на принципе ИК-спектрометрии, системы полупроводниковой лазерной абсорбционной спектроскопии, системы контроля за содержанием отдельных компонентов: общей серы, карбонилсульфида, сероуглерода, хлора, фосфора, ХПК, БПК, ООУ и др.



Оборудование для анализа и инспекции в электронной промышленности: приборы для инспекции поверхности, моделирования процессов литографии, контроля процессов производства в режиме реального времени.

НАШИ ПАРТНЕРЫ:



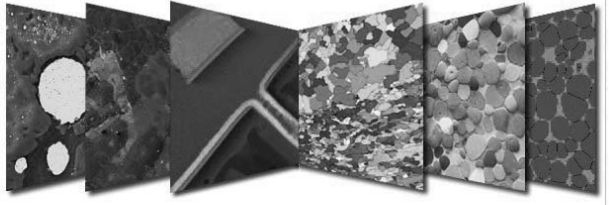
тел.: +7 495-374-04-01
Internet: www.imc-systems.ru

E-mail: sales@imc-systems.ru
elp@imc-systems.ru

Microanalysis Systems

Energy Dispersive Microanalysis (EDS/EDX), Wavelength Dispersive Microanalysis (WDS) and Electron Backscatter Diffraction (EBSD) for electron and ion-beam microscopes.

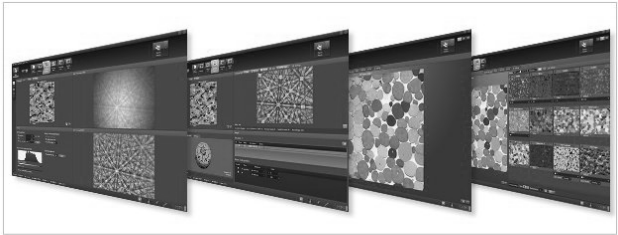
- EDS systems characterise elemental and/or chemical composition
 - WDS does so with greater resolution and precision
- EBSD delivers microstructural characterisation in the SEM/FIB
- Application-specific modules are also available that have been tuned to process-driven tasks such as Gunshot Residue Analysis and Mineral Liberation Analysis - or for extended analyses, such as multi-layer characterisation and thickness measurements



EBSD - Electron Backscatter Diffraction

EBSD - Electron Backscatter Diffraction - analysis is a very powerful tool for microstructural characterisation. It identifies:

- Crystal orientation
- Grain size
- Global and local texture
- Recrystallise/deformed fractions
- Substructure analysis
- Strain analysis
- Grain boundary characterisation
- CSL boundary distribution
- Slip system activity
- Phase identification, distribution and transformations
- Fracture analysis...

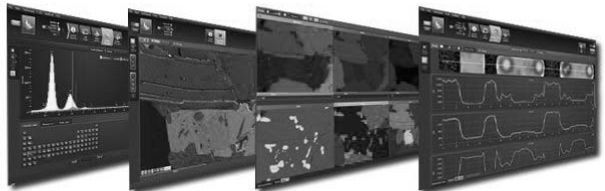


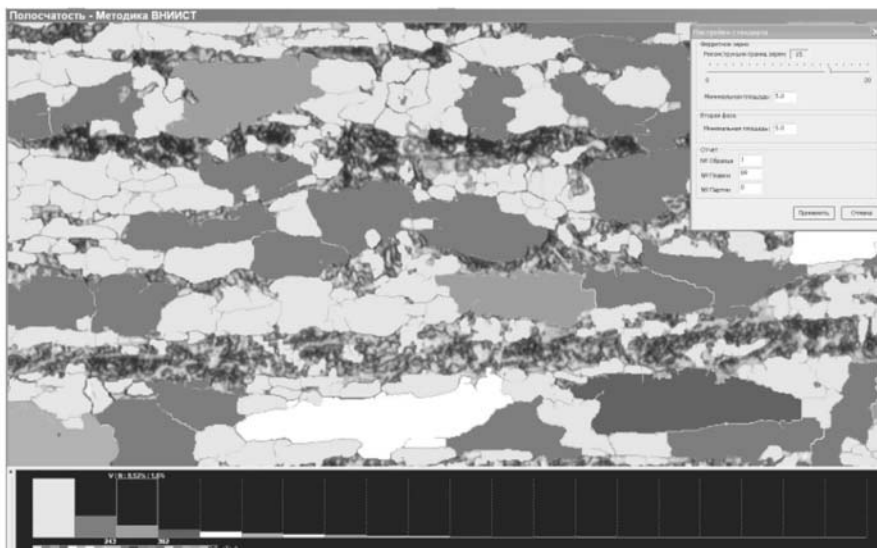
The Oxford Instruments AZtec EBSD system combines AZtechKL acquisition and analysis software with a choice of Nordlys EBSD detectors to create the most powerful EBSD system available.

Energy Dispersive Spectroscopy Systems (EDS/EDX)

EDS Analysis provides elemental and chemical analysis of a sample inside the SEM, TEM or FIB. Oxford Instruments provides AZtec, a new and revolutionary materials characterisation system that gathers accurate data at the micro- and nanoscales.

- AZtecEnergy analysis software and a wide choice of SDD detectors for analysis in the SEM or FIB
- AZtecTEM software and a choice of a standard or windowless X-Max^M SDD for EDS analysis in the TEM
- We also provide application specific solutions for GunShot Residue (GSR) analysis, ThinFilm characterisation, Mineral Liberation Analysis and more.





Thixomet - программное обеспечение для анализа металлографических шлифов

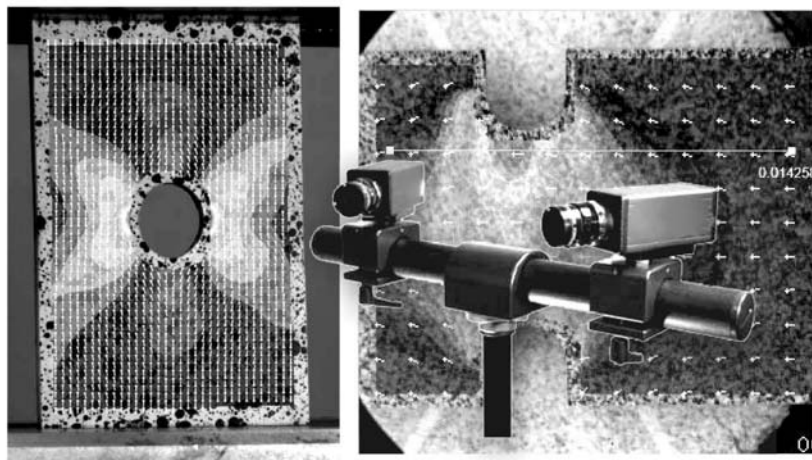
Название программного обеспечения Thixomet® происходит от греческих "thixis" (касание) и "metris" (измерение), то есть «Измерение в одно касание». Действительно, процедура измерения от захвата изображения до формирования отчета с количественным описанием структуры, выполняется несколькими интуитивно понятными действиями.

Программное обеспечение Thixomet® Pro поддерживает основные методики отечественных и зарубежных стандартов:

- Оценка среднего размера зерна ГОСТ 5639-82, ГОСТ 21073-75, ASTM E1382, ASTM E112, DIN 50 601.
- Оценка загрязненности стали неметаллическими включениями ASTM E1245.
- ГОСТ 1778-70
- ASTM E 45-05, ISO 4967
- Оценка микроструктуры графита в чугуне ISO 945
- ГОСТ 3443-87
- Определение размера перлитных колоний
- Определение процентного соотношения сорбитообразного перлита и пластинчатого
- Оценка металлургического качества жаропрочных никелевых сплавов
- Оценка качества двухфазных титановых сплавов
- Анализ поверхности изломов после испытаний на ударную вязкость
- и другие

www.novatest.ru

correlated SOLUTIONS



Как визуально и количественно оценить изменение деформации на поверхности образца при испытаниях?

Системы бесконтактного анализа
деформированного состояния
Vic3D

www.novatest.ru



Wilson®
Hardness

Reicherter • Wolpert • Wilson



Высокоточные твердомеры для измерения
твердости по шкалам Виккерса, Роквелла,
Бринелля, от простых экономичных
решений, до автоматизированных систем

www.novatest.ru

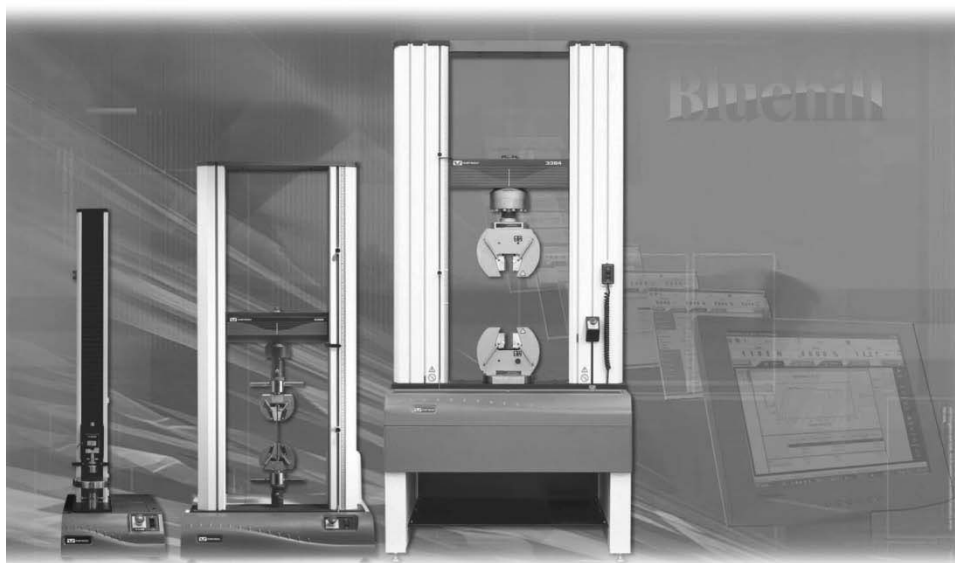


BUEHLER



Высококачественные решения для
пробоподготовки и металлографии: отрезные
станки, шлифовально-полировальное
оборудование, прессы для спекания,
микроскопы, системы анализа изображения

www.novatest.ru



Высокоточные универсальные
испытательные системы для испытания
различных типов материалов и конструкций,
с современным программным обеспечением

www.novatest.ru

Сборник материалов

V Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов»

DFMN 2013

Материалы публикуются в авторской редакции.

Сборник материалов доступен на сайте <http://dfmn.imetran.ru/>

ООО «Ваш полиграфический партнер»
127238, Москва, Ильменский пр, д. 1, стр.6
Подписано в печать 08.11.2013
Тираж 55 экз. Заказ № 541
Отпечатано в типографии ООО «МОН»
105082, г. Москва, пл. Спартаковская,
д.14 стр.3, ком.3

ISBN 978-5-4253-0630-2

