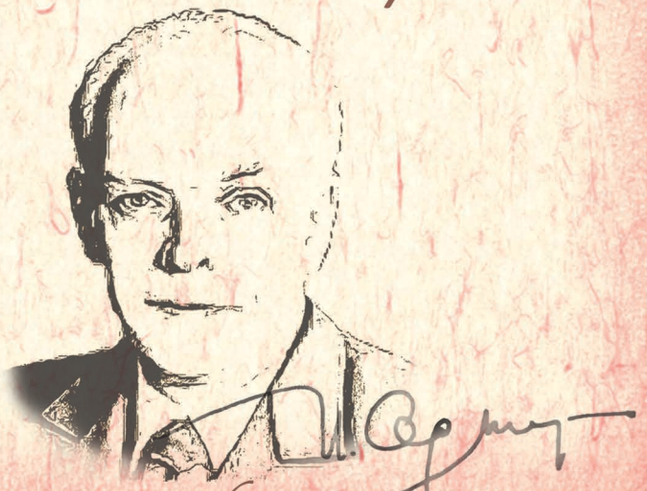
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Научные чтения
им. чл.-корр. АН
Ивана Августовича Одинга

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Программа

Сборник Материалов



17-18 сентября 2020 г

Научные чтения им. чл.-корр. РАН
Ивана Августовича Одинга

«Механические свойства современных конструкционных материалов»

ПРОГРАММА

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

17-18 сентября 2020 г.
ИМЕТ РАН

УДК 531+531.01+531.7.08+53.09+53.08
ББК 22.37+22.31+22.21
М99

ISBN 978-5-6043996-4-4

М99 Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одинга «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ». Москва. 17-18 сентября 2020 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2020, 194 с.

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук

- Лаборатория прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов
- Лаборатория конструкционных сталей и сплавов

Конференция поддержана:

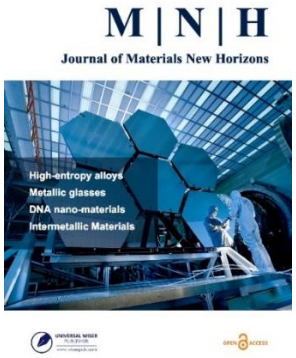
 группа компаний **ZwickRoell**

Материалы публикуются в авторской редакции.

Сборник материалов доступен на сайте *http://odin.imetran.ru/*

ISBN 978-5-6043996-4-4

© ИМЕТ РАН 2020



Zwick Roell

Москва
Ул. Раевского, д.4
121151 Москва,
Россия
Тел: +7 495 783 88 12/14
Факс: +7 495 783 88 13
mailto: info@zwick.ru
www.zwick.ru

Екатеринбург
Ул. Коминтерна, 16,
офис 712-1
620078 Екатеринбург
Россия
Тел./Факс: +7 343 379 30 20

Санкт-Петербург
Ст.-Петербург а/я № 3
192288
Россия
Тел.: +7 921 958 40 71

ООО Днепротест
Ул.Богдана
Хмельницкого 14-А
49051, г. Днепр,
Украина
Тел.: +38 067 631 77 62

Германия
Zwick GmbH & Co. KG
August-Nagel-Str. 11
89079 Ulm
Germany
http://www.zwick.com

Организационный комитет

Председатель оргкомитета

О.А. Банных - академик (ИМЕТ РАН, Москва)

Заместители председателя оргкомитета

А.Г. Колмаков – чл.-корр. РАН (ИМЕТ РАН, Москва)

В.Ф. Терентьев – д.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

Члены оргкомитета

М.И. Алымов, чл.–корр. РАН (ИСМАН, Москва)

С.М. Баринов, чл.–корр. РАН (ИМЕТ РАН, Москва)

Ю.И. Головин (МГУ, Москва)

Ф.В. Гречников (Самарский НЦ РАН, Самара)

Н.А. Махутов член-корр. РАН (ИМАШ РАН, Москва)

П.А. Витязь, академик НАН Беларуси (Президиум НАН Беларуси, Минск)

И.О. Банных к.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

Л.Р. Ботвина, д.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

А.М. Глезер, д.ф.-м.н. (НИТУ "МИСиС", Москва)

С.В. Добаткин д.т.н. (ИМЕТ РАН, Москва)

С.А. Клименко, д.т.н. (ИСМ НАН Украины, Киев)

М.В. Костина (ИМЕТ РАН, Москва)

А.Н. Луценко (ГНЦ ВИАМ, Москва)

В.М. Матюнин - д.т.н. (МЭИ ТУ, Москва)

А.А. Парфенов (ОАО ВНИИНМ, Россия)

А.Н. Петухов д.т.н. (ЦИАМ, Москва)

А.Н. Романов д.т.н. (ИМАШ РАН, Москва)

Г.А. Филиппов (ГНЦ ЦНИИчермет , Москва)

В.М. Чернов (ОАО ВНИИНМ, Россия)

В.А. Черный (ПАО ЗИО-Подольск, Россия)

В.Н. Чувильдеев (ННГУ, Нижний Новгород)

М.Л. Хейфец (Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск)

Программный комитет конференции

д.т.н. А.Г. Колмаков - председатель

к.т.н. Е.В. Тодорова

к.т.н. Д.В. Просвирнин

к.т.н. М.А. Севостьянов

М.Е. Пруцков

Ю.Б. Тютькова

Е.Д. Ковалева

И.Г. Куликова

М.Д. Ларионов

Иван Августович Одинг

Член-корреспондент Академии Наук СССР И.А. Одинг - лауреат государственной премии СССР 1-ой степени, кавалер двух орденов Ленина и других орденов и медалей.

Иван Августович Одинг, выдающийся ученый-металловед, родился 24 июня (6 июля) 1896 г. в городе Риге. Вскоре семья переехала в Петербург. Среднее образование И.А. Одинг получил в реальном училище, которое закончил в 1913 г. и поступил в Петроградский Технологически Институт на механический факультет. После окончания института он был оставлен на кафедре металлографии и термической обработки. Здесь он проработал до 1930 г. в должности ассистента кафедры. В том же году он был назначен профессором кафедры металловедения, затем ее заведующим. В 1937 г. И.А. Одинг защитил докторскую диссертацию, а в 1938 г. ему было присвоено звание профессора. В 1956 году указом президиума РСФСР И.А. Одингу за выдающиеся заслуги в области науки и техники было присвоено почетное звание заслуженного деятеля науки и техники РСФСР.

В 1941г. началась война. Ленинград, где жил И.А. Одинг, был окружен немцами. Иван Августович, как и все жители Ленинграда, участвовал в обороне города, много работал, а после работы выходил на дежурства, тушил зажигательные бомбы, помогал обессиленным. С конца февраля 1942 г. И.А. Одинг начал работать на Невском машиностроительном заводе, выполнявшем заказы военных защитников Ленинграда. В июле 1942 г.И.А. Одинг был эвакуирован из Ленинграда в Москву, где его назначили директором Центрального научно-исследовательского института тяжелого машиностроения (ЦНИИТМАШ). Этот институт в 1942 г. возрождался на основе оборудования и людей, оставшихся в Москве в октябре 1941 г. (после эвакуации большинства сотрудников), и постепенно возвращающихся в Москву работников, института. Создание ЦНИИТМАШ было первой задачей, которая стояла перед директором практически вновь создаваемого института, и она была выполнена в короткий срок.

Назначение профессора И.А. Одинга директором ЦНИИТМАШ не было случайным. К 1941 г. он был уже известен как профессор, уникально сочетающий ученого, технолога и инженера. В предвоенные годы И.А. Одинг проводил работы практически по всем видам машиностроительной технологии: термическая обработка, обработка резанием, сварка, прокатка (например, прокатка баббитов, которые считались в то время недеформируемыми сплавами) и др.

Научный подход к решению инженерных задач сделал И.А. Одинга в 30—40 годы постоянным консультантом на таких заводах страны, как «Большевик», «Кировский металлический», Балтийский, «Невский машиностроительный» имени В.И. Ленина, «Русский дизель» (Ленинград), Уральский тяжелого машиностроения (Свердловск), Турбинный (Харьков) и др.

Одновременно с педагогической деятельностью И.А. Одинг проводил научные исследования на заводе «Электросила». В 1923г. организовал лабораторию по исследованию металлов. В этой лаборатории в довоенный период И.А. Одингом были выполнены важные научно-исследовательские работы, связанные с изучением свойств крупных поковок и отливок, процессов усталости металлов, физических и технологических свойств металлов.

Работая на заводе, И.А. Одинг развивал научный подход, столь необходимый для совершенствования технологии получения крупных поковок и отливок. Проведение этих исследований было вызвано строительством первых в СССР мощных гидрогенераторов, турбогенераторов и специальных электрических машин. Результаты работ позволили заводу "Электросила" впервые в мире создать турбогенератор мощностью 100 тыс. кВт при частоте вращения 3000 об/мин. За непосредственное руководство изготовлением тяжелой поковки для ротора массой 65 т (отливка 135 т) этого генератора И.А. Одинг был удостоен Государственной премии СССР I степени.

Перед коллективом института ЦНИИТМАШа была поставлена грандиозная задача — создать газовую турбину. С этой целью был организован ряд новых лабораторий и отделов: жаропрочных сплавов, механизмов и машин, оптических методов исследования, ползучести, прочности и др. В ЦНИИТМАШе проявился талант не только Одинга - руководителя, но и Одинга - ученого, поставившего и решившего ряд крупных проблем, Одинга - профессора, организовавшего аспирантуру и подготовившего большое число специалистов по различным отраслям науки и техники.

Важное научное значение для теории жаропрочности имели опубликованные в то время работы И.А. Одинга. Разработанный им кольцевой метод испытаний на релаксацию является до сих пор основным при определении релаксационной стойкости материалов. Этот метод получил распространение не только в России, но и за рубежом. Большое значение для развития исследований по жаропрочности имели новые испытательные машины, разработанные под руководством И.А. Одинга и изготовленные на опытном заводе ЦНИИТМАШ.

В 1946 г. И.А. Одинг был избран членом-корреспондентом Академии наук СССР. В связи с этим Иван Августович перешел на работу в Институт машиноведения АН СССР, заняв должность заместителя директора института и заведующего отделом прочности. Здесь, в рамках отдела, он организовал лабораторию ползучести металлов. В этот период в отделе были проведены важные исследования в области физики прочности и ползучести металлов, которые затем были продолжены в Институте металлургии (ИМЕТе) им. А.А. Байкова АН СССР. В этот институт он перешел на работу в 1953 г. по приглашению его директора, вице-президента АН СССР И.П. Бардина. В ИМЕТе И.А. Одинг организовал лабораторию прочности металлов. Она отличалась от подобных лабораторий методологическим подходом к анализу прочности, включающим междисциплинарный анализ различных явлений, происходящих в металлах под нагрузкой, таких как усталость, ползучесть, релаксация напряжений, хрупкое разрушение и др. В последние годы он был зам. директора ИМЕТа.

Основные результаты научных исследований И.А. Одинга опубликованы в восьми монографиях и более чем в 200 научных статьях.

В годы начала индустриализации страны большое значение имела научно-популярная литература. Вот названия таких книг, написанных Иваном Августовичем в 1925—27 гг. (серия «За рабочим столом»): «Инструментальная сталь и ее закалка», «Сварка металлов», «Модельное дело» и др.

В 1927 г. вышла книга И.А. Одинга «Современные методы испытания металлов», впервые осветившая этот важный вопрос в русской технической литературе. Эта блестяще написанная книга выдержала четыре издания (последнее — в 1944 г.). В 1932 г. И.А. Одинг опубликовал книгу «Прочность металлов», выдержавшую три издания (последнее — в 1937 г.). Это был первый учебник, в котором вопросы металловедения были освещены с позиций прочности металлов с учетом задач машиностроения.

В 1934 г. вышла книга И.А. Одинга (в соавторстве с П.В. Михайловым-Михеевым) «Материалы турбин и турбогенераторов». В книге сконцентрирован опыт ведущих металлургических и машиностроительных заводов Европы и СССР по вопросу изготовления и методов испытания крупных и высококачественных поковок и отливок. Этом же вопросам была в дальнейшем посвящена книга «Основы прочности металлов паровых котлов, турбин и турбогенераторов», вышедшая в 1949 г. В этом же году была издана книга «Структурные признаки усталости металлов как следствие установления причин аварий машин». Все эти книги имели целевое назначение: одни предназначались конструкторам-машиностроителям, другие — исследователям-металловедам. На развитие отечественного машиностроения определяющее влияние оказала монография И.А. Одинга «Допускаемые напряжения и циклическая прочность металлов» (четыре издания).

Фундаментальный вклад И.А. Одинг внес в развитие дислокационной теории металлов. Он был первым из советских ученых, признавших и понявших перспективность идей теории дислокаций для развития современных представлений о роли дислокаций в формировании свойств металлов. В 1959 г. Иван Августович издает книгу «Теория дислокаций в металлах и ее применение». В ней лаконично и строго изложены элементы теории дислокаций, а также вопросы приложения этой теории к решению различных задач металловедения. Важным этапом в развитии прикладных вопросов теории дислокаций было издание в 1969 г. коллективной монографии «Теория ползучести и длительной прочности» (Одинг И.А., Иванова В.С., Бурдукский В.В., Геминов В.Н.), переведенной впоследствии в Англии и удостоенной премии АН СССР им. П.П. Аносова. На базе дислокационной теории были разработаны методы термопластического упрочнения металлов и сплавов, широко распространенные в настоящее время.

В проблемах прочности материалов Иван Августович заглянул далеко вперед. Так, в статье "Паутинка, заменяющая канат" (Комсомольская правда от 27 апреля 1958 г.) он мечтал о «кружевных мостах и невесомых самолетах», построенных на базе сверхпрочных нитей. Эти нити сейчас созданы и используются в композиционных материалах.

После смерти И.А. Одинга в 1964г. лабораторию прочности в Институте металлургии возглавила его ученица профессор, д.т.н., заслуженный деятель науки и техники России Иванова Вера Семеновна. После 25-летнего руководства лабораторией прочности В.С. Иванову сменил ее ученик профессор, д.т.н. Терентьев В.Ф., продолжающий научные традиции школы И.А. Одинга.

В настоящее время эту лабораторию возглавляет член корреспондент РАН А.Г. Колмаков – продолжатель школы И.А. Одинга в третьем поколении.

Развитие идей И.А. Одинга нашло отражение в более чем 30 монографиях его учеников, некоторые из которых изданы за рубежом. Это является свидетельством значимости его междисциплинарного подхода к решению проблем прочности в материаловедении.

ПРОГРАММА

РАСПИСАНИЕ РАБОТЫ

	БКЗ	МКЗ
17.09.20	**10^{00} - 10^{15} – Открытие конференции, БКЗ**	
	10^{15} – 13^{15} – Пленарное заседание, БКЗ	
	13^{15} – 14^{00} - Обед	
	14^{00} – 15^{00} – Стендовая секция	
	15^{00} – 18^{00} – Устная секция	15^{00} – 18^{00} – Устная секция
18.09.20	**БКЗ**	
	10^{00} – 11^{45} – Устная секция	
	12^{00} – 13^{00} - Обед	
	13^{00} – 16^{30} – Устная секция	

ПРОГРАММА КОНФЕРЕНЦИИ

17.09.2020

БКЗ

	Открытие конференции и приветственное слово участникам конференции ***заместитель директора ИМЕТ РАН, Банных И.О.***
10^{00} - 10^{15}	*Открытие конференции и приветственное слово участникам конференции* ***академика Банных О.А.*** *Вступительное слово* ***чл.-корр. РАН Колмаков А.Г.*** *Вступительное слово* ***д.т.н. Терентьев В.Ф.***

ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ

Сопредседатели: академик Банных О.А.
чл.-корр. РАН Колмаков А.Г.
д.ф.-м.н. Глезер А.М.
к.т.н. Банных И.О.

10^{15} – 10^{45}	**ЧТО МЫ ЗНАЕМ И НЕ ЗНАЕМ О БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ** **Глезер Александр Маркович** *Россия, г.Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»*
10^{45} – 11^{15}	**МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ** **Банных Игорь Олегович** *Россия, г.Москва, ИМЕТ РАН*
11^{15} – 11^{45}	**СОВРЕМЕННАЯ МЕТРОЛОГИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ – ОТ ОБОРУДОВАНИЯ К НАДЕЖНЫМ РЕЗУЛЬТАТАМ ИСПЫТАНИЙ** **Григорьев Михаил Владиславович** *группа компаний ZwickRoell*
11^{45} – 12^{15}	**НАУЧНЫЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ОБЕСПЕЧЕНИЯ СОЧЕТАНИЯ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ У МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА** **Костина Мария Владимировна, Л.Г. Ригина, С.О. Мурадян, В.С. Костин, А.Э. Кудряшов** *Россия, г.Москва, ИМЕТ РАН*
12^{15} – 12^{45}	**МАКРОПОРИСТЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ И КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РЕГЕНЕРАЦИИ КОСТНОЙ ТКАНИ СО СПЕЦИАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ** **Путляев Валерий Иванович** *Россия, г.Москва, МГУ имени М.В. Ломоносова*
12^{45} – 13^{15}	**РАБОТА ИВАНА АВГУСТОВИЧА ОДИНГА В ПЕТЕРБУРГЕ-ЛЕНИНГРАДЕ** **[1,2]Старцев Юрий Кузьмич, [2]Щербинина Ольга Викторовна** *[1]Санкт-Петербургский государственный университет гражданской авиации* *[2]Санкт-Петербургский государственный технологический институт*
13^{15}-14^{00}	**ЗАКОНОМЕРНОСТИ КИНЕТИЧЕСКИХ ДИАГРАММ ВДАВЛИВАНИЯ И ИХ ПРИЛОЖЕНИЕ В ДИАГНОСТИКЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ** **Матюнин Вячеслав Михайлович** *Россия, г.Москва, НИУ "МЭИ"*
14^{00} – 14^{30}	**Обед**

14^{00} – 15^{00} СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ

17.09.2020

БКЗ

Сопредседатели: академик Банных О.А.
чл.-корр. РАН Колмаков А.Г.

15^{00} – 15^{15}	**КВАНТОВО-МЕХАНИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ УПРУГИХ СВОЙСТВ ФАЗЫ ЛАВЕСА Fe2Mo** Васильев Д.А. *Россия, Москва, ИМЕТ РАН*
15^{15} – 15^{30}	**ФОРМИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ В МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ АЗОТИРОВАНИИ** Поликевич К.Б., Плохих А.И. *Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана*
15^{30} – 15^{45}	**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ КОМПЛЕКСНЫМ ФЕРРОСПЛАВОМ** Ахметов А., Еремеева Ж.В. *Россия, Москва, НИТУ «МИСиС»*
15^{45} – 16^{00}	**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ** Яковлева Е.А., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И. *Россия, Санкт-Петербург, НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»*
16^{00} – 16^{15}	**ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕЙ КОБАЛЬТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ** Мохова А.С., Семенов М.Ю. *Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана*
16^{15} – 16^{30}	**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ НИЗКИХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ** Зыков С.А., Павлова В.И. *Россия, Санкт-Петербург, НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»*
16^{30} – 16^{45}	**ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ** Рябов Д.А., Хлыбов А. А., Кабалдин Ю.Г., Аносов М. С. *Россия, Нижний Новгород, НГТУ им. Р. Е. Алексеева,*
16^{45} – 17^{00}	**РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛЕЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ОПТИМАЛЬНОЙ СЛОЖНОСТИ В ВАРИАЦИОННЫХ ПОСТАНОВКАХ ЗАДАЧ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИТОВ** *Гусев Е.Л.* *Россия, Якутск ИПНГ ФИЦ "ЯНЦ" СО РАН*
17^{15} – 17^{30}	**ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Ti-20Nb-5Ta** *Кирсанкин А.А., Калайда Т.А., Конушкин С.В., Юсупов В.С., Севостьянов М.А.* *Россия, Москва, ИМЕТ РАН*

17.09.2020

МКЗ

Сопредседатели: д.т.н. Матюнин В.М.
д.т.н. Костина М.В.

15^{00} – 15^{15}

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССА БОРИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА БОРИРОВАННОГО СЛОЯ ТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ ВКС-5

Ишмаметов Д.А., Красуля А.А., Пахомова С.А., Помельникова А.С., Фахуртдинов Р.С., Фомина Л.П.

Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана

15^{15} – 15^{30}

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Кочанов А.Н., Бунин И.Ж., Долгова М.О.

Россия, Москва, ИПКОН РАН

15^{30} – 15^{45}

FAST-СПЕКАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Орлов Н.К.[1,3], Киселева А.К.[1], Милькин П.А.[1], Евдокимов П.В.[1,2,4], Путляев В.И.[1,2]

[1] *Россия, Москва, Факультет наук о материалах МГУ имени М.В. Ломоносова*

[2] *Россия, Москва, Химический факультет МГУ имени М.В.Ломоносова,*

[3] *Berlin, Germany, Federal Institure for Materials Research and Testing (BAM),*

[4] *Москва, Россия, Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН,*

15^{45} – 16^{00}

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР В ПРОФИЛЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Беляков С.В., Семёнов М.Ю.

Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана

16^{00} – 16^{15}

ИССЛЕДОВАНИЕ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ КАРБИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Сенченко В.Н., Беликов Р.С.

Россия, Москва, ОИВТ РАН

16^{15} – 16^{30}

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ ПОЛИМЕРНО-КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С РЕГУЛЯРНЫМИ УКЛАДКАМИ

Алиев А.А., Ампилогов А.Ю.

Россия, Москва, ПАО «Корпорация «Иркут»»

16^{30} – 16^{45}

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Невский С.А., Сарычев В.Д., Сухенко Д.А., Грановский А.Ю., Громов В.Е.

Россия, Новокузнецк, СибГИУ

16^{45} – 17^{00}

ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ AlMgB14-TIB2, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Никитин П.Ю., Жуков И.А., Матвеев А.Е.

Россия, Томск, ТГУ

18.09.2020

БКЗ

Сопредседатели: д.т.н. Юсупов В.С.
д.т.н. Миляев И.М.

10^{00} – 10^{15}

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ КАПЛИ РАСПЛАВА PrDyFeCoB НА МОРФОЛОГИЮ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОИГЛ
Дворецкая Е.В., Коплак О.В.
Россия, г. Черноголовка, ИПХФ РАН

10^{15} – 10^{30}

ПРОЧНОСТЬ АКРИЛОВОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ
Скоркин В.М.
Россия, г. Москва, ФГБУН ИЯИ РАН

10^{30} – 10^{45}

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИТОВ В ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ.
Шпенев А.Г., Муравьева Т.И., Шкалей И.В, Буковский П.О.
Россия, Институт Проблем Механики им. А.Ю. Ишлинского РАН

10^{45} – 11^{00}

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И ПОДХОДЫ К РАЗРАБОТКЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ
Мурадян С.О., Костина М.В., Костина В.С., Кудряшов А.Э.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН

11^{00} – 11^{15}

ТВЕРДОФАЗНОЕ ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СПЛАВА Nb50Ti И МНОГОСЛОЙНОЙ ЛЕНТЫ С МЕДНОЙ СТАБИЛИЗАЦИЕЙ НА ЕГО ОСНОВЕ
Коржов В.П.
Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

11^{15} – 11^{30}

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИНЕРАЛ-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИВИНИЛПИРРОЛИДОНА С ДИКАЛЬЦИЙФОСФАТОМ ДИГИДРАТОМ
[1] Форысенкова А.А., [2]Фадеева И.В., [3]Трофимчук Е.С., [2]Тютькова Ю.Б., [2]Баринов С.М.
[1] Россия, Москва, РТУ МИРЭА ИТХТ им. М.В. Ломоносова
[2] Россия, Москва, ИМЕТ РАН
[3] Россия, Москва, МГУ

11^{30} – 11^{45}

АКТУАЛИЗАЦИЯ МЕТОДИКИ ОДИНГА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ТОЧНОСТИ РАСЧЕТА ЦИКЛИЧЕСКИ НАГРУЖЕННОГО НЕФТЕГАЗОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ
Дубинов Ю.С., Дубинова О.Б.
Россия , Москва, РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина

11^{45} – 12^{00}

МОДИФИКАЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ В ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.
Савенко В.С [1], Троицкий О.А. [2]
[1] Беларусь, Мозырь, МГПУ им И.П. Шамякина
[2] Россия, Москва, ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова

12^{00} – 13^{00} **Обед**

Сопредседатели: к.т.н. Просвирнин Д.В.

к.т.н. Севостьянов М.А.

13^{00}– 13^{15}

РАЗВИТИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ПРИ ИЗГИБЕ С РАСТЯЖЕНИЕМ ШИРОКОГО ЛИСТА ПРИ РАЗВИТЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Лямина Е.А.

Россия, Москва, ИПМех РАН

13^{15} – 13^{30}

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ СВИНЦОМ И УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ТВЕРДОГО РАСТВОРА ТЕЛЛУРИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ

Никулин Д.С., Иванова Л.Д., Гранаткина Ю.В., Нихезина И.Ю., Мальчев А.Г., Емельянов М.В.

Россия, Москва ИМЕТ РАН,

13^{30} – 13^{45}

О МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОМ РАЗРУШЕНИИ ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КРУЧЕНИИ С АСИММЕТРИЧНЫМ ЦИКЛОМ

Завойчинская Э.Б.

Россия, Москва, МГУ имени М.В.Ломоносова

13^{45} – 14^{00}

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ФЕМТОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

Жидков М. В.[1], Чэнь Ц.[2], Смирнов Н. А.[2], Кудряшов С. И.[2]

[1] Россия, г. Белгород, НИУ БелГУ

[2] Россия, г. Москва, ФИАН имени П. Н. Лебедева РАН

14^{00} – 14^{15}

СОВМЕСТНОЕ ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОЙ «ОДНОНАПРАВЛЕННОЙ» ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6

Степушин А.С., Шалин А.В., Гвоздева О.Н.

Россия, Москва, МАИ

14^{15} – 14^{30}

РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИЙ ПОД ВЛИЯНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ТОКА В МЕТАЛЛАХ, НАХОДЯЩИХСЯ В СТАТИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Скворцов О.Б.[1,2], Сташенко В.И.[1], Троицкий О.А.[1]

[1]Россия, Москва, ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова

[2]Россия, Москва, НТЦ «Завод балансировочных машин»,

14^{30} – 14^{45}

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ TiB_2

Кахидзе Н.И., Ахмадиева А.А., Платов В.В., Жуков И.А.

Россия, Томск, Томский государственный университет

14^{45} – 15^{00}

МЕТАЛЛГИДРИДЫ ПОЛУЧЕННЫЕ ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ, КАК КАНДИДАТ ДЛЯ НЕЙТРОННОЙ ЗАЩИТЫ

Барышников Ю.С.

Россия, Санкт-Петербург

15^{00} – 15^{15}

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 10КП5, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ОБРАБОТАННОЙ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ ИЛИ ПОДВЕРГНУТОЙ ЦИКЛИЧЕСКОМУ НАГРУЖЕНИЮ, ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ПРИЛОЖЕНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Иванов А.М. [1], Троицкий О.А. [2], Ващенко С.С. [1]

[1] Россия, Якутск, ИФТПС СО РАН

[2] Россия, Москва, ИМАШ РАН

15^{15} – 15^{30}

МОДЕЛИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08Х21Н6М2Т

Сулейманов Д.Р., Казанцева Н.В., Ригмант М.Б., Кочнев А.В.

Россия, Екатеринбург, ИФМ УрО РАН

15^{30} – 15^{45}

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВИДОВ СВАРКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СВАРНОГО ШВА СТАЛИ 08-12Х18Н10Т

Седухин В.В., Аникеев А.Н., Чуманов И.В., Сергеев Д.В., Чуманов В.И.
Россия, Челябинск, ФГАОУ ВО "ЮУрГУ (НИУ)"

15^{45} – 16^{00}

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Ta-N, ПОЛУЧЕННЫХ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ
Соснин К.В., Пронин С.Ю., Романов Д.А., Филяков А.Д.
Россия, Новокузнецк, СибГИУ

16^{00} – 16^{15}

ПОЛУЧЕНИЕ MAX-ФАЗ В СИСТЕМЕ TI3ALC2
Кобзарь В.С.[1], Перевислов С.Н.[2]
[1] Россия, Санкт-Петербург, СПбГТИ
[2] Россия, Санкт-Петербург, ИХС РАН

16^{15} – 16^{30}

СПОСОБ ОЦЕНКИ РЕСУРСА ПОДШИПНИКА КАЧЕНИЯ
Носов В.В.[1,2], Павленко И.А.[1], Артюшенко А.П.[1], Григорьев Е.В.[1], Перетятко С.А.[1]
[1] Россия, Санкт-Петербург, Санкт-Петербургский горный университет, Россия,
[2]Россия, Санкт-Петербург, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

Стендовая секция

ЛОКАЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТНАЯ ПЛАЗМЕННАЯ ЗАКАЛКА ПРОБИВНЫХ ПУАНСОНОВ ИЗ СТАЛИ Х12М
Веремейчик А.И., Онысько С.Р., Сазонов М.И., Хвисевич В.М.
Беларусь, Брест, БрГТУ

РАЗРУШЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ КЕРАМИК
Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буякова С.П.
Россия, Томск, ИФПМ СО РАН

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ
Хлыбов А.А., Кувшинов М.О.
Россия, Нижний Новгород, НГТУ имени Р. Е. Алексеева

УВЕЛИЧЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ YZP КЕРАМИКИ
Буяков А.С., Мировой Ю.А., Буякова С.П.
Россия, Томск, ИФПМ СО РАН

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГАРАНТИРОВАННОГО УРОВНЯ ПРЕДЕЛЬНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ СТЕКЛА, ИСПЫТАННОГО МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ ДО СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ
Хворостяный В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б., Бодунов В.Е., Качинская И.Р.
Украина, Киев, ИПП им. Г.С. Писаренко НАН Украины

ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫЕ ЗАВИСИМОСТИ МОДУЛЯ ЮНГА ТИТАНА И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ
Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., Минаков Н.В., Зорин В.А., Спиридонов С.А., Кузьменко Н.Н.
Украина, Киев, ИПМ НАНУ

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОПУСКАНИЯ ЭНЕРГИИ КОЛЕБАНИЙ МИКРОСЛОЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Al
Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., Зорин В.А., Минаков Н.В., Спиридонов С.А.,
Украина, Киев, ИПМ НАНУ

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ СО МЕХАНИЗМЫ СВЕРХБЫСТРОГО ВОДОРОДНОГО РАЗРУШЕНИЯ СРЕДНЕТЕМПЕРАТУРНЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕ ВОДЫ
Коржуев М.А., Катин И.В., Кретова М.А., Авилов Е.С.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ИЗМЕНЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИКРИСТАЛЛЛИЧЕСКИХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ТАММАНА, ОТРАЖАЮЩЕЙ НАЧАЛО ЗАМЕТНОЙ ДИФФУЗИИ В ОБРАЗЦАХ
Коржуев М.А., Кретова М.А., Авилов Е.С.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ НЕОДНОРОДНОГО МАТЕРИАЛА
Сукиасов В.Г.
Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО КГТУ

РАЗРАБОТКА КОСТНЫХ МАКЕТОВ КОСТЕЙ ЧЕЛОВЕКА ВЫПОЛНЕННЫХ 3Д ПЕЧАТЬЮ
Романов А.Д.[1], Горбатов Р.О. [2], Романов И.Д. [1]
[1] *Россия, Нижний Новгород, НГТУ имени Р. Е. Алексеева*
[2] *Россия, Нижний Новгород, ПИМУ*

ОЦЕНКА ПУЛЕСТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МОДЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЙ
Романов И.Д., Романова Е.А., Чернышов Е.А.
Россия, Нижний Новгород, НГТУ имени Р. Е. Алексеева

ДИНАМИКА УПЛОТНЕНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ.
Кардашова Г.Д. [1], Ризаханова С.У.[2], Дибиргаджиев Д.Ш. [2]
[1] *Россия, Махачкала, ФГБОУ ВО ДГУ*
[2] *Россия, Махачкала, ФГБОУ ВО ДГТУ*

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЛЕГКОГО БЕТОНА НА МЕЛКОДИСПЕРСНОМ ПОРИСТОМ ЗАПОЛНИТЕЛЕ
Бастрыгина С.В.
Россия, Апатиты, ИХТРЭМС КНЦ РАН

АНАЛИЗ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ
Жаворонкова Е.Ю.
Россия, Новокузнецк, СибГИУ

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКОЙ В СРЕДЕ АЗОТА ХРОМОВОЛЬФРАМОВЫМ МЕТАЛЛОМ ТИПА СТАЛИ Р18
Ковалев А.П., Малушин Н.Н., Романов Д.А.
Россия, Новокузнецк, СибГИУ
ОБЪЕМНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭШП С ПРИМЕНЕНИЕМ ВРАЩЕНИЯ РАСХОДУЕМОГО ЭЛЕКТРОДА
Сергеев Д.В., Аникеев А.Н., Седухин В.В., Чуманов И.В.
Россия, Челябинск, ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)»
УПРОЧНЕННЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА МЕДНО-НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ
Хлебникова Ю.В., Суаридзе Т.Р., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю.
Россия, Екатеринбург, ИФМ УрО РАН
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ШТОКА КОМПРЕССОРА УСТАНОВКИ ПРОИЗВОДСТВА ВОДОРОДА
Таубе А.О., Сторожева Е.И.
Россия, Волгоград, АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»
ИЗМЕРЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ВНЕДРЕНИЕМ ИНДЕНТОРА ВИКЕРСА ДЛЯ КЕРАМИКИ
Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е., Ларионов М.Д., Колмаков А.Г., Ларионова А.В., Пивоварчик С.В.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
ЛОКАЛЬНО-НЕРАВНОВЕСНАЯ МОДЕЛЬ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ
Зимин Б. А., Судьенков Ю. В., Ялыч Е. С.
Россия, Санкт-Петербург, БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д. Ф. Устинова
ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА МУЛЬТИФЕРРОИКА ФЕРРИТА ВИСМУТА, МОДИФИЦИРОВАННОГО РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ
Андрюшин К.П., Черпаков А.В, Паринов И.А., Хасбулатов С.В., Шилкина Л.А., Алешин В.А., Андрюшина И.Н., Вербенко И.А., Резниченко Л.А.
Россия, Ростов-на-Дону, ЮФУ, НИИ физики
3D-КЕРАМИКА, НАПЕЧАТАННАЯ ПАСТАМИ НА ОСНОВЕ КОРУНДОВЫХ ПОРОШКОВ ЯДРО-ОБОЛОЧКА
Долгин А.С.[1], Богданов С.П.[1,2] Макогон А.И.[1,2]
[1] *Россия, Санкт-Петербург, ИХС РАН*
[2] *Россия, Санкт-Петербург, СПбГТИ(ТУ)*
МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РАЗЛИВКЕ НА МАШИНЕ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ С ВЕРТИКАЛЬНОЙ ОСЬЮ ВРАЩЕНИЯ
Алексеев И.А., Аникеев А.Н., Белкина К.И., Седухин В.В., Сергеев Д.Б., Чуманов В.И.
Россия, г.Челябинск, ФГАОУ ВО ЮУрГУ (НИУ)
ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mo-Nb-V
Палий Н.А., Белоусов О.К.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
ПРОЧНОСТНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОСПИРАЛЕЙ - ЗАЩИТНЫХ ОБОЛОЧЕК ДАТЧИКА НАПРЯЖЕНИЙ
Умнов П.П., Молоканов В.В., Крутилин А.В., Палий Н.А., Каплан М.А., Чуева Т.Р.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ ПОКОВОК МЕТОДОМ ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ
Усманова Р.Р.
Россия, Уфа, ФГБОУ ВО УГАТУ
МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ МЕТАЛЛОВ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЗАПАСА ПЛАСТИЧНОСТИ
Усманова Р.Р.
Россия, Уфа, ФГБОУ ВО УГАТУ
КАЛЬЦИЙФОСФАТНАЯ ПЕНОКЕРАМИКА, УПРОЧНЕНАЯ ГИДРОКСИАПАТИТОМ
Маслова Л.Ю., Крутько В.К., Мусская О.Н., Кулак А.И.
Беларусь, г. Минск, ИОНХ НАН Беларуси
МИКРОТВЕРДОСТЬ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ PD-SM И PD-LU
Кольчугина Н.Б., Горбунов С.В., Рошан Н.Р., Бурханов Г.С., Дормидонтов Н.А., Бакулина А.С., Русинов Д.А.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОРОЗОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИУРЕТАНОВЫХ ОЛИГОМЕРОВ
Савчук А.В., Погорельцев Э.В., Слободинюк А.И., Слободинюк Д.Г.
Россия, г. Пермь, «ИТХ УрО РАН»

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПОВЕДЕНИЯ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ СУРЬМОЙ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОДНООСНЫМ РАСТЯЖЕНИЕМ

Зерница Д.А.[1], Шепелевич В.Г.[2], Савенко В.С.[1]
[1]Республика Беларусь, МГПУ имени И. П. Шамякина,
[2]Республика Беларусь, БГУ,

СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ 100-МЕТРОВЫХ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Кормышев В.Е.[1], Громов В.Е.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Юрьев А.А.[3], Рубанникова Ю.А.[1]
[1] Россия, Новокузнецк, СибГИУ
[2] Россия, Томск, ИСЭ СО РАН
[3] Россия, Новокузнецк, АО «Евраз-Западно-Сибирский металлургический комбинат»

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ РАЗНОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СПЛАВОВ

Чейлях А.П., Чейлях Я.А.
Украина, Мариуполь, ПГТУ

ФОРМИРОВАНИЕ МУЛЬТИПОВЕРХНОСТНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МОДИФИКАЦИЙ В СПЛАВАХ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Мак-Мак Н.Е.
Украина, Мариуполь, ПГТУ

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ПОКРЫТИЙ Ti1-xAlx, Zr1-xAlx, TiCN, TiAlSiN И DCL НА ИХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Каменева Н.В., Чекалкин А.А., Каменева А.Л.
Россия, Пермь, ПНИПУ

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИЙ

Чмыхало А.И., Тихомиров В.А., Мукомела М.В., Меделяев И.А.
Россия, Москва, ВА РВСН имени Петра Великого

МОДИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Zr1Nb МЕТОДАМИ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ.

Карасева Е.В., Мац А.В., Мац В.А., Савчук Е.С., Соколенко В.И.
Украина, Харьков, ННЦ ХФТИ АН УКРАИНЫ

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ИЗДЕЛИЙ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА ИХ АНИЗОТРОПИЮ ДЕФОРМАЦИИ

Чуканов А.Н.
Россия, Тула, ФГБОУ ВО «ТГПУ им. Л.Н. Толстого»

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРИ, ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВЫХ НАНО-ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ

Солнцев В.П., Назаренко В.А., Солнцева Т.О., Васильківська М.А., Луговський Ю.Ф., Броднiковський М.П.
Украина, Киев, ИПМ НАНУ им .И.Н.Францевича

ДАТЧИК ДЛЯ ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗА ПОЛИМОРФНОГО ОЦК ГПУ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И РЕАКТОРНОЙ СТАЛИ 15Х2НМФА ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Молодец А.М., Голышев А.А., Емельянов А.Н.
Россия, г. Черноголовка, ИПХФ РАН

МОДЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕРОВ И ГИДРОКСИАПАТИТА

Мусская О.Н.[1], Крутько В.К.[1], Кулак А.И.[1], Шиманский В.И.[2], Насань О.А.[2], Евсейчик Е.А.[2], Хвесеня С.С.[2], Добыш В.А.[3], Тарасевич В.А.[3], Коктыш Н.В.[3]
[1] Беларусь, Минск, ИОНХ НАН Беларуси
[2] Беларусь, Минск, БГУ
[3] Беларусь, Минск, ИХНМ НАН Беларуси

КОМПОЗИЦИОННОЕ АЛЮМОЦИРКОНИЕВОЕ ПОКРЫТИЕ, ПОЛУЧЕННОЕ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Романюк А.С., Комаров А.И., Золотая П.С.
Беларусь, Минск, ОБЪЕДИНЕННЫЙ ИНСТИТУТ МАШИНОСТРОЕНИЯ НАН БЕЛАРУСИ

ДВУХСЛОЙНОЕ КОМБИНИРОВАННОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ СПЛАВА АК12 С ЛЕГКОПЛАВКОЙ ДОБАВКОЙ, ПОЛУЧЕННОЕ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКОЙ

Комаров А.И., Орда Д.В., Искандарова Д.О., Сосновский И.А., Куриленок А.А.
Беларусь, Минск, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

ПРИМЕНЕНИЕ СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИХ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ДЛЯ КОНТРОЛЯ СОДЕРЖАНИЯ КОМПОНЕНТОВ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Волченкова В.А., Казенас Е.К., Андреева Н. А., Пенкина Т.Н., Родионова С.К., Смирнова В.Б., Фомина А.А.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО СПЛАВА 120Х14Н6Г6М3Т2Б2
Лойко П.В., Прияткин Д.В., Артемьев А.А., Соколов Г.Н.
Россия, Волжский, ВолгГТУ
ПОВЕДЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИКА ПОД ДАВЛЕНИЕМ
Опарина И.Б.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
ОЦЕНКА КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НАГРУЖЕНИИ МАТЕРИАЛА В УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ
Ермишкин В.А., Палий Н.А., Кулагин С.П., Минина Н.А., Михайлов Д.Л.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И СВОЙСТВА ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ Pr Sr-Fe-O
Савельева О.А., Хвостова Л.В., Волкова Н.Е., Гаврилова Л.Я.
Россия, Екатеринбург, ФГАОУ ВО «УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцинацина»
ВЛИЯНИЕ КАРБИДОВ НА СВОЙСТВА ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВА HASTELLOY C-276, ПРИМЕНЯЕМОГО В ТЕХНОЛОГИИ ДЛИННОМЕРНЫХ ВТСП МАТЕРИАЛОВ
Маркелова М.Н.[1], Сабынина А.С.[1], Филиппов Я.Ю.[2], Кауль А.Р.[1]
[1] Россия, Моква, Химический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова
[2] Россия, Моква, НИИ Механики МГУ имени М.В. Ломоносова
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В СИСТЕМЕ КОРУНД-МОЛИБДЕН-ДВУХФАЗНЫЙ АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ
Евдокимов В.Ю., Тютькова Ю.Б., Баринов С.М., Пруцков М.Е., Овсянников Н.А., Аладьев Н.А., Смирнов С.В., Лысенков А.С., Коновалов А.А., Гольдберг М.А.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
УПРОЧНЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА КОРУНД-МОЛИБДЕН ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ
Евдокимов В.Ю., Тютькова Ю.Б., Баринов С.М., Пруцков М.Е., Овсянников Н.А., Аладьев Н.А., Смирнов С.В., Лысенков А.С., Коновалов А.А., Гольдберг М.А.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОПУСКАНИЯ ЭНЕРГИИ КОЛЕБАНИЙ МИКРОСЛОЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Al
Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., Зорин В.А., Минаков Н.В., Спиридонов С.А.
Украина, Киев, ИПМ НАНУ
ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ НЕОДНОРОДНОГО МАТЕРИАЛА
Сукиасов В.Г.
Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО КГТУ
ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА Al85Ni9Fe2La4
Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ РЕЗИНОВЫХ СМЕСЕЙ
Поветкина Ю.С., Лутовинова Т.А., Чуприкова А.А.
Россия, Тамбов, ФГБОУ ВО "ТГТУ"
НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫЕ ЭПОКСИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С УЛУЧШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ
Лутовинова Т.А., Поветкина Ю.С., Чуприкова А.А.
Россия, Тамбов, ФГБОУ ВО "ТГТУ
КОМПОЗИТНАЯ РЕЗОРБИРУЕМАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ CaNaPO4-CaKPO4-Ca3(PO4)2 МЕТОДОМ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ.
Киселёва А.К.[1], Орлова Н.К.[1,3], Евдокимов П.В.[1],[2,4], Путляев В.И. [1,2]
[1] Россия, Москва, Факультет наук о материалах МГУ имени М.В. Ломоносова
[2] Россия, Москва, Химический факультет МГУ имени М.В.Ломоносова
[3] Германия, Берлин, Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM)
[4] Россия, Москва, Институт общей и неорганической химии им. Н.С.Курнакова РАН
РАЗРАБОТКА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ СТАТИЧЕСКОЙ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ
Мишин И.П., Найденкин Е.В., Раточка И.В., Манишева А.И.
Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН
ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СПЕЦИФИКУ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СОСТАРЕННЫХ СПЛАВОВ
Малашенко В.В.[1,2], Малашенко Т.И.[3]
[1] Донецк, Украина, Украина, Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина
[2] Донецк, Украина, Донецкий национальный университет
[3] Донецк, Украина, Донецкий национальный технический университет
[2] Донецк, Украина, Донецкий национальный университет экономики и торговли

НЕЙРОСЕТЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ДЕТАЛЕЙ ГТД
Библик И.В.
Украина, Харьков, ИПМаш НАН Украины
РЕЗУЛЬТАТЫ ПРИМЕНЕНИЯ НЕЙРОСЕТЕВОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ДЕТАЛЕЙ ГТД
Библик И.В.
Украина, Харьков, ИПМаш НАН Украины
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni-Mn-In ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ
Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Е.Д. Грешнова
Россия, Екатеринбур, ИФМ УрО РАН
АНАЛИЗ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР, ВОЗНИКАЮЩИХ В ИОННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ ВДАВЛИВАНИИ И КАЧЕНИИ СФЕРИЧЕСКИХ ИНДЕНТОРОВ
Савенко В.И.
Россия, Москва, ИФХЭ РАН
ДЕСТРУКЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В НИОБАТНЫХ СЕГНЕТОКЕРАМИКАХ
Коваленко М.И., Дудкина С.И., Резниченко Л.А.
Россия, Ростов-на-Дону, НИИ физики ЮФУ
ВЛИЯНИЕ ОХРУПЧИВАЮЩЕГО ОТЖИГА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ 22К
Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Комиссаров А.А.
Россия, Москва, МИСиС
МОДЕЛИРОВАНИЕ 6D - ОБСЛУЖИВАНИЕ, ЭКСПЛУАТАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ ТРАЛОВОЙ СИСТЕМОЙ
Недоступ А.А., Ражев А.О., Багрова А.А., Васильев Д.Е., Сысенко В.В.
Россия, Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ»
АВТОМАТИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КАНАТНО-СЕТНОГО ТРАЛА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СОВРЕМЕННЫХ ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
Недоступ А.А., Ражев А.О., Багрова А.А., Васильев Д.Е., Сысенко В.В.
Россия, Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ»
ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ МУЛЬТИФЕРРОИКА 0.5BiFeO3–0.5PbFe0.5Nb0.5O3
Жидель К.М.[1], Павленко А.В.[1,2]
[1] *Россия, Ростов-на-Дону, НИИ физики ЮФУ*
[2] *Россия, Ростов-на-Дону, ЮНЦ РАН, НИИ физики ЮФУ*
ТВЕРДОФАЗНЫЕ КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ФОЛЬГАХ НИОБИЯ И Ti-СПЛАВА И, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ НИХ, ЖАРОПРОЧНЫЕ СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ
Коржов В.П.
Россия, Черноголовка, ИФТТ РАН
ПРОЧНОСТНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОСПИРАЛЕЙ - ЗАЩИТНЫХ ОБОЛОЧЕК ДАТЧИКА НАПРЯЖЕНИЙ
Умнов П.П., Молоканов В.В., Крутилин А.В., Палий Н.А., Каплан М.А., Чуева Т.Р.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТЬЮ И ПЛАСТИЧНОСТЬЮ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ОДНОФАЗНЫХ ГЦК МАТЕРИАЛОВ
Токий Н.В.
Украина, г. Донецк ДонФТИ им. А.А.Галкина
СОПОСТАВЛЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ЧИСЛЕННОГО И ФИЗИЧЕСКОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ
Дубинова О.Б., Дубинов Ю.С.
Российская, Москва, РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина
МЕХАНИЧЕСКАЯ ДОБРОТНОСТЬ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ОДНОРОДНОСТЬ ИХ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ.
Титов С.В., Шилкина Л.А., Титов В.В., Алешин В.А., Резниченко Л.А.
Россия, Ростов-на-Дону, ЮФУ
КОМПОЗИЦИОННЫЙ ДИФФУЗИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЙ ПРИПОЙ НА ОСНОВЕ ЖИДКОГО СПЛАВА Ga-Sn
Скачков В.М., Пасечник Л.А., Бибанаева С.А., Яценко С.П.
Россия, Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН
ДИНАМИЧЕСКАЯ МЕМБРАНА УЛЬТРАФИЛЬТРАЦИИ С ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ИЗ ЧАСТИЦ АЦЕТАТА ЦЕЛЛЮЛОЗЫ
Фазуллин Д.Д.
Россия, г. Набережные Челны, ФГАОУ ВО К(П)ФУ

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ОКСИДНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ
Кийко В.М.
Россия, Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН
СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА С УПРОЧНЕНИЕМ БОРОСИЛИЦИДАМИ
Кийко В.М., Коржов В.П.
Россия, Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН
ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКОН САПФИРА, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА И ЕГО МОДИФИКАЦИЯМИ
Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О., Коржов В.П.
Россия, Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН
АРМИРОВАННЫЕ АНТИФРИКЦИОННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ
Шевелева Е.В. [1], Памфилов Е.А. [2], Пилюшина Г.А. [2]
[1] *Россия, Брянск, ФГБОУ ВО «Брянский государственный инженерно-технологический университет»*
[2] *Россия, Брянск, ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет»*
ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА, СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ
Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О.
Россия, Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН
АСМ-ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТЕКЛЯННЫХ ПОЛЫХ МИКРОСФЕР, МОДИФИЦИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОГО НАСЛАИВАНИЯ
Кочеткова А.С., Малков А.А., Малыгин А.А.
Россия, г. Санкт-Петербург, СПбГТИ(ТУ)
ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОУПРУГИХ СВОЙСТВ ПЛЕНОК НА ПОДЛОЖКАХ САПФИРА
Клунникова Ю.В., Малюков С.П.
Россия, Таганрог, ФГАОУ ВО «Южный федералтный университет»
РАЗРАБОТКА МЕТОДИК ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИЙ В ДЕФОРМИРУЕМОМ МЕТАЛЛЕ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ ДЕЙСТВИИ ТОКА И СВЧ–ИЗЛУЧЕНИЯ
Скворцов О.Б.[1,2], Сташенко В.И.[1], Троицкий О.А.[1]
[1]*Россия, Москва, ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, vis20-11@rambler.ru*
[2] *Россия, Москва, НТЦ «Завод балансировочных машин»,*
МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИИ ДЕФОРМИРУЕМОГО МЕТАЛЛА ПОД ВЛИЯНИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА
Скворцов О.Б.[1,2], Троицкий О.А.[1], Сташенко В.И.[1]
[1]*Россия, Москва, ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, vis20-11@rambler.ru*
[2] *Россия, Москва, НТЦ «Завод балансировочных машин»*
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ПРИ СЖАТИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ «МЕДЬ – УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ»
Пасовец В.Н., Ковтун В.А.
Беларусь, Минск, Университет гражданской защиты МЧС Беларуси
МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ ПРИ ВВЕДЕНИИ В ИХ СОСТАВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК
Ковтун В.А., Пасовец В.Н.
Беларусь, Минск, Университет гражданской защиты МЧС Беларуси
КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ-НАПОЛНИТЕЛИ ДЛЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОПИТКИ
Суховая Е.В.
Украина, г. Днипро, ДНУ им. О. Гончара
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ В КАМЕРЕ СВЕРХКРИТИЧЕСКОГО ФЛЮИДА
Изотов А.И., Сироткин В.В., Кильман Г.В., Шалаев Р.В.
Украина, Донецк, ДонФТИ
РАСЧЕТ ВЕРОЯТНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ
Никитин Н.Ю.
Россия, Москва, ООО «Механические исследования»
ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОТЛИВКИ ВЫСОКОЙ РАЗМЕРНО-ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ТОЧНОСТИ
Жилин С.Г., Комаров О.Н., Богданова Н.А.
Россия, Комсомольск-на-Амуре, ХФИЦ ДВО РАН
СИНТЕЗ БИОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА С УПРОЧНЯЮЩИМИ ДОБАВКАМИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ

Гиниятуллин И.М.[1,2], Богданова Е.А.[1]
[1] Россия, Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН
[2] Россия, Екатеринбург, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

РАЗРАБОТКА УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА И ОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Переверзев Д.И.[1,2], Богданова Е.А.[1]
[1] Россия, Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН
[2] Россия, Екатеринбург, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

НАНЕСЕНИЕ ГАП-ПОКРЫТИЙ С ПОВЫШЕННОЙ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ НА МАТРИЦЫ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ И ПОРИСТОСТИ

Богданова Е.А., Скачков В.М.
Россия, Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИАЛОНОВОЙ КЕРАМИКИ.

Смирнов К.Л., Григорьев Е.Г.
Россия, Черноголовка, ИСМАН

РАЗРАБОТКА НИКЕЛЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЭНЕРГОУСТАНОВОК НА РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ

Агуреев Л.Е., Иванов Б.С., Лаптев И.Н., Канушкин А.И.
Россия, г. Москва, ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», ООО «РусАТ»

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ ДЕМПФИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ПУТИ ПУТЕМ СОЗДАНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ СЭНДВИЧ-АМОРТИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ УПРУГО-ГИСТЕРЕЗИСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОНЕНТОВ

Курзина Е.Г.[1], Колмаков А.Г.[2], Курзина А.М.[1], Клименко С.А.[3], Кудрявцева В.Д.[1], Копейкина М.Ю.[3], Просвирнин Д.В.[2], Хейфец М.Л.[4]
[1] Россия, Москва, Российский университет транспорта (МИИТ)
[2] Россия, Москва, ИМЕТ РАН
[3] Украина, Киев, Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН
[4] Беларусь Минск, Институт прикладной физики НАН Беларуси

ТРИБОТЕСТИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТОНКОПЛЕНОЧНИХ ПОКРЫТИЙ

Манохин А.С.[1], Клименко С.А.[1], Закиев И.М. [2], Закиев В.И.[2], Колмаков А.Г.[3], Насакина Е.О.[3], Хейфец М.Л.[4], Белоусова Н.Н.[5]
[1],Украина, Киев, Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины
[2] Украина, Киев, Национальный авиационный университет
[3] Россия, Москва, ИМЕТ РАН
[4] Беларусь, Минск, Институт прикладной физики НАН Беларуси
[5] Украина, Житомир, Государственный университет «Житомирская политехника»

ЖАРОСТОЙКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛМАЗА С ДОБАВКАМИ КАРБИДОВ И БОРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Высотин А.Б.
Россия, Санкт-Петербург, СПБГТИ(ТУ)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ 4Х5МФ1С С ЦЕЛЬЮ ВНЕДРЕНИЯ В ПРОИЗВОДСТВО В КАЧЕСТВЕ ТЕПЛОСТОЙКОГО КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Геворгян Г. А., Пачурин Г. В., Геворгян Г. А.
Россия, Нижний Новгород, НГТУ им. Р. Е. Алексеева

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гончарова Д.А., Пачурин Г.В.
Россия, Нижний Новгород, НГТУ им. Р. Е. Алексеева

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Грибанова В.Б., Ласточкина Е.В., Калинин Г.Ю.
Россия, Санкт-Петербург, НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»

НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫЕ ФТОРОПЛАСТЫ С ПОВЫШЕННЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ПОГЛОЩЕНИЯ СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЯ

Чуприкова А.А., Поветкина Ю.С., Лутовинова Т.А.
Россия, Тамбов, ТГТУ

УПРУГАЯ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ОБЛАСТИ ДИАГРАММЫ ВДАВЛИВАНИЯ ПРИ КИНЕТИЧЕСКОМ (ИНСТРУМЕНТАЛЬНОМ) ИНДЕНТИРОВАНИИ МЕТАЛЛА СФЕРИЧЕСКИМ ИНДЕНТОРОМ

Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Жгут Д.А., Горячкина М.В.
Россия, Москва, НИУ «МЭИ»

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КРОМОК РЕЗА ОБРАЗЦОВ ИЗ ТОНКОЛИСТОВОЙ АУСТЕНИТНО – МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП – СТАЛИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ

Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Ашмаримн А.А., Ларионов М.Д.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ВЛИЯНИЕ КАРБИДОВ ЛЕДЕБУРИТНОЙ ЭВТЕКТИКИ НА ТВЁРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Антипов В.И., Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВА И РАБОТОСПОСОБНОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Пруцков М.Е., Просвирнин Д.В.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ПОВЫШЕНИЕ СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ШХ15СГ В ПРОЦЕССЕ РАБОТЫ В ИЗДЕЛИЯХ

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Пруцков М.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КАРБИДОВ ЛЕДЕБУРИТНОЙ ЭВТЕКТИКИ НА СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

РАЗРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СВЕРХТВЁРДОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННОЙ ВЯЗКОСТЬЮ

Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ВОЛЬФРАМО-МОЛИБДЕНО-КОБАЛЬТОВЫЕ БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ВЯЗКОСТИ С ТВЕРДОСТЬЮ В ИЗДЕЛИЯХ 71HRC

Антипов В.И., Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Баранов Е.Е., Пруцков М.Е.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЗАДАННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ В РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Чижик С.А.[1], Кузнецова Т.А.[1], Хейфец М.Л.[2], Бородавко В.И.[3], Грецкий Н.Л.[3], Батаев А.А.[4], Блюменштейн В.Ю.[5], Кречетов А.А.[5], Панин А.В.[6], Колмаков А.Г.[6,7], Просвирнин Д.В.[7]

[1] *Беларусь, Минск,Институт тепло- и массообмена имени А.В.Лыкова НАН Беларуси*

[2] *Беларусь, Минск, Институт прикладной физики НАН Беларуси*

[3] *Беларусь, Минск, ОАО «НПО Центр»*

[4] *Россия, Кемерово, Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск,*

[5] *Россия, Кемерово, Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф.Горбачева*

[6] *Россия, Томск, ИФПМ СО РАН*

[7] *Россия, Москва, ИМЕТ РАН*

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ПРОВОЛОКИ ИЗ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП СТАЛИ ВНС9-Ш

Севальнёва Т.Г. [1,2], Терентьев В.Ф. [2], Севальнёв Г.С [1], Власов И.И.[1]

[1] *Россия, Москва, ФГУП»ВИАМ»*

[2] *Россия, Москва, ИМЕТ РАН*

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ ДЕМПФИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ПУТИ ПУТЕМ СОЗДАНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ СЭНДВИЧ-АМОРТИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ УПРУГО-ГИСТЕРЕЗИСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОНЕНТОВ

Курзина Е.Г.[1], Колмаков А.Г. [2], Просвирнин Д.В.[2], Курзина А.М. [1], Кудрявцева В.Д. [1], Клименко С.А.[3], Хейфец М.Л.[4], Копейкина М.Ю.[3]

[1] *Россия, Москва, МИИТ*

[2] *Россия, Москва, ИМЕТ РАН*

[3] *Украина, Киев, Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН*

[4] *Беларусь, Минск, Институт прикладной физики НАН Беларуси*

УЛУЧШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ СПЛАВОВ Cu-7%Cr и Cu-10%Fe ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Мартыненко Н.С. [1, 2], Страумал П.Б. [1], Бочвар Н.Р. [1], Рыбальченко О.В. [1, 2], Рааб Г.И. [3], Аксенов Д.А. [3], Добаткин С.В.[1, 2]

[1]*Россия, Москва, ИМЕТ РАН*

[2] *Россия, Москва, МИСиС*
[3] *Россия, Уфа, Уфимский государственный авиационный технический университет*

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Fe-Mn СПЛАВОВ

Рыбальченко О.В. [1, 2], Мартыненко Н.С. [1, 2], Рыбальченко Г.В. [3], Бочвар Н.Р. [1], Табачкова Н.Ю. [2, 4], Щетинин И.В. [2], Токарь А.А. [1, 2], Добаткин С.В. [1, 2]
[1]*Россия, Москва, ИМЕТ РАН*
[2]*Россия, Москва, МИСиС*
[3] *Россия, Москва, Физический институт имени П.Н. Лебедева РАН*
[4] *Россия, Москва, Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН,*

ПОДОБИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЫБОЛОВНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Недоступ А.А., Ражев А.О., Насенков П.В., Коновалова К.В., Багрова А.А.
Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ»

КОНЦЕПЦИИ РАЗРУШЕНИЯ КОНГЛОМЕРАТНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ В ОСНОВАНИЯХ ТЕОРИИ КОНСТРУИРОВАНИЯ И СИНТЕЗА ИХ СТРУКТУР

Макеев А.И.
Россия, Воронеж, Воронежский государственный технический университет

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ И ПОДХОДЫ К РАЗРАБОТКЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Мурадян С.О., Костина М.В., Костина В.С., Кудряшов А.Э.

Россия, Москва, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, muradianso@gmail.com

В работе рассматриваются основы разработки аустенитных коррозионностойких сталей с использованием принципов рационального (не избыточного) легирования. В том числе при выборе химического состава стали и способов получения готового продукта из неё следует учитывать, что будущие готовые детали, изделия — это экономический продукт, который должен быть конкурентоспособным не только по своим физическим, химическим, эксплуатационным свойствам, но и по экономическим параметрам (себестоимости). Разрабатываемые экономические продукты (стали) пользуются высоким спросом у предприятий потребителей металла только при правильно подобранном балансе цены (себестоимости) и качества (для аустенитных коррозионностойких сталей оно оценивается по критериям механических свойств и коррозионной стойкости).

Химический состав рассмотренных в данной работе сталей (таблица 1) разрабатывали с учетом критериев: а) недорогие шихтовые материалы; б) доступный и экономичный способ производства; в) высокие эксплуатационные (механические) свойства. Например, часто исследователи для коррозионностойких сталей задают ограничения по содержанию углерода не более 0,03 %, с тем чтобы избежать образования по границам зерен цепочек карбидов $Me_{23}C_6$ и обеспечить тем самым стойкость к межкристаллитной коррозии. Такие ограничения приводят к тому, что приходится либо использовать вакуумкислородное обезуглероживание стали (но такое оборудование мало распространено в РФ), либо выплавлять сталь на чистых шихтовых материалах. Последний вариант приводит к удорожанию стали: только по стоимости железа цена возрастает примерно в 5 раз (цена армко-железа на сегодня составляет примерно 150 – 180 тыс. рублей за тонну, цена стали 08КП, которую, можно использовать в качестве шихты, для сравнения порядка 20 – 30 тыс. рублей за тонну). Т.е. такое содержание углерода приводит к резкому повышению себестоимости стали и потере ее коммерческой привлекательности.

Изученные аустенитные стали с содержанием азота 0,4 – 0,9 % (таблица 1) соответствуют современным требованиям материаловедения и являются конкурентоспособными. Они экономнолегированы, не требуют специального оборудования для выплавки. Повышенный уровень их механических свойств достигается за счет использования дополнительной холодной пластической деформации. Марганец и азот снижают энергию образования дефектов упаковки в аустенитных сталях, что позволяет повысить деформационную способность аустенита и повысить прочность сталей за счет использования деформационного упрочнения при наклепе. Из таблицы 1 видно, что после 20%-ной холодной пластической деформации все изученные Cr-Mn-Ni-N стали обладают не только высокой прочностью, но и хорошей пластичностью и ударной вязкостью, а сталь №1 сохраняет высокую ударную вязкость даже после холодной деформации с обжатием 50%. При этом сталь №1 обладает высоким значением эквивалента стойкости к питтинговой коррозии (её ЭСП= 24, тогда как у стали 08Х18Н10Т ЭСП=18), а ее себестоимость по шихте ниже на ~ 25%.

Таблица 1. Разработанные марки аустенитных сталей и их свойства

№	Марка	Вид и степень деформации	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B, МПа	δ, %	ψ, %	KCU, Дж/см^2	Коэффициент сопротивления питинговой коррозии
1	08Х18АГ10Н2	Г/д	560	850	45	56	183	24
		Х/д 25%	1093	1143	22	59	144	
		Х/д 50 %	1308	1359	18	55	124	
2	05Х20АГ10Н8М2Ф	Г/д	730	1010	38	64	228	35
		Х/д 22%	1230	1290	18	55	99	
		Х/д 52 %	1510	1630	10	46	61	
3	05Х23АГ11Н5	Г/д	950	1170	24	50	136	33
		Х/д 20%	1290	1380	15	34	19	
4	05Х25АГ10Н5	Г/д	893	1152	39	56	67	38
		Х/д 22%	1380	1430	20	59	171	
		Х/д 54 %	1790	1902	11	49	73	

КВАНТОВО-МЕХАНИЧЕСКИЕ РАСЧЕТЫ УПРУГИХ СВОЙСТВ ФАЗЫ ЛАВЕСА Fe_2Mo

Васильев Д.А.
Россия, Москва, ФГБУН Институт Металлургии и Материаловедения им.А.А. Байкова, РАН
vasilyev-d@yandex.ru

В конструкционных ферритных сталях фаза Лавеса Fe_2Mo является упрочняющей фазой, которая выделяется в процессе нагрева (эксплуатации) изделия, находящегося длительное время под воздействием высоких температур. Характерной особенностью фаз Лавеса является их медленное выделение из твердого раствора и медленный рост размеров частиц, что благоприятно влияет на стабилизацию механических свойств сталей при длительных изотермических выдержках. Несмотря на свою значимость, упругие свойства Fe_2Mo остаются не изучены.

Расчеты в настоящей работе проводились с помощью пакета WIEN2k [1] методом полного потенциала линеаризованных плоских волн [2]. Используемые параметры были следующими: R_{MT} = 2.05 для атомов Fe, R_{MT} = 2.15 для атомов Mo и RK_{max} = 9. Для моделирования кристаллической решетки Fe_2Mo была использована сетка с 13x13x6 *k*- точками в первой неприводимой зоне Бриллюэна. Структурная оптимизация проводилась пока не были выполнены следующие условия: 1) максимальная сила, действующая на атом ниже 0.005 эВ/Å, 2) максимальное давление, действующее на атом ниже 0.02 ГПа, 3) сходимость полной энергии ниже $5x10^{-6}$ эВ/атом. В таблице 1 приведены коэффициенты упругости C_{ij} тензора деформации (в ГПа), которые были рассчитаны с помощью применения искажений к кристаллической решетке по методике, описаной в работе [3].

Таблица 1

	C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{33}	C_{44}	C_{66}
Fe_2Mo	459.27	170.38	105.49	379.00	113.73	144.44

Как видно из таблицы 1, C_{ij} удовлетворяют критерию механической стабильности ($C_{11} > 0$, $C_{11} - |C_{12}| > 0$, $(C_{11} + C_{12})\, C_{33} > 2C_{13}^2$, $C_{44} > 0$) и, как следствие, Fe_2Mo является механически стабильным при нулевом давлении. Величины коэффициентов упругости C_{11} и C_{33} отражают жесткость при изменении основных нагрузок, величина C_{66} означает сопротивление сдвиговым нагрузкам в плоскости {100} и в направлении <110>, в то время как C_{44} является величиной сопротивления сдвигу в плоскости {010} или {100} в направлении <001>. Большие значения величин C_{11} и C_{33} для этого соединения могут отражать факт, что его сжатие при одноосном напряжении вдоль осей *a*- (ε_{11}) или *c*- (ε_{33}) может быть затруднено. Из полученных C_{ij} для монокристалла с помощью приближения Voigt-Reuss-Hill были рассчитаны параметры упругости для поликристаллов: объемный *B*, сдвиговой *G* модули, модуль Юнга *E* (ГПа) и коэффициент Пуассона *ν*, которые представлены в таблице 2.

Таблица 2

	B_V	B_R	B	G_V	G_R	G	E	ν	B/G
Fe_2Mo	228.9	224.1	226.5	135.5	110.1	122.8	312.0	0.27	1.84

Значение отношения $B/G>1.75$ показывает, что поликристаллический агрегат Fe_2Mo является вязким материалом. Эта вязкая природа фазы Лавеса Fe_2Mo, выделяющейся в ферритной матрице сталей, является одной из причин, почему эта фаза рассматривается как полезная упрочняющая фаза.

Таблица 3

	v_s	v_l	V_m	θ_D	[001]		[100]		
					V_l	V_s	V_l	V_{s1}	V_{s2}
Fe_2Mo	3618	6449	4026	520	6356	3482	6997	3924	3482

Температура Дебая θ_D является фундаментальным параметром термодинамики и находится в уравнениях, описывающих физические процессы, такие как теплоемкость, термическое расширение, упругие свойства, колебательную энтропию и температуру плавления, которая следует из теорий включающих колебания атомов. В таблице 3 представлены рассчитанные по формулам [4] средние (V_m), сдвиговые (v_s) и продольные (v_l) скорости упругих волн (в м/с); предсказанная температура Дебая θ_D (в К) и скорости упругих волн в направлениях [001] и [100] (в м/с) для фазы Лавеса Fe_2Mo.

Автор выражает благодарность Проф. А.Л. Удовскому за многочисленные дискуссии.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-03-00530.

Список литературы:

1. P. Blaha, K.Schwarz, F. Tran, R. Laskowski, G.K.H. Madsen and L.D. Marks, WIEN2k: An APW+lo program for calculating the properties of solids. J. Chem. Phys. 152, 074101 (2020).

2. W. Kohn and L.J. Sham, Self-Consistent Equations Including Exchange and Correlation Effects, Phys. Rev. A 140, 4A (1965) A1133.

3. P. Ravindran, L. Fast, A. Korzhavyi and B. Johansson, Density functional theory for calculation of elastic properties of orthorhombic crystals: Application to TiSi2, J. Appl. Phys. 84 (1998) 4891.

4. O.L. Anderson, A simplified method for calculating the Debye temperature from elastic constants, J. Phys. Chem. Solids 24 (1963) 909-917.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА TI-20NB-5TA

Кирсанкин А.А., Калайда Т.А., Конушкин С.В., Юсупов В.С., Севостьянов М.А.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН,

kirsankin@mail.ru

Сверхупругие титановые сплавы активно исследуются в качестве перспективных материалов для производства эндопротезов различных суставов. Модуль упругости таких сплавов сравним с модулем упругости костной ткани, что позволяет избежать появления, например, нежелательного эффекта экранирования напряжений, который нарушает распределение напряжений и деформаций в костной ткани, что приводит к снижению устойчивости имплантата [1]. Помимо механических свойств материалы для эндопротезирования должны удовлетворять и другим требованиям: обладать биосовместимостью, иметь высокую коррозионную стойкость. Титановые сплавы, легированные ниобием и танталом, имеют характеристики, позволяющие использовать их в качестве материала для изготовления эндопротезов тазобедренного сустава. В данной работе были исследованы структурные характеристики титанового сплава Ti-20Nb-5Ta.

Слитки сплава Ti-20Nb-5Ta были получены в электродуговой вакуумной печи с нерасходуемым вольфрамовым электродом. Для получения равномерного по объему химического состава был проведен гомогенизирующий отжиг. Отжиг проводился при различных температурах: 700°C, 800°C и 900°C, время выдержки 12 часов. Для оценки структуры образцы были изучены с помощью металлографического анализа. Распределение химических элементов оценивалось методом энергодисперсионной спектрометрии с помощью сканирующего электронного микроскопа. Анализ структуры показал, что при температуре отжига 700°C и 800°C дендритная структура сохранялась. При температуре отжига 900°C дендритная структура была полностью устранена. Размеры зерен находятся в диапазоне от 200 до 500 мкм, что позволяет производить дальнейшую пластическую деформация методом листовой прокатки [2].

Первичную деформацию литых заготовок толщиной 10 мм проводили методом теплой прокатки при температуре 600°C на двухвалковом стане ДУО-300 с радиусом волков 162 мм. Предварительный нагрев перед прокаткой осуществлялся в печи KYLE 20.18.40/10 фирмы HANS BIEIMLER. Была апробирована прокатка с различными температурами предварительного нагрева: комнатная, 300°C и 600°C. В первых двух случаях образцы растрескивались во время процесса прокатки. При температуре предварительного нагрева 600°C были получены образцы пяти пластин с различной степенью деформации: 5, 10, 20, 30, 50 и 60%. После прокатки пластины подвергались рекристализационному отжигу. Анализ структуры проводился с помощью металлографического анализа. Показано, что зерна в исследуемых образцах после прокатки имеют ярко выраженную текстуру в направлении прокатки. Листы имеют слоистую структуру по продольному сечению. После рекристаллизационного отжига было отмечено, что размер зерна уменьшался с увеличением деформации.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (идентификатор Соглашения RFMEFI60419X0242).

Список литературы:

1. Nouri, A. and Wen, C., 2015. Introduction to surface coating and modification for metallic biomaterials. In Surface Coating and Modification of Metallic Biomaterials (pp. 3-60). Woodhead Publishing.

2. Nasakina, E.O., Konushkin, S.V., Baskakova, M.I., Fedyuk, I.M., Sergienko, K.V., Baikin, A.S., Kaplan, M.A., Sevostyanov, M.A. and Kolmakov, A.G., 2018. The Production of a Thin Wire of Ti-NbTa-Zr Shape Memory Alloy for Medical Devices. Journal of Material Sciences & Engineering, 7, pp.430-436.

ЛОКАЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТНАЯ ПЛАЗМЕННАЯ ЗАКАЛКА ПРОБИВНЫХ ПУАНСОНОВ ИЗ СТАЛИ Х12М

Веремейчик А.И., Онысько С.Р., Сазонов М.И., Хвисевич В.М.
Беларусь, Брест, Брестский государственный технический университет,
E-mail: vai_mrtm@tut.by

В производственных условиях при использовании установок для пробивки отверстий в крепежных деталях различного назначения применяют цилиндрические пуансоны из инструментальной штамповой стали Х12М. Высокохромистая сталь Х12М обладает высокой износостойкостью и глубокой прокаливаемостью, по структуре после отжига относится к ледебуритному классу, после нормализации – к мартенситному. Высокая износостойкость стали Х12М обуславливается большим количеством карбидов $(CrFe)_7C_3$. При нагреве выше температур перлитного превращения (800–820 °С) вторичные карбиды растворяются и аустенит насыщается хромом. После закалки карбиды сохраняются в структуре закаленной стали [1].

На практике пуансоны упрочнялись с помощью объемной закалки до величины твердости 55–60 HRC. Во время эксплуатации пуансоны подвергаются интенсивному механическому изнашиванию вследствие воздействия динамических нагрузок, и их ресурс составляет около трех тысяч пробивок. Визуальные обследования отработанных пуансонов показали, что происходил не только интенсивный износ их режущих частей, но и искривление (иногда с разрушением). Такой характер разрушения после объемной закалки обусловлен возникновением в металле значительных механических напряжений и охрупчивания стали вследствие неоднородной их закалки.

Для улучшения характеристик поверхностного слоя рабочей зоны пуансона предложено с помощью движущейся плазменной дуги дополнительно закалить его рабочую поверхность до 70 HRC. Проведены исследования влияния параметров плазменной дуги на поверхность образцов с их оптимизацией, определено влияние параметров упрочнения на физико-механические свойства и износостойкость поверхностного слоя, изучены теплофизические процессы, происходящие в стали в результате воздействия плазменной дуги, исследована микрогеометрия поверхностного слоя в зависимости от параметров процесса упрочнения.

Для процесса поверхностной плазменной закалки рабочей зоны цилиндрических пробивных пуансонов применялся плазмотрон с высокой удельной мощностью. В качестве плазмообразующего газа использовался аргон, в плазмотроне было применено обжимающее сопло с диаметром отверстия 1,2 мм. Плазменная дуга направлялась на торцы пуансонов, которые были обжаты двумя медными пластинами для их интенсивного охлаждения и собраны в обойму. При равномерном движении плазмотрона производится последовательные интенсивный нагрев пуансонов и закалка их торцов. Сначала плазмотрон перемещается относительно пуансонов вдоль их торцевых поверхностей, затем их поворачивают на 90°, и движение повторяется. Таким образом достигается закалка торца и режущей кромки пуансонов.

Плазменная закалка производилась при токах дуги I=6–32 А. Скорость перемещения плазмотрона варьировалась от 5 до 25 мм/с. В результате проведенных экспериментов и статической обработки их результатов были определены оптимальные параметры процесса поверхностной закалки: скорость перемещения плазмотрона v=10–13 мм/с, ток дуги I=27 А, расход защитного газа Q=2,0–2,5 л/мин. Эти параметры зависят от расстояния плазмотрона до поверхности торцов пуансонов. Анализ результатов показывает, что благодаря высоким скоростям охлаждения обеспечивается одновременность мартенситного превращения по всему контуру охлаждаемых пуансонов, что уменьшает или даже полностью исключает появление закалочных трещин.

С применением вычислительного комплекса ANSYS проведено исследование температурных полей, напряжений и деформаций в конечно-элементной модели системы «пуансон-обоймы». Разработанная механико-математическая модель учитывает изменение температуры по диаметру пятна нагрева и зависимость характеристик материала от температуры. Исследование НДС проведено при различных параметрах плазменной закалки. По результатам проведенных исследований стойкость инструмента увеличена в 1,8 раза.

Список литературы:

1. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др.; под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Рябов Д. А., Хлыбов А. А., Кабалдин Ю.Г., Аносов М. С.
Россия, Нижний Новгород, НГТУ им. Р. Е. Алексеева,
ryabovdm1996@gmail.com[1]

В работе рассмотрена возможность определения степени поврежденности сплава 12Х18Н10Т в области малоцикловой усталости [1]. Возникающие при циклическом нагружении структурные преобразования в сплаве, а в дальнейшем развитие микротрещин, приводят к изменению упругих и магнитных свойств материала [2]. Цель настоящей работы - исследование влияния степени поврежденности метастабильной стали 12Х18Н10Т на изменения физических свойств при малоцикловой усталости. Нагружение образцов проводили при комнатной температуре на установке, позволяющей задавать постоянную амплитуду изгиба. Для акустических измерений применяли акустический измерительно-вычислительный комплекс «АСТРОН» совместно с датчиками поверхностной (5МГц), продольной (5МГц) и поперечной (5МГц) волн. Для исследования изменения магнитных характеристик (остаточная намагниченность (Br), коэрцитивная сила (Hc), намагниченность насыщения (Bm)) стали применяли магнитный анализатор МА-412ММ. Замеры проводили с интервалом в 500 циклов. В результате проведенных исследований показано, что метастабильный сплав 12Х18Н10Т подвержен структурным $\gamma - \alpha$ преобразованиям (образование мартенсита деформации) при циклическом нагружении. Такое явление приводит к упрочнению стали и уменьшению пластичности, снижая усталостную прочность. Примененные физические медоды [3] оценки показали высокую чувствительность к изменениям состояния материала. Полученные зависимости акустических (рис. 1) и магнитных (рис. 2) характеристик могут быть использованы в задачах оценки остаточного ресурса конструкций из стали 12Х18Н10Т и давать достоверную информацию о степени поврежденности материала.

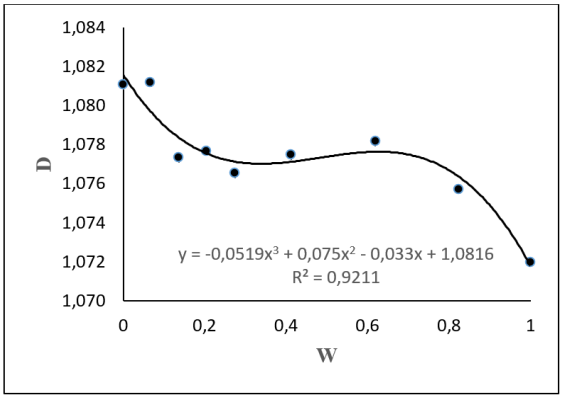


Рисунок 1. Зависимость акустического параметра **D** от степени поврежденности стали 12Х18Н10Т

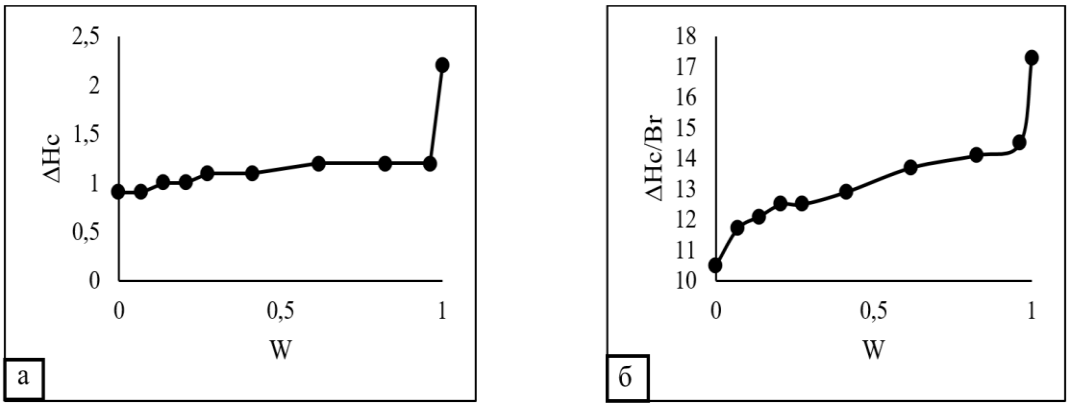


Рисунок 2. Зависимости относительного изменения коэрцитивной силы Hc (а) и отношения коэрцитивной силы к остаточной намагниченности (Hc/Br) (б) от степени поврежденности стали 12Х18Н10Т

Список литературы:

1. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Наука, 2003. 484 с.
2. Шермергор Т.Д. Теория упругости микронеоднородных сред. М.: Наука, 1977. 399 с.
3. Горицкий В. М. Диагностика металлов. – М.: Металлургиздат, 2004. 408 с.

РАЗРУШЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ КЕРАМИК

Бурлаченко А.Г., Мировой Ю.А., Буякова С.П.
Россия, Томск, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
burlachenkoag@gmail.com

Керамические композиционные материалы со слоистой структурой характеризуются комплексом свойств, непроявляемым керамическими композитами с иной структурной иерархией. Области использования слоистых керамик на основе ZrB_2-ZrO_2-SiC весьма разнообразны - от приборостроения до ракетостроения. Кроме того, в последнее время создание слоистой структуры в керамиках рассматривается как один из подходов увеличения их трещиностойкости и надёжности за счёт рассеяния энергии разрушения на бифуркацию или остановку трещин на границах раздела слоёв.

Развитие повреждений в слоистых керамических композитах при механическом воздействии в значительной мере определяется напряжениями, формируемыми на границах раздела слоёв вследствие разницы коэффициентов термического расширения (α). Чередование слоёв с разными α приводит к распределению в них растягивающих и сжимающих напряжений. После охлаждения слои с большим коэффициентом термического расширения остаются под действием растягивающих напряжений, а слои с меньшим α остаются под действием сжимающих напряжений.

В данной работе изучен отклик на механическое воздействие керамического композита, состоящего из слоёв ZrB_2-SiC с добавкой ZrO_2 от 10 до 100%. Структурная иерархия композита обеспечивает уменьшение теплопроводности от фронтальной поверхности композита (ZrB_2-SiC) к тыльной поверхности (ZrO_2) Композит ZrB_2-SiC характеризуется высокой устойчивостью к термическим воздействиям вплоть до 2500 ºС. Оксид циркония имеет низкую теплопроводность (от 2,5 до 3 Вт/(м*К), что делает его весьма привлекательным с точки зрения теплозащитного материала. Однако сочетание низкой теплопроводности и высокого коэффициента термического расширения (8.6 10^{-6}/K （20ºС~1000 ºС） оказывает отрицательное влияние на термическую стойкость ZrO_2. Образцы слоистого композита получены спеканием под давлением. Спекание производилось при температуре 1900 ºС в течение 30 минут в атмосфере аргона при давлении 30 МПа. Образцы слоистого композита получены в аналогичных условиях.

Механические испытания образцов керамических композитов произведены по схеме трёхточечного изгиба и по схеме диаметрального сжатия. Твёрдость в образцах композита ZrB_2-SiC-ZrO_2 измерялась индентированием пирамиды Берковича с максимальной нагрузкой 700 mN. Индентирование производилось на полированной поверхности поперечного среза образцов. В каждом слое производилось несколько уколов, в том числе и в областях сопряжения слоёв. Величина модуля упругости $E_{уз}$ композитов рассчитана из скорости прохождения ультразвука.

Прочность образцов слоистого керамического композита на изгиб при действии сжимающих напряжений со стороны слоя ZrB_2-20 %SiC составила 36±5 МПа, а при формировании растягивающих напряжений в этом слое прочность слоистого композита в среднем составила 102±10 МПа. Прочность образцов композита ZrB_2-20 %SiC при испытаниях на изгиб составила 88±5 МПа. Рельеф разрушения образцов свидетельствует, что при диаметральном сжатии и независимо от условий нагружения при трёхточечном изгибе, бифуркация магистральной трещины произошла на границе раздела между слоями композита с наибольшей разницей в коэффициентах термического расширения с содержанием ZrO_2 30 и 70 %. Прочность слоистого композита при диаметральном сжатии составила 50±5 МПа, прочность образцов композита ZrB_2-20 % SiC составила 30±5 МПа. Композиты отличались и предельной деформацией, величина ε образцов слоистого композита практически в 1,5 раза превысила предельную деформацию образцов композита ZrB_2-20 % SiC.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований, проекта III.23.2.3.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ

Хлыбов А.А., Кувшинов М.О.,
Россия, Нижний Новгород, НГТУ имени Р. Е. Алексеева
hlybov_52@mail.ru , makskuvshinov2007@yandex.ru

Работоспособность и надежность деталей, узлов, изделий во многом определяются свойствами и состоянием их поверхностного слоя. Одним из научных направлений в области создания новых

материалов с уникальными свойствами, является разработка технологий получения материалов, имеющих субмикрокристаллическую и нанокристаллическую структуру.

В докладе приводятся результаты исследований титанового сплава ВТ16.

Технологические параметры ультразвука: частота - 22 кГц, амплитуда - 10 мкм, статическая нагрузка ~ 50 Н, 100 Н, 150 Н.

Микрогеометрия обрабатываемой поверхности улучшается при уменьшении силы статического прижима. При базовой длине 0,8 мм, исходные значения параметров шероховатости поверхности всех исследуемых образцов составляли: R_a = 0,680 мкм; R_z = 3,795 мкм; R_{max} = 4,550 мкм;

После УЗО образцов значения параметров шероховатости поверхности снизились и составляли:

Режим обработки	1 режим УЗО	2 режим УЗО	3 режим УЗО
Величина шероховатости	R_a = 0,069 мкм R_z = 0,558 мкм R_{max} = 0,768 мкм	R_a = 0,082 мкм R_z = 0,847 мкм R_{max} = 1,152 мкм	R_a = 0,136 мкм R_z = 1,028 мкм R_{max} = 1,582 мкм

Результаты исследований показали, что УЗО привела к деформированию элементов структуры, их уплотнению и образованию текстуры деформации в поверхностном слое на глубину порядка 80 мкм. Это подтверждается изменением микротвердости с исходного значения $HV_{0,1}$ = 376 до 525

После УУО образцов по технологическим режимам, представленным выше, микротвердость Анализ изменения микротвердости по глубине (рисунок) поверхностно слоя показывает, что при удалении от поверхности значения микротвердости уменьшаются и достигают исходного значения на глубине 120-150 мкм.

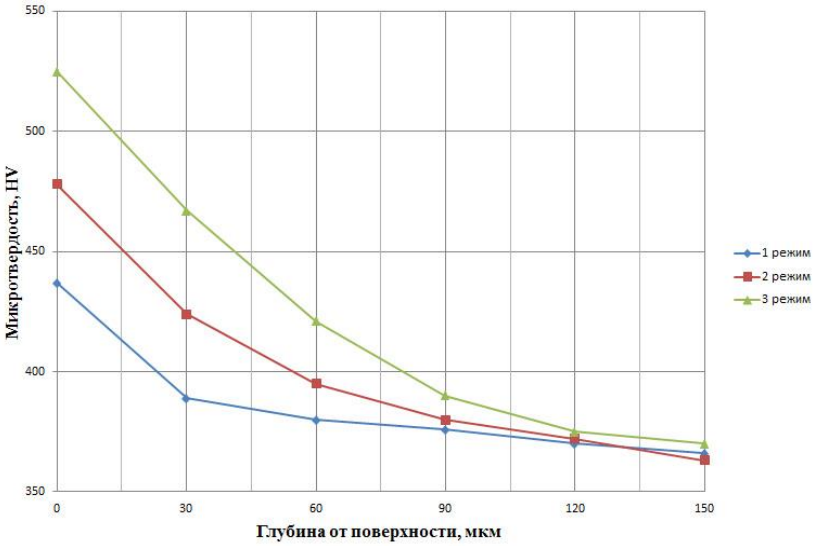


Рисунок Результаты измерения микротвердости по глубине.

Увеличение значений микротвердости свидетельствует как об измельчении элементов микроструктуры, повышении дефектности структуры, так и формировании напряжений сжатия в поверхностных слоях. Об увеличении степени дисперсности структуры с повышением микротвердости, также свидетельствуют результаты изучения тонкой структуры.

В результате УЗО также увеличилась плотность дислокаций. В исходном образце плотность дислокаций составляла ~ $5 \cdot 10^{10}$ см$^{-2}$, а в результате обработки плотность дислокаций увеличилась до значений: 1 режим УЗО ~ $4{,}5 \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$, 2 режим УЗО ~ $7{,}1 \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$, 3 режим УЗО ~ $9 \cdot 10^{11}$ см$^{-2}$.

После УЗО в поверхностном слое сформировались сжимающие остаточные напряжения, имеющие максимум на поверхности.

Исследование выполнено по гранту РНФ №19-19-00332 «Разработка научно-обоснованных подходов и аппаратно-программных средств мониторинга поврежденности конструкционных материалов на основе подходов искусственного интеллекта для обеспечения безопасной эксплуатации технических объектов в Арктических условиях»

Список литературы:

1. Панин В.Е., Сергеев В.П., Панин А.В. Наноструктурирование поверхностных слоев конструкционных материалов и нанесение наноструктурных покрытий. – Томск: Изд. ТПУ, 2008. – 286 с.

2. Хлыбов А.А., Кувшинов М.О. Исследование структуры поверхностного слоя стали 03Н18К9М5Т после ультразвуковой обработки // Физическая мезомеханика - 2019. - Т. 22. - № 6. - С. 100-106 с.

УВЕЛИЧЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ YZP КЕРАМИКИ

Буяков А.С., Мировой Ю.А., Буякова С.П.
Россия, Томск, ИФПМ СО РАН,
alesbuyakov@gmail.com

Диоксид циркония и композиты на его основе – один из наиболее широко распространенных керамических материалов, обладающий высокой прочностью, коррозионной сткойостью и биологической инертностью. Благодаря способности к трансформационному упрочнению, заключающемуся в мартенситном тетрагонально-моноклинном фазовом превращении под действием напряжений, он обладает высокой, относительно других керамических материалов, трещиностойкостью, а в научной литературе часто упоминается как «керамическая сталь». Тем не менее, не смотря на выдающиеся механические параметры, диоксид циркония не находит широкого применения в качестве конструкционного материала.

Основываясь на современных принципах структурного дизайна материалов, большего увеличения трещиностойкости и вязкости разрушения ZrO_2 и композитов на его основе следует ожидать при организации многоуровневой диссипативной структуры, обеспечивающей торможение распространяющейся трещины на разных масштабах структурной иерархии.

В работе исследованы керамические композиционные материалы на основе частично стабилизированного в тетрагональной модификации диоксида циркония, с включениями высокомодульных углеродных нанотрубок и низкомодульных частиц гексагонального нитрида бора. Образцы керамик были получены путем искрового плазменного спекания. Трещиностойкость оценена методом трехточечного изгиба керамических образцов с нанесенным v-образным надрезом. Микроструктура поверхности разрушения исследована с помощью растровой электронной микроскопии. Фазовый состав определен с помощью рентгеноструктурного анализа.

В результате проведенных исследований было обнаружено, что трещиностойкость ZrO_2 составила 5.6 МПа·м$^{1/2}$, в то время как при одновременном введении по 0.5 вес. % включений в виде углеродных нанотрубок и гексагонального нитрида бора наблюдалось увеличение трещиностойкости до 7.8 МПа·м$^{1/2}$. Введение в состав керамики включений в виде углеродных нанотрубок дало менее заметный прирост трещиностойкости.

Микроструктурные исследования поверхности разрушения выявили реализацию «мостикования», при котором энергия распространяющейся трещины расходуется на работу трения при вытягивании углеродных нанотрубок, расположенных перпендикулярно краям трещины. Рентгеноструктурный анализ поверхности разрушения показал увеличение содержания моноклинной модификации диоксида циркония до 30 %, при исходном содержании менее 5 %, что говорит о реализации механизма трансформационного упрочнения. Прирост трещиностойкости хрупкого керамического композиционного материала, по-видимому, обусловлен реализацией механизма Кука-Гордона, при котором происходит бифуркация трещины при контакте с относительно-слабой межфазовой границе включение-матрица в случае существенной разницы модулей упругости.

Таким образом, результаты проведенных исследований показали возможность организации многоуровневой диссипативной структуры в хрупкой керамической матрице, обеспечивающей увеличение трещиностойкости.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.2.3

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЛЕГКОГО БЕТОНА НА МЕЛКОЗЕРНИСТОМ ПОРИСТОМ ЗАПОЛНИТЕЛЕ

Бастрыгина С.В.
Россия, Апатиты, Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева ФИЦ КНЦ РАН,
s.bastrygina@.ksc.ru

Преимуществом изделий из легких бетонов является небольшой вес и низкая теплопроводность. Как правило, применение легких бетонов из-за невысокой прочности ограничивается строительством слабонесущих и ограждающих конструкций. Однако, сочетание низкой плотности, характерной для легких бетонов, и высокой прочности, присущей высокопрочным бетонам, позволяет значительно расширить область применения легких бетонов. Применение такого материала обеспечивает здания и сооружения с одной стороны требуемыми прочностными свойствами, а с другой стороны позволяет существенно экономить на общем весе [1].

Для оценки технической эффективности применения строительных материалов используется показатель удельной прочности, характеризующий величину предела прочности при сжатии на единицу относительной плотности. Для высокопрочных бетонов удельная прочность $R_{уд}$≥25 МПа [2]. В работе приводятся исследования по повышению удельной прочности легкого бетона на мелкозернистом пористом заполнителе путем использования алюмосиликатных микросфер совместно с пластификатором и различных видов модифицирующих добавок.

В качестве заполнителя бетона использовались глинистые сланцы хлорит-серицит-кварцевого состава проявления Цыпнаволок полуострова Рыбачий Мурманской области. С целью улучшения технологических свойств сланцы обрабатывались различными видами опудривающих добавок. Установлены зависимости коэффициента вспучивания и насыпной плотности сланцев от фракционного состава, температуры обжига и вида опудривающей добавки. Максимальный эффект вспучивания достигается путем опудривания сланцев угольной пылью и углем фракции 1-2 мм. Показано, что обработка сланцев фракции 2.5-5 мм угольной пылью повышает коэффициент вспучивания в 1.5-1.9 раза и снижает насыпную плотность приблизительно в 2 раза по сравнению с необработанными сланцами. Предварительная термообработка при 400ºС позволяет увеличить коэффициент вспучивания до 3 при температуре обжига 1170ºС. Получен мелкий пористый заполнитель путем обжига сланцев фракции 2.5-5 мм, обработанных угольной пылью. Условия обжига: температура термоподготовки 400ºС, температура обжига 1150ºС. Заполнитель имеет следующие свойства: насыпная плотность - 450 кг/м^3, коэффициент теплопроводности - 0.120 Вт/(м·К), прочность при сдавливании в цилиндре - 26.6 МПа.

Оценена эффективность использования алюмосиликатных микросфер в легком бетоне на основе мелкозернистого пористого заполнителя. Показано, что замена цемента микросферами в количестве 20 и 30 мас.% приводит к понижению плотности и увеличению прочности бетона в возрасте 28 сут. Установлено, что совместное введение в бетонную смесь алюмосиликатной микросферы в количестве 20 мас.% и суперпластификатора Glenium 503 в количестве 0.5 мас.% приводит к увеличению прочности легкого бетона на 25%. Удельная прочность при этом повышается до 28 МПа, что позволяет отнести разрабатываемые бетоны к классу высокопрочных. Изучено влияние различных модифицирующих добавок на прочность легкого бетона и установлено, что наибольший прирост прочности обеспечивают добавки шунгизитовой пыли и пыли сухой газоочистки в количестве 5-10 мас.%. Прочность полученных бетонов составляет 40.1-47.3 МПа (марка по прочности В35) при плотности 1275-1300 кг/м^3. Удельная прочность увеличивается на 18-28% по сравнению с бездобавочным составом и составляет 33-36 МПа.

Список литературы:

1. Карпенко Н.И., Ярмаковский В.Н. Конструкционные легкие бетоны для нефтедобывающих платформ в северных приливных морях и морях Дальнего Востока / Вестник инженерной школы ДВФУ, 2015. - № 2 (23). – С.85-99.

2. Звездов А.И, Фаликман В.Р. Высокопрочные легкие бетоны в строительстве и архитектуре/Жилищное строительство, 2008. - № 7. – С.2-7.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГАРАНТИРОВАННОГО УРОВНЯ ПРЕДЕЛЬНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ СТЕКЛА, ИСПЫТАННОГО МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ ДО СКАЛЫВАНИЯ КРОМКИ

Хворостяный В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б., Бодунов В.Е., Качинская И.Р.

Украина, Киев, Институт проблем прочности имени Г. С. Писаренко НАН Украины, plt2002@ukr.net.

Стекло считают уникальным в своем роде материалом, который обладает особыми физико-механическими свойствами, обуславливающими его широкое техническое применение в разных отраслях промышленности. Кварцевое оптическое стекло – однокомпонентное силикатное стекло на основе кремнезема является прозрачным в широком диапазоне ультрафиолетовых, видимых инфракрасных волн и радиочастот, имеет малый коэффициент линейного расширения, высокую термостойкость, химическую и радиационную стойкость. Кварцевые стекла используют в микроэлектронике, лазерной технике, волоконно-оптических коммуникационных линиях, элементах автоматики и средствах управления летательных аппаратов. Тяжелый флинт является оптическим стеклом, что относится к группе многокомпонентного неорганического стекла, состоящего из окислов кремния, свинца и калия и применяется в измерительных инструментах и интегральных схемах, деталях медицинской техники.

Сохранение функциональных способностей и работоспособности технического изделия из стекла в сложных эксплуатационных условиях представляет важную научно-практическую задачу. При этом главным негативным фактором, который необходимо учитывать на этапе проектирования ответственных элементов конструкций является присущий стеклу хрупкий характер его разрушения. Наиболее повреждаемыми обычно бывают краевые зоны деталей, что приводит к катастрофическим разрушениям

и потери несущей способности. Поэтому контроль уровня повреждаемости кромок стекла и минимизация таких повреждений рассматривается в качестве приоритетных задач. Цель настоящего исследования состояла в определении гарантированной величины предельных повреждений кромок стекла, испытанного при локальном нагружении методом царапания индентором Роквелла поверхности образца до скалывания его кромки (S+EF метод).

В работе выполнено аналитическое изучение закономерностей разрушения стекла с использованием статистической обработки ранее полученных экспериментальных данных [1] на основе распределения Вейбулла. Функция двухпараметрического распределения Вейбулла на диаграмме вероятностей отображается в виде прямой линии, а соответствующие статистические параметры находили методом наименьших квадратов. Статистически обоснованные уровни повреждаемости стекла определены для различных низких значений вероятности разрушения, соответствующие возникновению наибольших сколов кромки (табл. 1).

Таблица 1 Повреждаемость кромок стекла при заданном уровне вероятности разрушения

Нагрузка *P*, Н	Параметр повреждаемости кромки *L* (мм) при вероятности разрушения *F* (%)							
	F=10%		*F*=5%		*F*=1%		*F*=0,5%	
	КИ	ТФ2	КИ	ТФ2	КИ	ТФ2	КИ	ТФ2
10,00	0,116	0,126	0,131	0,144	0,169	0,192	0,189	0,218
15,00	0,217	0,207	0,253	0,240	0,359	0,336	0,416	0,388
20,00	0,259	0,213	0,289	0,239	0,371	0,312	0,412	0,350
25,00	0,341	0,335	0,400	0,381	0,574	0,510	0,670	0,577
30,00	0,375	0,368	0,416	0,402	0,526	0,491	0,581	0,535
35,00	0,410	-	0,460	-	0,599	-	0,670	-

Примечание: КИ – кварцевое оптическое стекло КИ; ТФ2 – тяжелый флинт марки ТФ2.

Таким образом, можно констатировать, что по сравнению со средними значениями параметра повреждаемости кромки *L* (традиционно используемые оценки на практике) статистически аргументированные уровни предельных повреждений больше в 1,3…2,8 раза. Представленный подход позволяет определить значения критических размеров краевых сколов при заданном уровне вероятности разрушения, что важно для достоверного прогнозировании повреждаемости стекла при локальном нагружении.

Список литературы:

1. Khvorostyanyi V. V., Gogotsi G. A. Specific features of glass damage and fracture resistance under the Rockwell indenter scratching of the specimen surface until the edge chipping appearance // Strength Mater. – 2020. – 52. – P. 243 – 251.

ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫЕ ЗАВИСИМОСТИ МОДУЛЯ ЮНГА ТИТАНА И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., Минаков Н.В., Зорин В.А., Спиридонов С.А., Кузьменко Н.Н.
Украина, Киев. Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, lugovskoi_u@ukr.net

Образцы материала для исследования получали прокаткой пакета состоящего из чередующихся слоев титановой и алюминиевой фольги толщиной 100 и 10 мкм, соответственно, при температуре прокатки 600 и 700 ^{0}C, а также толщиной 220 и 50 мкм при температуре прокатки 770 ^{0}C [1]. Далее заготовки прокатывали при комнатной температуре. Для сопоставления полученных результатов с данными известных жаропрочных титановых сплавов исследовали температурно-временные зависимости модуля Юнга сплава ВТ25У. Целью работы было создание методами прокатки микрослойного материала на основе титана содержащего жаропрочную фазу в виде слоев и исследование его структуры и упругих свойств при комнатной и высоких температурах.

Рентгеноструктурный анализ материала (770 ^{0}C) проводился в плоскости прокатки и расслоения образцов по середине их исходной толщины 0,5 мм. Показано, что весовое содержание фаз в полученном микрослойном сплаве Ti - $TiAl_3$ составило 47 и 53 %, соответственно. Область существования фазы $TiAl_3$ – 600 – 1350 ^{0}C [2].

Модуль Юнга исследованных материалов при продольных колебаниях и комнатной температуре определяли по методике [3], а при изгибных колебаниях и высоких температурах в диапазоне от 20 до 820 ^{0}C - по [4]. При этом образец закрепляли консольно на конце керамической балки, помещали в печь и возбуждали резонансные изгибные колебания на первой форме колебаний образца. Результаты

экспериментов и известная зависимость модуля Юнга от *T* для технически чистого титана из справочника [5] представлены на рис.1.

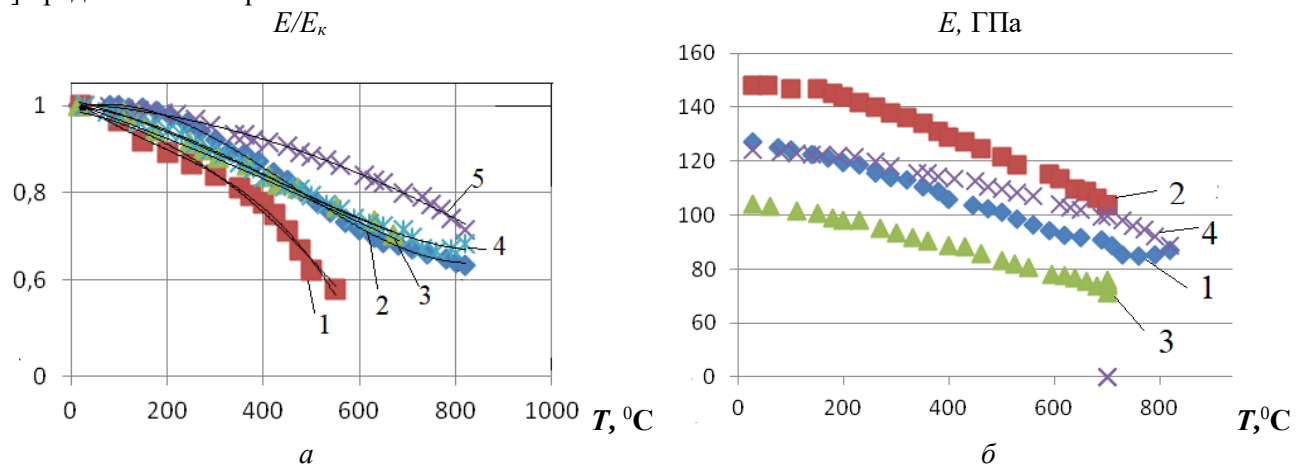


Рисунок 1. Температурные зависимости относительного (*а*) и (*б*) модуля Юнга титана, слоистых Ti-Al и жаропрочного сплава: *а* - 1 - титан, $E_К$=112 ГПа [5], 2 – Ti-Al ($T_{пр}$=600 ^{0}C), $E_К$=113 ГПа, 3 - Ti-Al ($T_{пр}$=700 ^{0}C), $E_К$=127 ГПа, 4 -Ti-Al ($T_{пр}$=770 ^{0}C), $E_К$=92 ГПа, 5 - ВТ25У, $E_К$=124 ГПа. *б* - Ti-Al ($T_{пр}$=700 ^{0}C),2 – повтор Ti-Al ($T_{пр}$=700 ^{0}C), $E_К$=148 ГПа, 3 - Ti-Al ($T_{пр}$=770 ^{0}C), 4 - ВТ25У.

Из рис.1 *а* следует, что зависимости *E/Ек* микрослойного материала Ti-Al от T имеют наклоны в промежутке между наклонами аналогичных кривых для титана и сплава ВТ25У. Из рис.1 *б* следует, что нагревом и выдержкой при 700 ^{0}C можно получить материал со стабильными значениями *E* при 700 ^{0}C, которые заметно выше, чем у сплава ВТ25У.

Литература

1. Гогаєв К.А. Спосіб виготовлення заготовок металевих ламінатів / К.А. Гогаєв, В.А. Назаренко, Ю.Ф. Луговський// Патент України на корисну модель №107192, зареєстр. 25.05.2016 р., Бюл.№10.

2. V.T. Witusiewicz, A.A. Bondar, U. Hecht, S. Rex, T.Y. Velikanova, The Al–B–Nb–Ti system: III. Thermodynamic re-evaluation of the constituent binary system Al–Ti, J. Alloy. Compd. 465 (2008) 64–77.

3. Кузьменко В.А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов/ - Киев: Изд-во АН УССР,1963 – 152. с.

4. Луговской Ю.Ф. Способ определения модулей упругости при высоких температурах/ Ю.Ф. Луговской, В.А. Кузьменко // А.С. СССР , N 1769062. 1992. Бюл. №38.

5. Young's Modulus of Elasticity for Metals and Alloys. Engineering ToolBox. https://www.engineeringtoolbox.com/young-modulus-d_773.html

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОПУСКАНИЯ ЭНЕРГИИ КОЛЕБАНИЙ МИКРОСЛОЙНЫХ СПЛАВОВ TI-AL

Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., Зорин В.А., Минаков Н.В., Спиридонов С.А.,

Украина, Киев, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ, lugovskoi_u@ukr.net

Образцы материала для исследования получали прокаткой пакета состоящего из чередующихся слоев титановой и алюминиевой фольги толщиной 100 и 10 мкм, соответственно, при температуре прокатки 700 ^{0}C, а также толщиной 220 и 50 мкм при температуре прокатки 770 ^{0}C [1]. Далее заготовки прокатывали при комнатной температуре и испытывали образцы при возрастающих температурах и нагрузках. Целью работы было изучение механических свойств при циклическом нагружении **сплавов Ti-Al** в условиях комнатной и высоких температур. Степень пропускания энергии колебаний через материал определяли по методике, описанной в [2] в виде зависимости максимальных изгибных напряжений σ_a резонансно колеблющегося образца от относительной мощности W/W_{max} установки. Очевидно, что чем больше амплитуда колебаний и, соответственно, максимальные напряжения в образце, тем больше коэффициент пропускания и тем меньше рассеяние энергии в образце при одинаковых уровнях W/W_{max} различных материалов. Результаты исследования для низкого уровня W/W_{max} представлены на рис.1 *а*, а при более высоких уровнях W/W_{max} (W_{max}=640 вт) – на рис.1 *б*. При этом сопоставляли зависимости σ_a от W/W_{max} сплавов Ti-Al и сплава ВТ25У

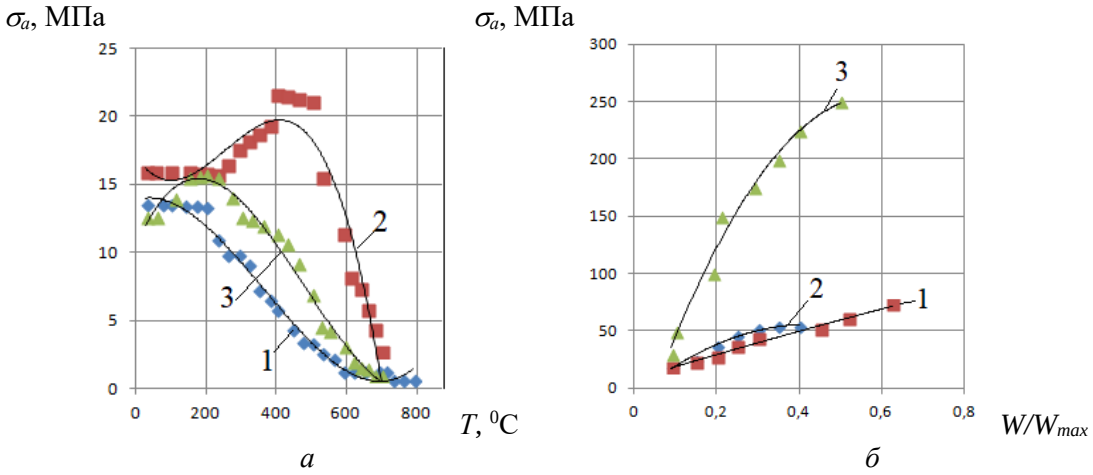


Рисунок 1. Температурные зависимости напряжений пропускания микрослойных Ti-Al: *а* - при постоянной величине *W/Wm* = 0,09; 1 – Ti - 9Al, $T_{пр}$=700 ^{0}C, 2 – повтор Ti - 9Al, $T_{пр}$=700 ^{0}C, после 30 мин выдержки при 700 ^{0}C , 3 – Ti – 18,5Al, $T_{пр}$=770 ^{0}C. *б* – при возрастающей величине *W/Wm* и постоянной $T_{исп}$=700 ^{0}C;1 – повтор Ti - 9Al, $T_{пр}$=700 ^{0}C, после 30 мин выдержки при 700 ^{0}C, 2 – Ti – 18,5Al, $T_{пр}$=770 ^{0}C, 3 - ВТ25У.

Кривые 2 и 3 на рис.1*а* имеют максимумы в области 200 ^{0}C (3) и 400 ^{0}C (2). что может быть связано с возникновением остаточных напряжений на границах слоев при остывании и их релаксации при нагреве. Низкие значения σ_a микрослойных материалов – Ti - 9Al и Ti – 18,5Al по сравнению с σ_a ВТ25У при одинаковых значениях относительной подведенной мощности установки указывает на то, что в слоистых материалах рассеивается большое количество механической энергии колебаний.

Список литературы:

1. Гогаєв К.А. Спосіб виготовлення заготовок металевих ламінатів / К.А. Гогаєв, В.А. Назаренко, Ю.Ф. Луговський// Патент України на корисну модель №107192, зареєстр. 25.05.2016 р., Бюл.№10.

2. Луговской Ю.Ф.Определение эффективности снижения циклических напряжений в образцах с покрытиями / Ю.Ф.Луговской , К.Ю. Яковчук, А.В. Микитчик // Порошковая металлургия. -2020, N1/2. - С.95-105.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТАРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С БЕЙНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Яковлева Е.А., Мотовилина Г.Д., Хлусова Е.И.

Россия, Санкт-Петербург, НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», npk3@crism.ru.

В настоящее время вопросы старения низкоуглеродистых легированных высокопрочных судосталей изучены недостаточно. В связи с этим вопросы предотвращения деградации их механических свойств вследствие старения металла с неравновесной структурой при операциях гибки и правки листового и профильного проката, а также при его длительном хранении являются актуальными.

Целью работы являлось исследование процессов старения в низкоуглеродистой высокопрочной стали с бейнитно-мартенситной структурой. Объектом исследования являлся листовой прокат толщиной до 50 мм с гарантированным пределом текучести от 500 до 960 МПа хромоникельмолибденовой стали с преимущественно бейнитной и бейнито-мартенситной структурами.

В работе проведен статистический анализ значений работы удара до и после старения, исследование влияния различных технологий изготовления листового проката (закалка с отпуском, закалка с прокатного нагрева с отпуском) на склонность стали к старению, исследование влияния различных термических обработок, а также длительного хранения на изменение прочностных и вязкопластических свойств после старения.

Статистический анализ показал, что после деформационного старения судостроительной низкоуглеродистой легированной высокопрочной стали происходит незначительное снижение значений работы удара (не более чем на 20 %), при этом коэффициент старения *C* в соответствии с ГОСТ 7268 не позволяет говорить о склонности стали к старению.

Деформационное старение высокопрочной стали с нормируемым пределом текучести 960 МПа с мартенситной структурой после закалки с отпуском привело к незначительному повышению

прочностных характеристик (на 4-6 %), появлению зуба текучести и снижению относительного, а также равномерного удлинения (до 0 %). Эффект старения становится менее заметен после закалки с прокатного нагрева и отпуска: относительное удлинение не изменилось, а относительное равномерное удлинение снизилось в 2 раза, но осталось выше нулевых значений.

Деформационное старение хромоникельмолибденовой стали марки E500W с бейнито-мартенситной структурой в состоянии поставки (закалка с отпуском) привело к увеличению средних значений предела текучести с 590 МПа до 614 МПа при неизменном значении временного сопротивления, относительное удлинение снизилось с 26 до 22%, а равномерное относительное удлинение - с 8 до 4,5%. После повторной закалки в лабораторных условиях (сформирована преимущественно мартенситная структура) и различных отпусков (450, 550, 650°С) деформационное старение стали марки E500W приводит к появлению ярко выраженного зуба текучести и снижению равномерного относительного удлинения до 0 %.

Длительное хранение высокопрочной судостроительной хромоникельмолибденовой стали марки E780 привело к повышению предела текучести на 80 МПа (на ~10 %), временного сопротивления на 40 МПа (на ~5 %), при этом работа удара снизилась с 192 Дж до 149 Дж (на ~20 %).

Таким образом, о проявлении склонности к деформационному старению низкоуглеродистой легированной стали целесообразно судить по изменению прочностных и пластических характеристик и виду диаграмм нагружения после провоцирующей обработки.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ СО СВЕРХРАВНОВЕСНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА

Грибанова В.Б., Ласточкина Е.В., Калинин Г.Ю.

Россия, Санкт-Петербург, НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей», npk3@crism.ru

В настоящее время перспективным направлением развития отечественных технологий является создание материала, обладающего невысокой себестоимостью и повышенной технологичностью при производстве, что обеспечит высокую конкурентоспособность продукции в сравнении с импортной. Аустенитные азотсодержащие стали со сверхравновесным содержанием азота обладают высокими механическими (прочность и вязкость) и коррозионными (сопротивление общей и питтинговой коррозии, МКК и КРН) свойствами. Использование промышленностью новых высокоазотистых сталей происходит в наиболее развитых европейских странах, Китае и Японии. В РФ к настоящему времени машиностроением не используется ни одна марка стали с содержанием азота более 0,3%.

Впервые в условиях научно-производственного экспериментального комплекса НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» выплавлена коррозионностойкая высокопрочная маломагнитная сталь Cr-Mn-композиции со сверхравновесным содержанием азота (%[N] ≥ 0,7%) на вакуумно-компрессионной лабораторной печи «Прометей-А», сконструированной в 2000-х годах для производства высокоазотистых сталей под давлением азота 15 атм. Разработанная технология выплавки состоит из двух этапов:

1) Выплавка при атмосферных условиях (усвоение при атмосферных условиях до 0,3% азота);

2) Выплавка под давлением.

Полученные заготовки подвергали ковке с последующей прокаткой на стане ДУО 600 (температура начала прокатки 1220-1200^{0}С, суммарная степень деформации 76-74%, охлаждение в воду). Получен листовой прокат с высокими физико-механическими свойствами ($\mu \leq 1{,}001$ Гс/Э, $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа, $\delta_5 \geq 30\%$, $\psi \geq 50\%$, $KCV^{+20} \geq 100$ Дж/см^2).

Разработанные высокоазотистые стали в настоящее время являются важнейшим материалом для изготовления маломагнитных высоконагруженных деталей машин и приборов, а также упругих элементов ответственного назначения и, в частности, электронных геодезических приборов взамен дорогостоящих и дефицитных молибден-рениевых и вольфрам-рениевых сплавов. Также разработанный материал соответствует требованиям современной буровой промышленности, включая наклонное бурение, и может применяться для различных компонентов буровых инструментов, таких как УБТ, компрессионные бурильные трубы, переходники, стабилизаторы и т.д. взамен марок 2205, SAF 2507 и 254 SMO. Применение маломагнитных материалов для изготовления бурильных труб обусловлено требованием исключить влияние магнитных масс на магнитометрические системы определения пространственного направления скважины в процессе бурения. Обычно при бурении наклонно-направленных скважин применяются отечественные легкосплавные бурильные трубы, а горизонтальных - импортные из низкоуглеродистых хромомарганцевых аустенитных сплавов. Легкосплавные трубы имеют недостаточную жесткость и подвержены коррозии, что приводит к высокой аварийности и низкой

точности проводки скважин. Импортные немагнитные утяжеленные бурильные трубы не обладают достаточной коррозионной стойкостью при вскрытии пластов с агрессивными флюидами.

Также аустенитные высокоазотистые стали значительно превосходят существующие конвенциональные аналоги по прочности, вязкости, немагнитности, холодостойкости, коррозионной стойкости, кавитационной устойчивости, нейтронностойкости и по ряду других параметров, используемые в качестве материалов для стволов артиллерийского, корабельного и стрелкового оружия (взамен 30ХН2МФА, 416R, 50LW, 20Х13, 25Х2Н4МА, 30ХГСА и пр.)

Работа выполнена совместно с представителями ООО «Пульсар» Рашевым Ц.В., проф., д.т.н.., Елисеевым А.В., Жужело В.А., Богевым П.В.

ФОРМИРОВАНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ СЛОЕВ В МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ АЗОТИРОВАНИИ

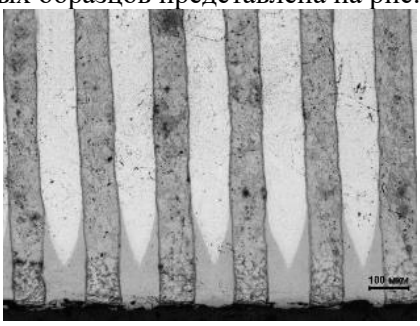
Поликевич К.Б., Плохих А.И.
Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана,
polikevich@bmstu.ru

Теория и практика химико-термической обработки показывает, что значительное влияние на эффективность процесса оказывают несовершенства кристаллического строения материала, а именно, границы зерен. Поэтому использование объектов с большой протяженностью границ может увеличить глубину проникновения диффузанта и сократить время проведения обработки.

Многослойные металлические материалы получают методом горячей пакетной прокатки в вакууме при температуре 1000 ºС. Технологический процесс включает в себя этапы сборки первоначального пакета из материалов А и Б, после чего пакет вакуумируется и производится горячая прокатка. Далее полученный лист режется на карточки, которые собираются в новый пакет и цикл повторяется. В результате полученная заготовка состоит их попеременно чередующихся слоев материалов А и Б.

Для изучения диффузионных процессов были подготовлены образцы композиций, состоящие их сталей 08Х18Н10 и У8, с толщиной слоя 100 мкм. Азотирование проводилось в среде аммиака в течение 45 часов при температуре 540 ºС. Металлографические исследования проводились с помощью светового микроскопа OLYMPUS CX21.

Микроструктура азотированных образцов представлена на рис.1.



Риссунок 1 – Микроструктура композиции 08Х18Н10+У8 после азотирования

Исследование микроструктуры показывает, что, в первую очередь, диффузия протекает по межфазной границе, после чего происходит отток диффузанта вглубь слоя. Однако концентрационные профили наблюдаются лишь в слоях стали 08Х18Н10. В то время как в стали У8 растворимость азота минимальна.

Оценку эффективности проведения азотирования в данных образцах можно подтвердить путем определения коэффициента зернограничной диффузии. Данный коэффициент возможно определить в соответствии с приближенным решением Фишера для диффузии из источника с постоянной концентрацией, зная контурный угол Ѳ (рис.2).

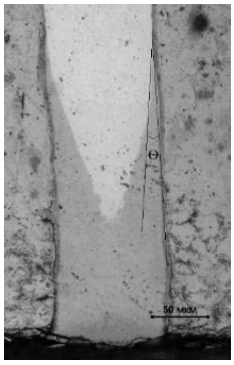


Рисунок 2 – Микроструктура композиции 08Х18Н10+У8 после азотирования (слой стали 08Х18Н10)

МЕХАНИЗМЫ СВЕРХБЫСТРОГО ВОДОРОДНОГО РАЗРУШЕНИЯ СРЕДНЕТЕМПЕРАТУРНЫХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕ ВОДЫ

Коржуев М.А., Катин И.В., Кретова М.А., Авилов Е.С.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
mkorzhuev@imet.ac.ru

Особенности поведения водорода в твердых телах связаны с его высокими реакционной способностью и диффузионной подвижностью протонов H^{1+} [1- 4]. Легко проникая в различные материалы за счет своего малого размера (атомный радиус водорода r_H^0= 0,529 Å, радиусы протонов r_H^{1+}= 0,8751.10^{-15} м и отрицательных ионов r_H^{1-}= 1,36 Å), водород диффундирует вглубь материалов [5]. В процессе диффузии водорода образуются твердые растворы внедрения, а также химические соединения – гидриды $M^{x+} + x.H^{1-} \rightarrow M\ H_x$, некоторые из которых (РЗМ<H>$_x$, РЗМ+(Fe, Co, Ni)<H>$_x$ и др.) широко используются в настоящее время как сплавы - накопители водорода (СНВ) (Здесь М- металлы, или металлические сплавы, РЗМ – редкоземельные элементы, x= 1, 2, 3 ...) [1-4]. В ряде случаев водород вызывает также «газовое» разрушения конструкционных материалов (стальные конструкции и т.п.) [1- 4].

В настоящей работе исследованы механизм и кинетика эффекта водородного разрушения (ВР) термоэлектрических материалов (ТЭМ) в электрохимических ячейках (ЭХЯ) при электролизе воды (T = 300 K) [6- 7]. Обнаружено, что различные группы ТЭМ ведут себя при электролизе по- разному. Низкотемпературные (Bi, Sb и Bi – Sb) и высокотемпературные (Ge – Si) ТЭМ оказались устойчивыми относительно ВР в ЭХЯ. В отличие от них, среднетемпературные ТЭМ (GeTe, Bi_2Te_3, Cu_2Se и др.) при «наводороживании» испытывали сверхбыстрое ВР, связанное с диффузией протонов H^{1+} вглубь образцов и их атомизацией и молизацией на дефектах - «коллекторах» водорода (дислокациях, границах зерен и т.п.). Неравновесное состояние протонов H^{1+} в объеме образцов в отсутствии электрического поля ЭХЯ подтверждается знаком соответствующих электродных потенциалов ТЭМ относительно водородного электрода ($E_0 > 0$). Соответственно глубина проникновения неравновесных протонов H^{1+} в образцы была ограничена и определялась их большими коэффициентами диффузии, связанными с действием эффекта ускорения протонов H^{1+} зонными электронами (дырками) при их совместной «химической» диффузии в образцах. При этом для получения максимального ВР образцов подвижность электронов (дырок) в ТЭМ должна была иметь оптимальную величину $\mu_{n,p}^{опт}$ ~ 10 см^2 /(В.с). В свою очередь, отсутствие эффекта ВР в сплавах Bi, Sb, Bi – Sb и Ge – Si объясняется в работе отклонением величины $\mu_{n,p}$ ~ 10^5 - 10^6 см^2 /(В.с) от оптимальной, в результате чего протоны H^{1+} не проникают в образцы, их атомизация и молизация происходит уже на поверхности катода, соответственно ВР образцов «в объеме» не наблюдается. В работе найдена еще одна возможная причина отсутствия ВР в этих сплавах, ею является отрицательный знак их электродных потенциалов $E_0 < 0$.

Работа выполнялась по государственному заданию №007-00129-18-00.

Список литературы:

Гельд П.В., Рябов Р.А., Мохрачева Л.П. Водород и физические свойства металлов и сплавов. Гидриды переходных металлов. М.: Наука.1985. 232 с.

Колачев Б.А., Шалин Р.Е., Ильин А.А. Сплавы- накопители водорода. Справочник. М.: Металлургия. 1995. 384 с.

Маккей К. Водородные соединения металлов. М.: Мир, 1968. 244 с.

Штремель М.А. Разрушение. Книга 2. Разрушение структур. М.: МИСИС.2015. 976 с.

5. В.Н. Химическая диффузия в твердых телах. М.: Наука. 1989. 208 с.

6 .Кретова М.А., Авилов Е.С., Коржуев М.А. // Деформация и разрушение материалов. 1019. №9. С.100-100.

7. Kretova M. A., Avilov E. S., Korzhuev M. A. // Russian Metallurgy (Metally). 2020 .№ 4. P387- 395.

ИЗМЕНЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОЛИКРИСТАЛЛЛИЧЕСКИХ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ ТАММАНА, ОТРАЖАЮЩЕЙ НАЧАЛО ЗАМЕТНОЙ ДИФФУЗИИ В ОБРАЗЦАХ

Коржуев М.А., Кретова М.А., Авилов Е.С.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

mkorzhuev@imet.ac.ru

Известный российско- германский физико-химик Густав Тамман (нем.- Tammann) (1861, Ямбург - 1938, Гёттинген) при исследовании фазовых превращений ввел в рассмотрение несколько характеристических температур, названных впоследствии его именем. Так, например, в настоящее время начало заметной диффузии в образцах характеризуется диффузионной температурой Таммана T_T, пропорциональной температуре плавления материалов T_m (T_T/ T_m ~0,3-0,4 для металлов, ~ 0,6 для окислов, ~ 0,8- 0,9 для углеродных соединений и т.п.) [1]. Температурная зависимость скорости диффузии имеет экспоненциальный вид, что дает возможность резкого разграничения температурной области параметром T_T [1].

В легированных материалах величина T_m и прочностные характеристики образцов могут существенно изменяться за счет вклада примесей в межзеренные диффузионные процессы. В результате температура T_T и механические свойства поликристаллов могут существенно изменяться. Так, например, ряд легирующих добавок с повышенными температурами T_T и T_m приводят к повышению жаропрочности сталей [2]. Что касается хрупких полупроводниковых термоэлектрических материалов (ТЭМ), используемых одновременно как функциональные и конструкционные материалы, то во многих случаях возникает необходимость их пластификации. [3-4]. Проблема решается путем легирования ТЭМ «быстрыми» ионами, понижающими «примесную» T_T и ведущего к пластификации образцов [3-8].

В настоящей работе показано, что введение иттрия (Y) и лантана (La) в твердый раствор на основе теллурида германия (GeTe) делает материал сверхпластичным вблизи температуры Кюри полиморфного фазового перехода T_c ~ 630- 700 К. В то же время, замещение ионов Ge^{2+} на ионы Sc^{3+} вызывает рост упругих напряжений в кристаллической решетке, что ведет к упрочнению сплавов. Различие в пластических свойствах сплавов мы связываем с тем, что Y и La в GeTe являются примесями, концентрирующимися на границах зерен и ослабляющими межзеренное взаимодействие в поликристаллах вблизи T_c. При этом температура Таммана T_T, выше которой активируются межзеренные процессы в поликристаллах, снижается и пластичность сплавов увеличивается. С другой стороны, Sc, видимо, является примесью, располагающейся преимущественно в объеме кристаллических зерен и не выходящей на их поверхность из-за своей относительно малой величины. Обнаруженный эффект дает возможность путем введения небольших добавок Y и La (до ~2 ат. %) повышать механическую устойчивость сплавов на основе GeTe при их работе в термоэлементах в режиме термоциклирования вблизи температуры Кюри T_c. Рассмотрены возможности оптимизации механических свойств поликристаллических термоэлектрических материалов (ТЭМ) путем варьирования температуры Таммана (T_T) образцов.

Работа выполнялась по государственному заданию №007-00129-18-00.

Список литературы:

1. Мейер К. Физико-химическая кристаллография. М.: Металлургия. 1972. 480 С.

2. Осипов К.А. Вопросы теории жаропрочности металлов и сплавов. М.: АН СССР. 1960. 286 с.

3. Болтакс Б.И. Диффузия в полупроводниках. М: Физматгиз. 1961. 404 с.

4. Sootsman J.R., Chung D.Y., Kanatsides M.G.// Angew. Chem. Int. Ed. 2009.V.48. P. 8616- 8639.

5. Коржуев М.А. Теллурид германия и его физические свойства. М.: Наука, 1986. 104 с.

5. Сирота Н.Н., Коржуев М.А., Лобзов М.А.// ДАН СССР. 1985. Т.281. №1. С.75- 77.

6. Аблова М.С., Грузинов Б.Ф., Жукова Т.Б. // Изв. АН СССР. Неорган. Матер. 1976. Т.12. №8. С.1378-1381.

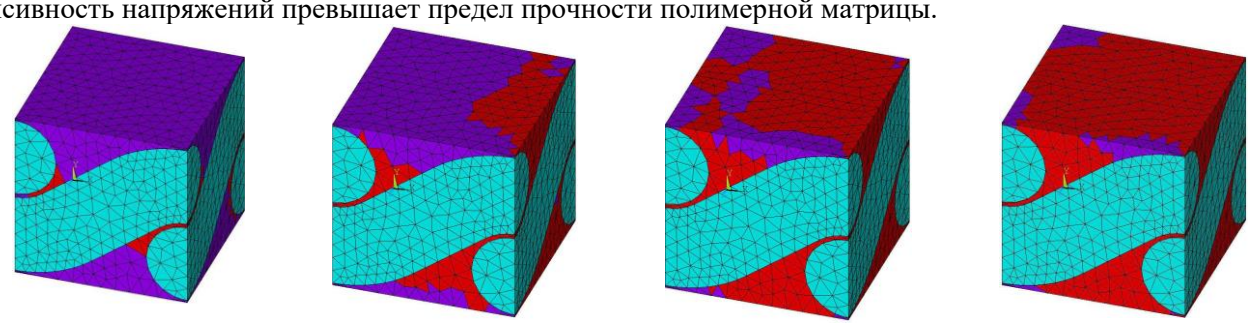
7. Кретова М.А., Авилов Е.С., Коржуев М.А. // Деформация и разрушение материалов. 1019. №9. С.2- 11.

8. Kretova M. A., Avilov E. S., Korzhuev M. A. // Russian Metallurgy (Metally). 2020 .№ 4. P387- 395.

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ НЕОДНОРОДНОГО МАТЕРИАЛА

Сукиасов В.Г.
Россия, Калининград, ФГБОУ ВО КГТУ
vladimir.sukiasov@klgtu.ru

Отыскание эффективных характеристик композиционных материалов (КМ) основано на двух подходах: 1) непосредственное экспериментальное определение путем испытания образцов готового материала; 2) расчет по свойствам компонентов с использованием тех или иных схем гомогенизации. Альтернативой для обоих способов определения эффективных характеристик КМ является компьютерное моделирование механических испытаний, при этом нет принципиальных ограничений по сложности структуры композита. В таком моделировании объектом исследования является представительная ячейка неоднородного композита, для которой в ходе имитации простейших испытаний однородное напряженно-деформированное состояние реализуется в среднем. Подобным образом можно численно определить упругие свойства материала как коэффициенты, связывающие усредненные по объему представительной ячейки компоненты напряженного и деформированного состояния, вычисленные через их локальные значения. Применительно к описанию прочностных свойств неоднородных материалов, в частности, композитов, в рамках механических теорий прочности описанный алгоритм предполагает возможность подсчета усредненной по объему величины, характеризующей склонность представительной ячейки к разрушению. Если исходить из энергетических представлений, с учетом изотропных свойств матрицы и армирующих элементов в отдельности, то в качестве такой величины может быть принята усредненная по объему представительной ячейки удельная энергия формоизменения. Пределы прочности матрицы и наполнителя различаются на порядки, поэтому разрушение КМ по мере роста нагрузки начинается с деградации связующего. Количественной мерой такой деградации при конечноэлементном моделировании может служить объемная доля «поврежденных» конечных элементов (КЭ) в составе всей матрицы. «Поврежденными» считаются элементы, в которых при заданной внешней нагрузке интенсивность напряжений превышает предел прочности полимерной матрицы.



а) б) в) г)

Рис.1

Ниже приведены некоторые результаты численного анализа одноосного растяжения композита, армированного тканью полотняного плетения с объемной долей 0.407.

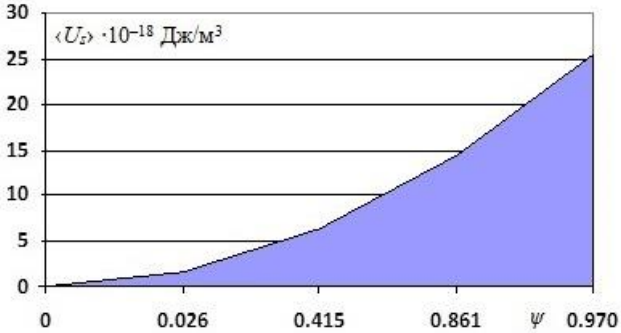


Рис.2

Модули упругости нитей (Е-стекло) и эпоксидной матрицы в стеклообразном состоянии составляют $7.4\cdot10^4$МПа и $3.5\cdot10^3$МПа; коэффициенты Пуассона – 0.25 и 0.4, пределы прочности – 3500МПа и 75МПа соответственно. На рис.1 виды а) – г) соответствуют величинам нагрузки 70, 140, 210 и 280 МПа и иллюстрируют положение «поврежденных» конечных элементов матрицы (красный цвет). Для четырех уровней нагрузки на рис. 2 представлена связь доли ψ «поврежденных» КЭ в составе матрицы и усредненной по объему всей ячейки удельной энергии формоизменения ‹U_s›. Нагрузка 280МПа приводит практически к полной деградации матрицы, при этом армирующие нити еще не достигают предела

прочности ни в одном КЭ. Такая картина соответствует концепции кратковременной прочности в предположении, что КЭ матрицы с превышением предела прочности сохраняют свою несущую способность.

РАЗРАБОТКА КОСТНЫХ МАКЕТОВ КОСТЕЙ ЧЕЛОВЕКА ВЫПОЛНЕННЫХ 3Д ПЕЧАТЬЮ

Романов А.Д.[1], Горбатов Р.О. [2], Романов И.Д. [1]

[1] *Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева*

[2] *Россия, Приволжский исследовательский медицинский университет Министерства здравоохранения Российской Федерации*

nil_st@nntu.ru

В современных условиях моделирование травматологических и операционных процессов производится методами компьютерного моделирования, которые занимают важное место в планировании и выполнении оперативных вмешательств [1]. Также широкое распространение получил метод конечных элементов для оценки механических свойств костной ткани. Большое внимание уделяется исследованию механизмов разрушения костных тканей при обычной жизнедеятельности и в условиях экстремальных нагрузок, в частности действии высокоскоростных поражающих элементов [2]. Однако прогнозирование переломов костей осложняется неопределенностью как в отношении механических свойств кости так и в отношении нагрузок, которые испытывают различные области скелета. Таким образом, расчеты напряженно деформированного состояния, даже с применением такого высокоэффективного численного решения, как метод конечных элементов, могут приводить к недопустимой по величине погрешности.

Из литературных данных и паспортов материалов видно что только на основании критерия «предел прочности на растяжение» подбор материала аналога костной ткани для проведения испытаний не представляет труда. Однако в реальности все значительно сложнее, так как существенное влияние оказывают и другие факторы: скорость нагружения, ударная вязкость, твердость и тп.

На рис. 1 представлены результаты испытаний прототипа костного аналога. Необходимо отметить что образец на рисунке 1.а показал минимальную ударную вязкость 0,095 МДж/м^2, в то время как при испытаниях на растяжение данный образец (100% заполнение) имел прочность равную прочности материала из него изготовленного.

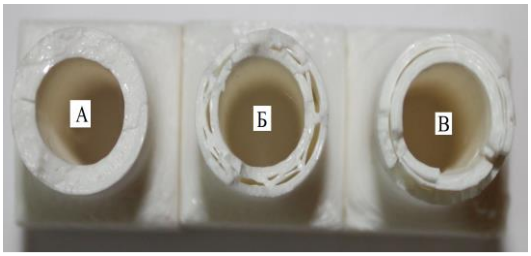


Рисунок 1. Пример разрушения образцов при ударном нагружении

При этом необходимо отметить анизотропность элементов выполненных с использованием аддитивных технологий и расположение детали на столе при 3Д печати критично может повлиять на результаты эксперимента. Необходимо отметить, что при печати биодеградируемыми материалами, например PLA пластиком, может оказать значительное влияние на результат условия хранения детали после печати.

Физический эксперимент с использованием моделей костей позволяет получить фактическую картину разрушения, и, в ряде случаев, учесть не заложенные в математическую модель факторы. Аддитивные технологии 3D печати анатомических структур человека с использованием данных компьютерно-томографического обследования позволяют создавать прецизионные макеты с учетом внешнего и внутреннего строения биологического объекта. Создание испытательного стенда на основе аддитивных технологий с учетом строения конечностей и костей черепа позволит повысить достоверность проведения испытаний. Кроме того, использование моделей костей позволяет вывести на новый качественный уровень обучение студентов так как практическая аппробация на модели действий в условиях операции позволит снизить вероятность ошибки.

Список литературы:

1. Горбатов Р.О., Малышев Е.Е., Романов А.Д., Карякин Н.Н. Тотальное эндопротезирование коленного сустава с использованием виртуального прототипирования и аддитивных технологий // Современные технологии в медицине. 2018. Т. 10. № 3. С. 146-154.

2. Чернышов Е.А., Абросимов А.А., Романов И.Д., Романов А.Д., Романова Е.А. Современная боевая травма и развитие средств индивидуальной бронезащиты // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2014. № 9-1. С. 42-46.

ОЦЕНКА ПУЛЕСТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МОДЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Романов И.Д., Романова Е.А., Чернышов Е.А.
Россия, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
nil_st@nntu.ru

Развитие специальной техники требует разработки материалов различного функционального назначения и технологий их получения, так как в настоящее время традиционные материалы уже не в полной мере могут удовлетворить новые запросы конструкторов. Одним из направлений решения данной проблемы является создание и применение нового класса материалов – композиционных с металлической матрицей [1]. Существенным отличием металломатричных композиционных материалов является наличие в материале армирующих частиц, которые оказывают влияние на процессы соединения отдельных частей изделия, в частности с помощью сварки. Наибольшее распространение при изготовлении сварных конструкций из легких цветных сплавов получила аргонодуговая сварка.

Сплавы алюминия с магнием, цинком, медью и некоторыми другими металлами обладают достаточно высокими механическими характеристиками, обеспечивающими приемлемый уровень противопульной стойкости [2]. Однако дальнейшее развитие баллистической защиты только за счет легирования и теомомеханической обработки ограниченно, поэтому в мире ведутся работы по применению алюмоматричных композиционных материалов для баллистической защиты.

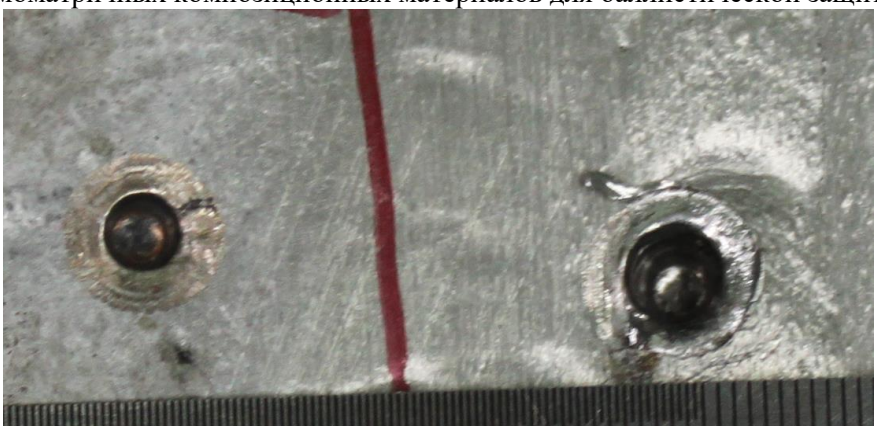


Рисунок 1. Пример попаданий образец и Х образное сварное соединение, использовалась пуля ПС43 ТУС

Для оценки баллистической стойкости материала и сварного шва был проведен модельный эксперимент. Пластины из композиционного материала были сварены в стык. Режим сварки: сварочный ток 90 А, напряжение на дуге 26В, расход защитного газа 12 л/мин, частота переменного тока 100 Гц, диаметр неплавящегося электрода 3 мм, диаметр сопла горелки 10 мм. Использовалась присадочная проволоки АМг5 и образцы из композиционного материала со степенью насыщения 20%. Несмотря на то что что предел прочности на разрыв образцов сварных не уступает основному материалу глубина внедрения индентеров «шарик стальной» и «сердечник пули ПС43 ТУС» в сварной шов значительно больше (рис 1)

Для выполнения сварных соединений элементов баллистической защиты необходима разработка специальной сварочной проволки по составу близкой к материалу основы.

Список литературы:

1. Курганова Ю.А., Колмаков А.Г. Конструкционные металломатричные композиционные материалы. Москва, 2015.

2. Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романова Е.А. Развитие материалов для баллистической защиты на основе алюминиевых сплавов // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 10. С. 43-47.

КОНЦЕПЦИИ РАЗРУШЕНИЯ КОНГЛОМЕРАТНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ В ОСНОВАНИЯХ ТЕОРИИ КОНСТРУИРОВАНИЯ И СИНТЕЗА ИХ СТРУКТУР

Макеев А.И.

Россия, Воронеж, Воронежский государственный технический университет, makeev@vgasu.vrn.ru

Материаловедческая и технологическая проблема обеспечения заданной работоспособности строительных материалов и надежности конструкций из них при минимизации производственных затрат на изготовление является побудительным мотивом развиваемой научной школой академика РААСН Е.М. Чернышова теории конструирования и синтеза оптимальных структур материалов. В этой теории бетон (плотный, поризованный, ячеистый на гипсовой, известковой, цементной, силикатной, керамической матрице с гидратационно-синтезными, гидротермально-синтезными, термально-синтезными системами твердения) идентифицируется и формализуется как конгломератный строительный композит - гетерогенное твёрдое тело с иерархически организованной пяти-шестиуровневой детерминированно-стохастической структурой.

Объективный признак полиструктурности строения конгломератных строительных композитов проявляется не только в многоуровневости их структуры, но и в одновременном «присутствии» в теле каждого композита трёх разных типов строения: 1) макро-, мезо-, микромасштабные уровни, которые образуют двухкомпонентные системы из матрицы и детерминировано-стохастически распределённых в ней дискретных твёрдых и газообразных (поры) включений с контактной зоной и границей раздела, представляют собой условно сплошные гетерогенные тела; 2) субмикро-, ультрамикромасштабные уровни структуры выступают как пространственные системы, подобные привычным системам пространственных строительных макромасштабных конструкций (стержневых, стоечно-балочных, оболочечных и т.п.) и грунтов; 3) нано- и атомно-молекулярные масштабные уровни отвечают понятию «пространственно непрерывной субстанции с ближним и дальнем порядком структуры атомно-молекулярной сплошной среды».

Процессы деформирования и разрушения рассматриваемых типов структуры имеют разные механизмы, реализующиеся в композите одновременно, что предопределяет согласованное привлечение к их идентификации, формализации и моделированию закономерностей физики твёрдого тела (в рамках термофлуктуационной теории Журкова), механики деформируемого твёрдого тела (в рамках механики гетерогенных сред) и механики разрушения (теория трещин Гриффитса). Результатом объединения «физических» и «механических» представлений стал предлагаемый и развиваемый авторами интегрированный механо-физико-химический подход к существу проявления конструкционных свойств конгломератных строительных композитов.

С позиций данного подхода, разрушение материала, работающего в строительной конструкции, представляет динамический мно¬гостадийный статистический процесс, включающий, с одной стороны, «каскадное» поуровневое повышение внутренних напряжений под действием их концентраторов (включений и дефектов) в структуре с появлением так называемых очагов перенапряжения и предразрушения, и зарождение в этих очагах повреждений с последующим формированием магистральной трещины в композите, с другой. При этом формирование поля внутренних напряжений полагается развивающимся в направлении от макроскопических напряжений в мегаструктуре композита, величина которых есть функция геометрии конструкции, схемы её загружения, эпюр моментов и усилий, к неоднородным по параметрам их локализации и концентрации микронапряжениям на наномасштабных и атомно-молекулярных структурных уровнях. Зарождение повреждений и формирование магистральной трещины в композите, напротив, детерминируется в направлении от термофлуктуационного разрыва единичных структурных связей на атомно-молекулярном масштабном уровне к возникновению, росту и последовательному развитию трещин на макромасштабном уровне композита, а в последующем и в итоге – к мегаструктурному уровню строительной конструкции. Кинетика этих процессов соотносится с реализацией явлений накопления (аккумуляции), рассеяния по объёму (диссипации), размещения и сосредоточения (локализации) и усиления (концентрации) напряжений.

Получение цифровых моделей разрушения композита в рамках предлагаемых концепций является основанием алгоритмов конструирования и последующего синтеза такой его структуры (системы связей), которая обеспечивала бы повышенную «энергоёмкость» процессов разрушения композита в диапазоне от начальных актов разрыва единичных атомно-молекулярных связей до макроскопического повреждения тела строительной конструкции, то есть максимально полное использование прочностного потенциала структурных связей в его работе сопротивления механическому разрушению.

ДИНАМИКА УПЛОТНЕНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ.

Кардашова Г.Д. [1], Ризаханова С.У.[2], Дибиргаджиев Д.Ш. [2]

[1] Россия, ФГБОУ ВО Дагестанский государственный университет,

[2] Россия, ФГБОУ ВО Дагестанский государственный технический университет

gulya-ka11@yandex.ru

Керамические материалы SiC-AlN являются одними из перспективных материалов современной высокотемпературной электроники. Известно, что одной из главных технологических проблем при получении керамики на основе карбида кремния является высокая плотность. Высокие физико-технические характеристики и эксплуатационные качества керамики могут быть реализованы в материале с однородной структурой, хорошо сформированными межзёренными границами и плотностью, близкой к теоретической.

На основе опыта многих десятилетий и успешного применения классической технологии горячего прессования, установлено, что оптимальная температура спекания керамики на основе SiC-AlN в зависимости содержания AlN составляет 2050-2300 К в течении 1 часа в среде N_2 или Ar и давлении 10-50 МПа. Однако, горячее прессование, как метод получения, является продолжительным и энергозатратным.

Инновационной технологией консолидации порошковых материалов признан метод электроимпульсного плазменного спекания. С помощью импульсного электротока и т.н. «эффекта плазмы искрового разряда» («spark plasma effect») достигается очень быстрый нагрев и исключительно малая продолжительность рабочего цикла. Это позволяет подавить рост зерна и получить равновесное состояние, что открывает возможности для создания новых материалов с ранее недостижимыми композициями и свойствами.

Образцы SiC-AlN были получены при различных режимах спекания, с введением в исходные смеси порошков дополнительно спекающей добавки Y_2O_3, являющейся промоутером процесса спекания. Получены опытные партии образцов трех составов: SiC(75%)-AlN(25%); SiC(75%)-AlN(18%)-Y_2O_3(7%) и SiC(75%)-AlN(22%)-Y_2O_3(3%). На полученных образцах определяли плотность от технологических параметров спекания (температура и время выдержки на режиме).

В ходе эксперимента выявлено, что при спекании образцов состава SiC(75%)-AlN(18%)-Y_2O_3(7%) при температуре спекания 1800 ^{0}C в течение 6 минут, в пресс-форме наблюдается формирование жидкой фазы, которая разъедает защитную графитовую фольгу и взаимодействует с матрицей пуансона, и в результате объемных изменений происходит разрушение или растрескивание заготовок или ее частей. Основным способом решения данной проблемы является уменьшение времени спекания, снижение температуры, либо использование низкопроцентного содержания оксидных добавок.

Изучение кинетики спекания показало, что процесс уплотнения керамики SiC-AlN значительно зависит от времени выдержки на режиме, в то время, как для состава SiC(75%)-AlN(22%)-Y2O3(3%) плотность образцов меняется незначительно. Установлено, что наибольшее значение плотности для SiC(75%)-AlN(25%) составляет ~95.9% от теоретической. А при добавлении 3% оксида иттрия при тех же технологических параметрах достигается 100% плотность от теоретической (таблица 1).

Таблица 1. Зависимость плотности керамических образцов от времени выдержки на режиме при T = 1800 °C

$T_{реж}$, мин	Плотность, г/см^3 (Относительная плотность,%)		
	SiC (75%)-AlN(25%)	SiC (75%)-AlN(22%)-Y_2O_3(3%)	SiC (75%)-AlN(18%)-Y_2O_3(7%)
3	2.69 (83.5)	3.18 (97.6)	3.25 (98.5)
6	2.71(84.2)	3.22 (98.8)	3.17 (96.1)
9	2.85 (88.5)	3.24 (99.4)	-
12	2.98 (92.5)	3.25 (99.7)	-
15	3.09 (95.9)	3.26 (100.0)	-

Таким образом, применение метода электроимпульсного плазменного спекания обеспечивает получение высокоплотных керамических материалов, а сам процесс спекания является энергоэффективным и экономически выгодным.

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТИ ЛЕГКОГО БЕТОНА НА МЕЛКОДИСПЕРСНОМ ПОРИСТОМ ЗАПОЛНИТЕЛЕ

Бастрыгина С.В.
Россия, Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В. Тананаева ФИЦ КНЦ РАН
s.bastrygina@.ksc.ru

Преимуществом изделий из легких бетонов является небольшой вес и низкая теплопроводность. Как правило, применение легких бетонов из-за невысокой прочности ограничивается строительством слабонесущих и ограждающих конструкций. Однако, сочетание низкой плотности, характерной для легких бетонов, и высокой прочности, присущей высокопрочным бетонам, позволяет значительно расширить область применения легких бетонов. Применение такого материала обеспечивает здания и сооружения с одной стороны требуемыми прочностными свойствами, а с другой стороны позволяет существенно экономить на общем весе [1].

Для оценки технической эффективности применения строительных материалов используется показатель удельной прочности, характеризующий величину предела прочности при сжатии на единицу относительной плотности. Для высокопрочных бетонов удельная прочность $R_{уд}$≥25 МПа [2]. В работе приводятся исследования по повышению удельной прочности легкого бетона на мелкодисперсном пористом заполнителе путем использования алюмосиликатных микросфер совместно с пластификатором и различных видов модифицирующих добавок.

В качестве заполнителя бетона использовались глинистые сланцы хлорит-серицит-кварцевого состава проявления Цыпнаволок полуострова Рыбачий Мурманской области. С целью улучшения технологических свойств сланцы обрабатывались различными видами опудривающих добавок. Установлены зависимости коэффициента вспучивания и насыпной плотности сланцев от фракционного состава, температуры обжига и вида опудривающей добавки. Максимальный эффект вспучивания достигается путем опудривания сланцев угольной пылью и углем фракции 1-2 мм. Показано, что обработка сланцев фракции 2.5-5 мм угольной пылью повышает коэффициент вспучивания в 1.5-1.9 раза и снижает насыпную плотность приблизительно в 2 раза по сравнению с необработанными сланцами. Предварительная термообработка при 400ºС позволяет увеличить коэффициент вспучивания до 3 при температуре обжига 1170ºС. Получен мелкий пористый заполнитель путем обжига сланцев фракции 2.5-5 мм, обработанных угольной пылью. Условия обжига: температура термоподготовки 400ºС, температура обжига 1150ºС. Заполнитель имеет следующие свойства: насыпная плотность - 450 кг/м^3, коэффициент теплопроводности - 0.120 Вт/(м·К), прочность при сдавливании в цилиндре - 26.6 МПа.

Оценена эффективность использования алюмосиликатных микросфер в легком бетоне на основе мелкодисперсного пористого заполнителя. Показано, что замена цемента микросферами в количестве 20 и 30 мас.% приводит к понижению плотности и увеличению прочности бетона в возрасте 28 сут. Установлено, что совместное введение в бетонную смесь алюмосиликатной микросферы в количестве 20 мас.% и суперпластификатора Glenium 503 в количестве 0.5 мас.% приводит к увеличению прочности легкого бетона на 25%. Удельная прочность при этом повышается до 28 МПа, что позволяет отнести разрабатываемые бетоны к классу высокопрочных. Изучено влияние различных модифицирующих добавок на прочность легкого бетона и установлено, что наибольший прирост прочности обеспечивают добавки шунгизитовой пыли и пыли сухой газоочистки в количестве 5-10 мас.%. Прочность полученных бетонов составляет 40.1-47.3 МПа (марка по прочности В35) при плотности 1275-1300 кг/м^3. Удельная прочность увеличивается на 18-28% по сравнению с бездобавочным составом и составляет 33-36 МПа.

Список литературы:

1. Карпенко Н.И., Ярмаковский В.Н. Конструкционные легкие бетоны для нефтедобывающих платформ в северных приливных морях и морях Дальнего Востока / Вестник инженерной школы ДВФУ, 2015. - № 2 (23). – С.85-99.

2. Звездов А.И, Фаликман В.Р. Высокопрочные легкие бетоны в строительстве и архитектуре/Жилищное строительство, 2008. - № 7. – С.2-7.

АНАЛИЗ СВОЙСТВ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Жаворонкова Е.Ю.
Россия, Сибирский государственный индустриальный университет,
katerina.zhavoronkova@mail.ru

Высокоэнропийные сплавы – сплавы, состоящие по меньшей мере из четырех основных металлических элементов [1]. По сравнению с традиционными сплавами с одним основным элементом и несколькими легирующими примесями, в высокоэнтропийных сплавах ни один компонент не является доминирующим. Примеры высокоэнтропийных сплавов: «Канторский сплав» CoCrFeMnNi [2] и тугоплавкие сплавы, например, TaMoNbVW [3, 4]. Высокоэнропийные сплавы могут часто демонстрировать уникальные механические свойства, например, высокую прочность и отличные криогенные или высокотемпературные характеристики [5-7].

Для высокотемпературных применений необходимо учитывать их стойкость к окислению. В работе [8] проводили механизм окисления высокоэнтропийных сплавов с достаточным незначительным добавлением Nb при 900 ° C в атмосфере. С добавлением Nb в основной металл стойкость к окислению значительно улучшилась, что было подтверждено в печи и термогравиметрии. Устойчивость к изотермическому окислению была повышена приблизительно на 66% благодаря наличию богатого Nb слоя. Это улучшение наблюдалось и анализировалось путем обратного рассеяния электронных изображений с помощью сканирующей электронной микроскопии и дисперсионной спектроскопии по длине волны с электронно-зондовым электронно-зондовым микроанализатором. При незначительном добавлении Nb было обнаружено, что микроструктуры сплава по настоящему изобретению состоят из γ-матрицы и γ′ выделений, и механические свойства были несколько выше, чем у тех, которые не содержали Nb. Таким образом, высокоэнтропийные сплавы могут заменить коммерческие сплавы на основе Ni.

Другой высокоэнтропийный сплав $FeCrNiAlTi_{0.2}$ обладает превосходными свойствами, достигая предел текучести 1877 МПа и пластическая деформация 26,6% при комнатной температуре. По сравнению с существующими высокоэнтропийными сплавами на основе FeCrNi, прочность на сжатие улучшилась отчетливо, при этом не снижая пластическое напряжение. При анализе механизма упрочнения [9] было высказано предположение, что основным усиливающим вкладом упрочнения является граница зерна.

Таким образом, при анализе свойств высокоэнропийных сплавов было определено, что значительно улучшаются механические характеристики данных сплавов, по сравнению с аналогами.

Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ 19-32-60001.

Список литературы:

1. Zhou, N., Jiang, S., Huang, T., Qin, M., Hu, T., & Luo, J. Single-phase high-entropy intermetallic compounds (HEICs): bridging high-entropy alloys and ceramics. Science Bulletin, 2019, 64(12): 856–864. doi:10.1016/j.scib.2019.05.007.

2. Cantor B, Chang I, Knight P, et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. Materials Science and Engineering: A, 2004, 375: 213-218.

3. Chou H-P, Chang Y-S, Chen S-K, et al. Microstructure, thermophysical and electrical properties in alxcocrfeni (0≤x≤2) high-entropy alloys. Materials Science and Engineering: B, 2009, 163: 184-189.

4. Senkov ON, Wilks GB, Scott JM, et al. Mechanical properties of nb25mo25ta25w25 and v20nb20mo20ta20w20 refractory high entropy alloys. Intermetallics, 2011, 19: 698-706.

5. Tsai M-H, Yeh J-W. High-entropy alloys: A critical review. Materials Research Letters, 2014, 2: 107-123.

6. Zhang Y, Zuo TT, Tang Z, et al. Microstructures and properties of high-entropy alloys. Progress in Materials Science, 2014, 61: 1-93.

7. Li Z, Pradeep KG, Deng Y, et al. Metastable high-entropy dual-phase alloys overcome the strength-ductility trade-off. Nature, 2016, 534: 227-230.

8. Yang, J.-J., Kuo, C.-M., Lin, P.-T., Liu, H.-C., Huang, C.-Y., Yen, H.-W., & Tsai, C.-W. Improvement in oxidation behavior of Al0.2Co1.5CrFeNi1.5Ti0.3 high-entropy superalloys by minor Nb addition. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 825. doi:10.1016/j.jallcom.2020.153983.

9. Yang, D., Liu, Y., Jiang, H., Liao, M., Qu, N., Han, T., … Zhu, J. A novel FeCrNiAlTi-based high entropy alloy strengthened by refined grains. Journal of Alloys and Compounds. 2020. doi:10.1016/j.jallcom.2020.153729.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ, ЛЕГИРОВАННОЙ КОМПЛЕКСНЫМ ФЕРРОСПЛАВОМ

Ахметов А., Еремеева Ж.В.

Россия, Москва, НИТУ «МИСиС»

aman1aotero@gmail.com

Основным методом легирования в порошковой металлургии является введение чистых порошков легирующих элементов в исходную порошковую смесь. Недостаток такого легирования состоит в

дороговизне таких легирующих порошков. Потому актуальным является изучение возможности использования альтернативных легирующих материалов, в число которых могут входить и ферросплавы. В частности, особый интерес вызывают комплексные ферросплавы: более дешевые сплавы, позволяющие в литейной промышленности придавать сталям комплекс различных свойств за счёт комплексного состава, которые, к тому же, отличаются высокой хрупкостью, что в перспективе позволит получать из кусковых ферросплавов порошки нужной фракции.

В ходе работ были получены экспериментальные порошковые смеси на основе железного порошка марки ПЖРВ 2.200.26, легированного ферросиликомарганцем (FeSiMn) и углеродосодержащими материалами: карандашным графитом (ГК-1) и сажей. Отличия порошковых смесей состояли в виде и количестве использованных добавок: этилен-бис-стеарамид (ЭБС), полиметилметакрилат (ПММА), стеараты железа (СтFe), марганца (СтMn), никеля(СтNi), и меди (СтCu).

Кусковой ферросплав был измельчен в шаровой мельнице, благодаря хрупкости ферросплава был получен порошок необходимой фракции. Порошковые смеси были смешаны в двухконусном смесителе, после которого было проведено холодное одноосное одностороннее прессование при давлениях в 200, 400, 600, 700, 800 и 900 МПа. Прессовки, полученные при 700 МПа, были спечены в два этапа: в атмосфере водорода при 1000 °С в течение 60 мин., а после в атмосфере аргона при 1300 °С в течение 60 мин.

В таблице 1 приведены показатели механических свойств полученных образцов.

Таблица 1 – Составы и технологические свойства порошковых смесей

№	Состав порошковой смеси, (мас. %)	Твердость после 1-го спекания, HRB	Твердость после 2-го спекания, HRC	Усадка (рост) после 2-х этапов спекания, %	$\sigma_{изг}$ при 700 МПа, после двух этапов спекания, МПа
1	Fe + 10%FeSiMn + 0,6%C (ГК-1) + 0,5%СтMn	62 ± 2	9,0 ± 2,0	-6,0	264 ± 10
2	Fe + 10%FeSiMn + 0,6%C (ГК-1) + 0,5%ЭБС + 0,5%СтFe + 0,5%СтNi + 0,5% СтCu + 0,5%ПММА	87 ± 2	36,6 ± 1,2	-2,1	331 ± 10
3	Fe + 10%FeSiMn + 0,6%C (ГК-1)	82 ± 2	36,6 ± 1,3	-5,5	302 ± 10
4	Fe + 10%FeSiMn + 0,6%C (сажа) + 1%СтMn	89 ± 2	39,0 ± 2,0	-2,0	408 ± 10
5	Fe + 10%FeSiMn + 0,6%C (сажа) + 0,5%СтFe	92 ± 2	43,0 ± 2,0	~0,0	489 ± 10
6	Fe + 10%FeSiMn + 0,6%C (сажа) + 1%СтFe	88 ± 2	42,0 ± 1,0	-2,0	451 ± 10

Как видно из таблицы 1, полученные образцы отличались высокой степенью твердости. После спекания шёл преимущественно рост образцов в объеме, а не усадка, что объясняется сложностью химического состава вводимого комплексного ферросплава и протекающих гетерогенных процессов. В итоге, предел прочности при изгибе полученных образцов спеченной стали менялась в диапазоне ~265 – 489 МПа в зависимости от вида и количества добавок.

Учитывая технологические и механические свойства полученных заготовок после двух этапов спекания, и при этом, незначительного изменения размеров, можно сказать, что исследуемый комплексный ферросплав пригоден для легирования порошковой стали СП60ГС. Получаемые из данной стали изделия могут быть использованы в условиях низких ударных нагрузок.

СТРУКТУРА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Ta-N, ПОЛУЧЕННЫХ А ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Соснин К.В., Пронин С.Ю., Романов Д.А., Филяков А.Д.
Сибирский государственный индустриальный университет,
k.sosnin@mail.ru

В современной медицине широко используются металлические имплантаты различного назначения. В настоящее время в качестве материала основы для имплантатов используют металлы и сплавы, не содержащие токсичные легирующие элементы Al и V. Около 70-80% медицинских имплантатов изготавливается из биоинертных металлических материалов, которые представлены нержавеющими сталями, сплавами кобальта, технически чистыми ниобием, танталом, титаном и их

сплавами. Металлические биоматериалы являются чрезвычайно важными для восстановления поврежденной твердой ткани, для улучшения качества жизни пациентов. Толщина покрытия сформированного методом электровзрывного напыления составляет 279…375 мкм для первого образца, 128…232 мкм для второго образца, 81…161 мкм для третьего образца), 94…166 мкм для четвертого образца, 274…424 мкм для пятого образца.

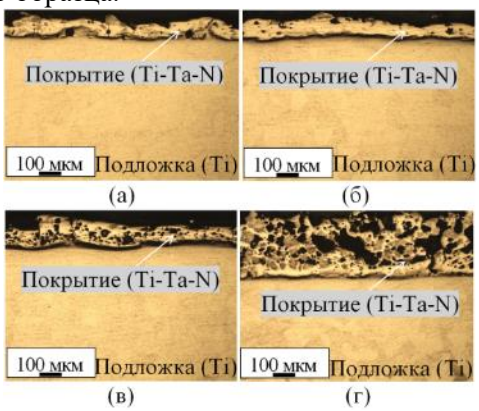


Рисунок – Общий вид электровзрывных покрытий системы Ti-Ta-N после электронно-ионно-плазменного модифицирования ионами азота при значениях плотности мощности пучка электронов 0,45 (а), 0,5 (б), 0,55 (в) и 0,6 (г) МВт/см^2. Стрелкой указано покрытие системы Ti-Ta-N

Такое широкое различие в толщине покрытия может быть объяснено выбором зарядного напряжения при нанесении и различием в массах порошковых навесок, а также это связано с тем фактом, что с ростом внутренних механических напряжений происходит увеличение толщины покрытий и размера пор. В системе «покрытие-подложка» можно выделить три характерные зоны: зона 1 – покрытие; зона 2 – переходный слой, то есть граница раздела между покрытием и подложкой (имеет волнообразный рельеф, хорошо просматривается, что свидетельствует о высокой адгезии покрытия с подложкой); зона 3 – подложка, представленная сплавом ВТ6. Электровзрывное покрытие образовано титановой фольгой и расположенными в ней частицами порошка тантала, поэтому мелкие частицы порошка Та могут выкрашиваться из фольги при приготовлении шлифа. Тогда на месте выпавших частиц образуются поры (пустоты) в сформированном покрытии. Покрытие имеет мелкодисперсную структуру. В объеме покрытия присутствуют темные пятна тантала, трансформированные за счет высокоскоростной кристаллизации. Светлые участки покрытия представляют собой непосредственно титан, темные включения – образование зерен тантала.

В ходе исследований был проведен количественный анализ рентгенограмм и определено процентное содержание фаз в исследуемых покрытиях. В таблице приведен фазовый состав исследуемых образцов. На дифрактограммах присутствуют рефлексы при 18,50º; 23,00º; 32,55º; 39,90º; 48,52º, соответствующие нитриду титана. Рефлексы 35,50º; 45,50º; 48,55º; 55,60º соответствуют фазе β-титана, и рефлексы 24,85º; 27,00º; 35,90º; 36,00º; 52,00º принадлежат танталу. Присутствие в поверхностном слое покрытия TiN фазы обусловлено тем, что в процессе электровзрывного напыления покрытий происходит азотирование материала. Фазовый состав биоинертных покрытий системы Ti-Ta-N. Образец №1 – 0,34 об.%TiN+47,24 об.%Ta+52,41 об.%β-Ti. Образец №2 –75,77 об.%TiN+7,42 об.%Ta+16,80 об.%β-Ti. Образец №3 – 10,15 об.%TiN+42,14 об.%Ta+47,71 об.%β-Ti. Образец №4 –21,03 об.%TiN+52,65 об.%Ta+26,32 об.%β-Ti. Образец №5 – 31,09 об.%TiN+38,36 об.%Ta+30,54 об.%β-Ti.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00016).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ, СФОРМИРОВАННЫХ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКОЙ В СРЕДЕ АЗОТА ХРОМОВОЛЬФРАМОВЫМ МЕТАЛЛОМ ТИПА СТАЛИ Р18

Ковалев А.П., Малушин Н.Н., Романов Д.А.
Россия, Сибирский государственный индустриальный университет
da_rom@live.ru

В настоящем материале исследовали влияние плазменной наплавки и последующего высокотемпературного отпуска на морфологию поверхности и элементный состав наплавленных покрытий из хромовольфрамовой стали высокой твердости типа стали Р18, дополнительно легированной алюминием и азотом (0,86 % C; 4,84 % Cr; 17,0 % W; 5,40 % Mo; 0,50 % V; 0,65 % Al; 0,06 % N). В качестве основного металла использовали сталь 30ХГСА, обладающую комплексом высоких механических

свойств. Особенностью проведенной наплавки явилось применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева, а также термического цикла наплавки, состоящего из трех основных стадий. Первая стадия обеспечивала ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур, предотвращала рост зерна и распад аустенита с образованием равновесных низкопрочных структур, вторая – нахождение наплавленного металла в аустенитном состоянии, третья – получение наплавленного металла с низкой склонностью к образованию трещин. Методом растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа исследованы морфология поверхности и элементный состав покрытий в двух состояниях: непосредственно после наплавки и в состоянии после наплавки и высокотемпературного отпуска. Установлено, что в первом случае основная часть поверхности материала представляет собой перлитные зерна. В стыках и по границам зерен располагается цементит сложного состава и соединения на основе железа, вольфрама и молибдена, переменного состава (Fe_4W_2N, $FeWN_2$ и Fe_4W_2C). Присутствуют также твердые растворы на основе алюминия и, возможно, фаза AlN. Высокотемпературный отпуск приводит к увеличению твердости, изменению формы и размера зерен, количественному изменению элементного состава и равномерному распределению легирующих элементов по объему материала. Показано, что предложенный способ плазменной наплавки с высокотемпературным отпуском обеспечивает все основные требования к поверхности рабочих валков холодной прокатки, что подтверждают результаты испытаний партии наплавленных валков.

Основными требованиями, предъявляемыми к материалам поверхностных слоев деталей машин и инструментов горно-металлургического оборудования, работающим в условиях абразивного изнашивания, например, рабочих и опорных прокатных валков, являются высокая и равномерная твердость, теплостойкость, износостойкость, удовлетворительная вязкость и прочность. Материал поверхностного слоя должен обеспечить стойкость против образования трещин, выкрошек и других поверхностных дефектов, высокое качество поверхности после обработки, высокие механические свойства. Достижение этих свойств осуществляется благодаря применяю современных методов моделирования. Кроме того, технология изготовления и металл должны обеспечить оптимальное распределение и минимальную величину остаточных напряжений по всему сечению валка после закалки и отпуска (необходим плавный переход от закаленного слоя к внутренней области валка), отсутствие металлургических дефектов и загрязнений (грубых неметаллических включений) в стали, флокенов, грубых скоплений карбидов, карбидной сетки, крупноигольчатого мартенсита и других дефектов макро- и микроструктуры, а также дефектов механической обработки. Твердость по всей площади бочки валков должна быть одинаковой. Наружная поверхность валков должна быть гладкой и чистой, без острых кромок и дефектов, видимых невооруженным глазом. В Сибирском государственном индустриальном университете разработаны способы изготовления деталей горно-металлургического оборудования, включающие плазменную наплавку теплостойкими сталями высокой твердости. Для предотвращения образования холодных трещин, характерных для данного класса сталей, предложено использовать эффект кинетической пластичности («сверхпластичности»). Особенностью предлагаемых способов наплавки является применение низкотемпературного предварительного и сопутствующего подогрева ($T_{под}$ = 230 ÷ 280 ºС) и термического цикла наплавки, состоящего из трех основных стадий. Первая стадия термического цикла обеспечивает ограниченное время нагрева и повышенную скорость охлаждения в области высоких температур.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8, а также исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ВИДОВ СВАРКИ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СВАРНОГО ШВА СТАЛИ 08-12Х18Н10Т

Седухин В.В., Аникеев А.Н., Чуманов И.В., Сергеев Д.В., Чуманов В.И.
Россия, ФГАОУ ВО «Южно-Уральский государственный университет (НИУ)»
wadik_zlat@mail.ru, anikeev-ml@mail.ru, chumanoviv@susu.ru, dazlatoust@inbox.ru

В настоящее время потребление высоколегированных коррозионностойких сталей постоянно растет. Несмотря на ряд недостатков коррозионностойких сталей, таких как склонность к локальным видам коррозии, коррозионностойкие стали с их высокими технологическими и механическими свойствами широко применяются в химической и нефтехимической промышленности, текстильной, атомной, фармацевтической, пищевой и других отраслях промышленности.

Основными проблемами при эксплуатации и применении коррозионностойких сталей является проблема коррозионного разрушения сварных швов. В связи с этим актуальным вопросом является

применение различных видов сварки, и применение различных присадочных проволок для применения конструкций в различных агрессивных средах без ущерба технологическим и механическим свойствам.

Для проведения исследований были подготовлены три образца:

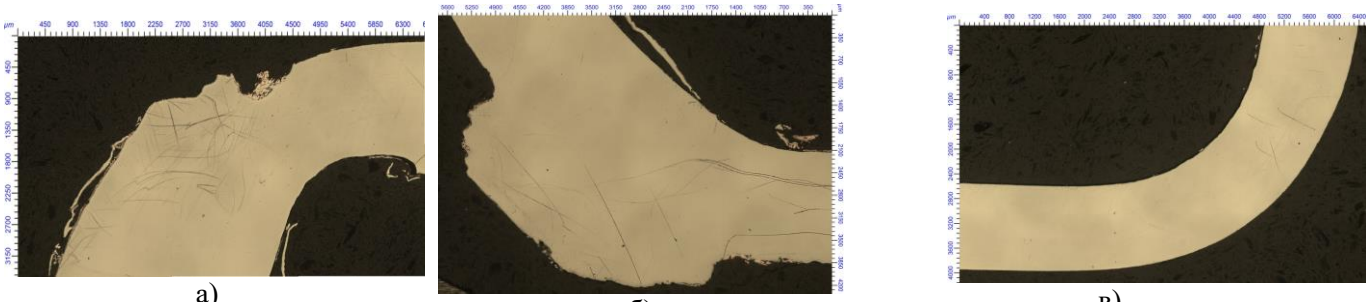
- образец №1: пластины 50×100 мм^2 толщиной 2 мм марки стали 12Х18Н10Т сварены между собой по длинной стороне присадочной проволокой - Св06Х19Н9Т аргонно-дуговой сваркой;

- образец №2: пластины 50×100 мм^2 толщиной 2 мм марки стали 12Х18Н10Т сварены между собой по длинной стороне присадочной проволокой - Св04Х19Н11М3;

- образец №3: пластины 50×100 мм^2 толщиной 2 мм марки стали 12Х18Н10Т сварены между собой по длинной стороне без присадочной проволоки.

Далее необходимо было получить образцы для испытания их в агрессивной среде согласно методу АМУФ по ГОСТ 6032-2017. Для этого из образцов №1, №2, №3 вырезали пластины в поперечном сечении шва размерами 10×40 мм^2, после чего помещали в раствор, изготовленный согласно п. 5 ГОСТ 6032-2017. В ходе металлографического анализа никакой склонности к коррозии в образцах выявлено не было.

После чего пластины изгибали углом 90° по продольному сечению шва. Все исследованные образцы были подвержены влиянию определенной среды, и после выдержки в ней не показали никаких внешних признаков коррозии. Однако при металлографических исследованиях в образце №1 наблюдается разъедание поверхности, наличие отслойки и трещины вглубь шва (рис. 1а). В образце №2 присутствует выедание материала шва и переходной зоны между швом и основным металлом; самая глубокая выемка – переходная зона между швом и металлом (рис. 1б). В образце №3 наблюдаются минимальные коррозионные явления, при этом небольшой очаг коррозии имеется на большем радиусе гиба образца (рис. 1в).



а) б) в)

Рисунок 2 – Изображение микроструктуры сварного шва и околошовной зоны металла после изгиба: а – образец №1, ×15; б – образец №2, ×25; в – образец №3, ×20

При данном результате можно сказать, что наиболее экономически выгодным и менее трудоёмким в условиях проведения исследования является вариант аргоно-дуговой сварки без присадочной проволоки (образец №3).

"Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках федеральной целевой программы по Соглашению № 075-15-2019-1711 (внутренний номер 05.608.21.0276) от «04» декабря 2019 г. (уникальный идентификатор проекта RFMEFI60819X0276)".

ОБЪЕМНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭШП С ПРИМЕНЕНИЕМ ВРАЩЕНИЯ РАСХОДУЕМОГО ЭЛЕКТРОДА

Сергеев Д.В., Аникеев А.Н., Седухин В.В., Чуманов И.В.

Россия, ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» г. Челябинск

Развитие атомной отрасли влечет за собой необходимость в создании и использовании материалов с повышенной радиационной стойкостью. Одним из видов переделов позволяющих получать детали с высокой стойкостью к ионизирующему облучению является электрошлаковый переплав (ЭШП) [1, 2]. Процесс электрошлакового переплава является весьма энергозатратным процессом. Снизить энергозатраты процесса можно за счет использования одноэлектродной схемы на постоянном токе. Применение постоянного тока в свою очередь влечет за собой дестабилизацию ванны жидкого металла и как следствие невозможно контролировать кристаллизацию расплава. Неравномерная кристаллизация приведёт к появлению дефектов при последующей обработки металла давлением. Компенсировать электромагнитные силы возникающие при использовании постоянного тока возможно наложением гравитационных сил на электродный металл.

Для определения оптимальной скорости вращения и оценки характеристик протекания процесса проводилось моделирование[3]. Существующие двумерные модели в программном пакете Ansys Fluent описывающие процесс не позволяют описать процесс. Таким образом встает вопрос о создании объемной трехмерной модели.

Моделирование процесса на ЭШП на постоянном токе в среде Ansys Fluent является достаточно простым процессом с точки зрения наладки программного комплекса на выполнение поставленной задачи при условии, что пользователь обладает достаточно хорошим уровнем знаний о решаемой задаче с точки зрения описания физико-математических особенностей и удовлетворительными навыками компьютерного программирования на языке Си. Это обеспечивается тем, что все действия программного комплекса по компоновке физической модели, с точки зрения программирования, скрыта от пользователя, а следовательно не всегда позволяет произвести точную корректировку значений переменных в решаемых уравнениях или использовать такие модели, которые не содержатся в компьютерном коде программы.

Предлагаемый аналог OpenFOAM является полностью свободным продуктом с точки зрения его реализации, т.е. лицензия, по которой он распространяется позволяет свободно распространять свои модификации продукта, регистрировать их, и получать с этого легальную прибыль. По принципу своей работы он не отличается от своего коллеги Ansys Fluent, так как существует для реализации тех же задач. OpenFOAM также имеет высокий порог вхождения для работы с ним, но в отличие от Ansys Fluent требует от пользователя понимания и владения программным языком Си++. Сам пакет представляет собой набор файлов, описывающих сетку конечных элементов и граничные условия модели, которые впоследствии пропускаются через итерационный решатель. Все исходные коды программы полностью открыты и могут редактироваться и пересобираться пользователем многократно в любые другие виды решателей, о чем свидетельствует основное руководство к использованию продукта, и что также благоприятно влияет на корректность освещения полученных результатов в научной среде в полном объеме. Скорость итерационного вычисления отличается от скорости решателя Ansys Fluent в пределах погрешности.

Проведено объемное моделирование процесса электрошлакового переплава с применением вращения расходуемого электрода на постоянном токе в программном пакете OpenFOAM. Определены силы действующие на каплю жидкого металла в каждый момент времени протекания процесса. Определена оптимальная скорость вращения расходуемого электрода для создания компенсирующих гравитационных сил.

" Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-38-90081 ".

Список литература:

1. 1. Hernandez-Morales B., Mitchell A. Review of mathematical models of fluid flow, heat transfer, and mass transfer in electroslag remelting process // Ironmak. Steelmak. 1999. Vol. 26. Iss. 6. P. 423–438.

2. Ludwig A., Kharicha A., Wu M. Modeling of multiscale and multiphase phenomena in materials processing // Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science. 2014. Vol. 45. Iss. 1. P. 36–43.

3. Kharicha A., Ludwig A., Wu M. Droplet Formation in Small Electrslag Remelting Processes // Proceedings of the 2011 International Symposium on Liquid Metal Processing & Casting, ed. M. Krane, J. Bellot and A. Jardy, . R.L. Williamson and S. Ballantyne. 2011. P. 113–119.

РАБОТА ИВАНА АВГУСТОВИЧА ОДИНГА В ПЕТЕРБУРГЕ-ЛЕНИНГРАДЕ

Старцев Ю.К. [1,2], Сычёв М.М. [2], Щербинина О.В. [2]

[1] *Россия, Санкт-Петербургский государственный университет гражданской авиации*

[2] *Россия, Санкт-Петербургский государственный технологический институт*

startsevyuk@yahoo.com

Кафедра “Металловедение” была основана в 1930 г., когда при реорганизации Ленинградского политехнического института имени М.И. Калинина (ЛПИ) на его базе из механических факультетов Политехнического и Технологического институтов был организован Ленинградский машиностроительный институт (ЛМИ).

Вновь образованная кафедра имела славную предысторию, связанную с именами таких прославленных ученых-педагогов как проф. Михаил Георгиевич Евангулов (1870-1942) и проф. Николай Алексеевич Бартельс (1877-1933), который к этому времени стал известным специалистом по металлографии, первым заведующим кафедрой металловедения в С.-Петербургском технологическом институте, получив звание профессора, в дальнейшем возглавлял Технологический институт. Он является автором известного учебника по металлографии. Воспитал целую плеяду талантливых учеников, среди

которых можно упомянуть профессора И. А. Одинга, возглавившего после Н. А. Бартельса кафедры металловедения Политеха и Технологического институтов. В 30-е гг. кафедры “Металловедение” были основой соответствующей специализации и подготовили в течение 1937-39 гг. более 100 инженеров-металловедов.

С 1 июля 1934 г. был образован Ленинградский индустриальный институт (ЛИИ), в состав которого входил механический факультет. Среди четырех кафедр факультета была и кафедра контроля и исследования материалов и процессов машиностроения, зав. кафедрой которой с 1 сентября 1934 г. был проф. Николай Александрович Шапошников (1889−1954) - автор таких известных трудов, как учебник "Механические испытания металлов" и др.

Кафедра затем называлась контроля и исследования материалов по машиностроению и металловедению, а затем металловедение.

В 1934 г. кафедру возглавил Иван Августович Одинг (1896-1964), ученик Н.А. Бартельса., проработавший на ней до эвакуации в июле 1942 г. из блокадного города в Москву. И.А. Одинг, автор известной книги “Прочность металлов” и 15 других книг, был основоположником и руководителем фундаментальных исследований прочности металлов в нашей стране. Под его руководством научное направление кафедры заметно сместилось в сторону изучения прочности металлов. В 1940 г. была создана лаборатория прочности металлов для исследования циклической прочности конструкционных материалов применительно к оценке их работоспособности в составе энергетического оборудования, выпускаемого заводом “Электросила”, а затем и других предприятий.

Н. А. Бартельс (1877 – после 1917) в 1887–1890 гг. учился в школе К. Мая. Впоследствии стал известным специалистом по металлографии, первым заведующим кафедрой металловедения в С.-Петербургском технологическом институте. Получил звание профессора, в дальнейшем возглавлял Технологический институт. Является автором известного учебника по металлографии. Воспитал целую плеяду талантливых учеников, среди которых можно упомянуть профессора И. А. Одинга, возглавившего после Н. А. Бартельса кафедру металловедения института.

5 июля 1941 г. в «Ленинградской правде» было опубликовано письмо группы академиков, среди которых был и политехник А. А. Байков, с обращением: «Разрабатывать сейчас только те темы, которые необходимы для обороны страны, которые принесут быструю реальную пользу фронту, разрабатывать их денно и нощно, не щадя сил и времени». В Политехническом институте был образован комитет по оборонным работам под руководством М. А. Шателена. С первых дней войны вся научная и производственная деятельность вуза была подчинена задаче «Все для фронта, все для победы!». В литейной лаборатории исследовали новые технологические процессы литья снарядов и мин. Профессор И. А. Одинг предложил новые марки стали для изготовления боеприпасов. По разработанной в институте технологии производства литых бронебойных снарядов и гранат-лимонок. В 1941 году в институте разрабатывалась технология изготовления зажигательных патронов, светильно-осветительных и дымовых шашек и технология производства стабилизаторов для бездымных порохов, а также новые типы вооружения, в частности, профессор И. А. Одинг разработал конструкцию вездеходной мины.

Среднее образование И.А. Одинг получил в реальном училище, которое закончил в 1913 г. и поступил в Петроградский Технологически Институт на механический факультет. После окончания института он был оставлен на кафедре металлографии и термической обработки. Здесь он проработал до 1930 г. в должности ассистента кафедры. В том же году он был назначен профессором кафедры металловедения, затем ее заведующим. В 1937 г. И.А. Одинг защитил докторскую диссертацию, а в 1938 г. ему было присвоено звание профессора.

В 1941г. началась война. Ленинград, где жил И.А. Одинг, был окружен немцами. Иван Августович, как и все жители Ленинграда, участвовал в обороне города, много работал, а после работы выходил на дежурства, тушил зажигательные бомбы, помогал обессиленным. С конца февраля 1942 г. И.А. Одинг начал работать на Невском машиностроительном заводе, выполнявшем заказы военных защитников Ленинграда. В июле 1942 г.И.А. Одинг был эвакуирован из Ленинграда в Москву, где его назначили директором Центрального научно-исследовательского института тяжелого машиностроения (ЦНИИТМАШ). Этот институт в 1942 г. возрождался на основе оборудования и людей, оставшихся в Москве в октябре 1941 г. (после эвакуации большинства сотрудников), и постепенно возвращающихся в Москву работников, института. Создание ЦНИИТМАШ было первой задачей, которая стояла перед директором практически вновь создаваемого института, и она была выполнена в короткий срок.

В предвоенные годы И.А. Одинг проводил работы практически по всем видам машиностроительной технологии: термическая обработка, обработка резанием, сварка, прокатка (например, прокатка баббитов, которые считались в то время недеформируемыми сплавами) и др. Научный подход к решению инженерных задач сделал И.А. Одинга в 30—40 годы постоянным

консультантом на таких заводах страны, как «Большевик», «Кировский металлический», Балтийский, «Невский машиностроительный» имени В.И. Ленина, «Русский дизель» (Ленинград), Уральский тяжелого машиностроения (Свердловск), Турбинный (Харьков) и др.

Одновременно с педагогической деятельностью И.А. Одинг проводил научные исследования на заводе «Электросила». В 1923г. организовал лабораторию по исследованию металлов. В этой лаборатории в довоенный период И.А. Одингом были выполнены важные научно-исследовательские работы, связанные с изучением свойств крупных поковок и отливок, процессов усталости металлов, физических и технологических свойств металлов. Работая на заводе, И.А. Одинг развивал научный подход, столь необходимый для совершенствования технологии получения крупных поковок и отливок. Проведение этих исследований было вызвано строительством первых в СССР мощных гидрогенераторов, турбогенераторов и специальных электрических машин. Результаты работ позволили заводу "Электросила" впервые в мире создать турбогенератор мощностью 100 тыс. кВт при частоте вращения 3000 об/мин. За непосредственное руководство изготовлением тяжелой поковки для ротора массой 65 т (отливка 135 т) этого генератора И.А. Одинг был удостоен Государственной премии СССР I степени.

В годы начала индустриализации страны большое значение имела научно-популярная литература. Вот названия таких книг, написанных Иваном Августовичем в 1925—27 гг. (серия «За рабочим столом»): «Инструментальная сталь и ее закалка», «Сварка металлов», «Модельное дело» и др. В 1927 г. вышла книга И.А. Одинга «Современные методы испытания металлов», впервые осветившая этот важный вопрос в русской технической литературе. Эта блестяще написанная книга выдержала четыре издания (последнее — в 1944 г.). В 1932 г. И.А. Одинг опубликовал книгу «Прочность металлов», выдержавшую три издания (последнее — в 1937 г.). Это был первый учебник, в котором вопросы металловедения были освещены с позиций прочности металлов с учетом задач машиностроения.

УПРОЧНЕННЫЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ПОДЛОЖКИ ИЗ ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА МЕДНО-НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ

Хлебникова Ю.В., Суаридзе Т.Р., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю.

Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург

Yulia_kh@imp.uran.ru

При создании лент-подложек из тройных медных сплавов с острой кубической текстурой обоснованно обращение к медно-никелевым сплавам с содержанием 30–45% никеля, т.к. в них удается сохранить немагнитное состояние при T=77 K и достичь существенного упрочнения. Медно-никелевая база обладает также значительно более высокой коррозионной стойкостью, чем чистая медь. В качестве легирующих добавок к медно-никелевой базе были выбраны Fe, Cr и V. Эти металлы ранее были использованы в двойных сплавах Cu–Fe, Cu–Cr и Cu–V и подтвердили возможность получения в лентах из таких сплавов острой кубической текстуры. Однако структура двойных сплавов двухфазная: матричный ГЦК-твердый раствор меди и выделения частиц чистого легирующего элемента. Идея использования медно-никелевой базы Cu–40%Ni для создания тройных сплавов Cu–Ni–Me, где в качестве третьего элемента используется 3d-переходные металлы, привлекательна тем, что в медно-никелевых сплавах ГЦК-область однородного твердого раствора расширяется с увеличением содержания никеля. Это позволяет получить тройные сплавы Cu–Ni–Me без выделения частиц железа, хрома или ванадия.

В работе исследован ряд прецизионных тройных сплавов, выплавленных в атмосфере инертного газа на основе бескислородной меди марки Cu0б чистотой 99.95%. В числе этих сплавов (в вес.%): Cu–40%Ni–1.4%Fe, Cu–40%Ni–1.2%Cr и Cu–40%Ni–1.1%V, а также близкий по составу к промышленному константану сплав Cu–40%Ni–1.3%Mn. Для выплавки сплавов использовали никель чистотой 99.99%, железо чистотой 99.8%, марганец чистотой 99.5%, хром и ванадий чистотой не ниже 99.94%. Холодную деформацию заготовок осуществляли прокаткой до толщины 100-80 мкм. Общая степень холодной деформации составляла 98.6-99%.

Кубическая текстура после рекристаллизационного отжига образуется только в тех металлах и сплавах с гранецентрированной кубической решеткой, которые имеют достаточно высокие значения энергии дефектов упаковки (ЭДУ). Величина ЭДУ определяет тип многокомпонентной текстуры деформации. Кубическая текстура после первичной рекристаллизации образуется только в тех предварительно прокатанных сплавах, в текстуре деформации которых удвоенная доля компоненты ({110}<112> меньше суммы компонент {123}<634> и {112}<111>. Анализ компонентного состава текстуры деформации показал, что это соотношение выполняется для всех исследованных сплавов.

Легирование медно-никелевого сплава любым из перечисленных элементов: Cr, Fe или V не приводит к изменению типа текстуры деформации в сторону снижения склонности к образованию кубической текстуры рекристаллизации при отжиге сплава.

Рекристаллизационные отжиги для получения кубической текстуры проводили в атмосфере аргона в течение 1 ч при температурах 950, 1000, 1050 и 1100°С. Оптимальная температура рекристаллизационного отжига составляет 1000–1050°С в течение 1 ч. В процессе такого отжига в лентах формируется квазимонокристаллическая текстура с долей кубических зерен более 99%.

Анализ механических свойств текстурованных лент показал, что двойной медно–никелевый сплав с 40 вес.% Ni обладает трехкратным упрочнением (по $\sigma_{0,2}$) в сравнении с чистой медью. Добавка третьего элемента приводит к дополнительному упрочнению ленты на ~20%.

Итак, показана принципиальная возможность создания многокомпонентных систем на базе бинарного сплава Cu–40% Ni, дополнительно легированного 3d–переходными металлами: Cr, Fe или V. Эти добавки приводят к упрочнению базового бинарного сплава Cu–40% Ni, при сохранении остроты кристаллографической текстуры и немагнитности при рабочих температурах высокотемпературного сверхпроводника (77 К). Предел текучести тройных сплавов достигает 100 МПа и более в зависимости от технологических параметров изготовления ленты-подложки. Достигнутый уровень предела текучести тройных сплавов в ~4 раза превышает предел текучести ленты из чистой меди и на ~20% выше аналогичного показателя для ленты из бинарного сплава Cu–40% Ni.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» (№ г.р. АААА-А18-118020190116-6) при частичной финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 20-43-660034.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08Х21Н6М2Т

Сулейманов Д.Р. [1], Казанцева Н.В. [2], Ригмант М.Б., Кочнев А.В.

Россия, Екатеринбург, ИФМ УрО РАН

[1]e-mail: dinrar@gmail.com

[2]e-mail: kazantseva@imp.uran.ru

Коррозионностойкие стали аустенитного класса успешно и широко используются для изготовления изделий, работающих в условиях агрессивного воздействия внешней среды. Сталь 08Х21Н6М2Т применяется для изготовления сварочных аппаратов, способных работать в растворах уксусной и азотной кислот, а также в растворах щелочей и солей. В состав этой стали, кроме аустенита, входит до 5-6% феррита для обеспечения требуемого уровня технологических и эксплуатационных свойств изделия в процессе длительной работы. Образующийся в сталях при деформационных воздействиях мартенсит оказывает отрицательное влияние на пластичность и степень охрупчивания изделий. Прогнозирование изменения фазового состава аустенитных сталей, влияющего на их механические свойства, является актуальной задачей. Модельные компьютерные эксперименты позволяют уменьшить количество прямых испытаний.

В докладе представлены результаты моделирования изменения фазового состава стали 08Х21Н6М2Т при термо-деформационных воздействиях с использованием экспериментальных данных, полученных с помощью метода магнитного неразрушающего контроля фазового состава в [1–2]. Построены графики распределения уровня внутренних напряжений после деформации стали 08Х21Н6М2Т с разной степенью, приводящей к образованию мартенситной фазы, с помощью программного пакета COMSOL Multiphysics. В качестве аналога стали 08Х21Н6М2Т выбрана сталь с аналогичным химическим составом из библиотеки материалов COMSOL – сталь марки 329. Основная задача данной работы – воспроизведение результатов, полученных эмпирическим путем в виде модели для возможности прогнозирования физических свойств объектов, изготовленных из данной марки стали.

Работа выполнена в рамках государственного задания, тема «Диагностика», № АААА-А18-118020690196-3.

Список литературы:

1. Ригмант, М.Б. Методы выявления мартенсита деформации в аустенитно-ферритных сталях. [Текст] / М.Б. Ригмант, М.К. Корх, Д.И. Давыдов, Д.А. Шишкин, Ю.В. Корх, А.П. Ничипурук, Н.В. Казанцева // Дефектоскопия. – 2015. – Т. 11. – С. 28–42.

2. Ригмант, М.Б. Определение фазового состава трехфазных хромоникелевых сталей по магнитным свойствам. [Текст] / М.К. Корх, М.Б. Ригмант, Д.И. Давыдов, Д.А. Шишкин, А.П. Ничипурук, Ю.В. Корх // Дефектоскопия. – 2015. – Т. 12. – С. 20–31.

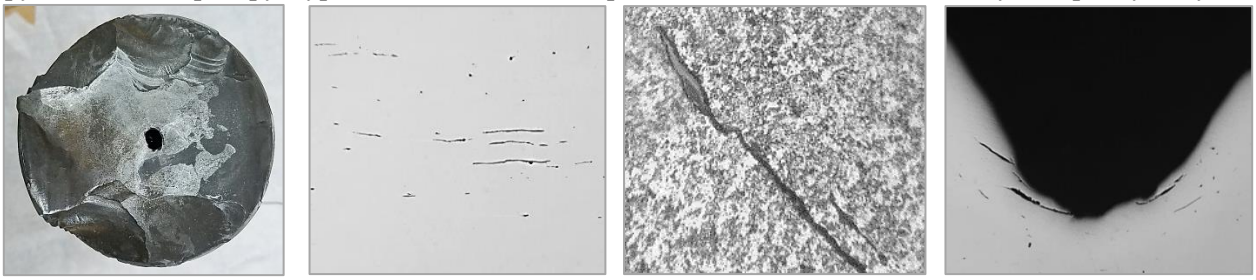
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ШТОКА КОМПРЕССОРА УСТАНОВКИ ПРОИЗВОДСТВА ВОДОРОДА

Таубе А.О., Сторожева Е.И.
Россия, АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»
aotaube@vnikti.rosneft.ru

На одном из предприятий нефтепереработки произошло разрушение штока компрессора установки производства водорода. Разрушение было обнаружено при изменении показаний датчика опускания штока и повышенной вибрации на раме компрессора, а также при вскрытии и разборке компрессора.

Фрактографический анализ излома штока, произошедшего в области резьбового соединения с гайкой, позволил установить характерные признаки усталостного разрушения: очаги разрушения, усталостные линии, рубцы, зоны долома (рис. 1 а). Такой вид разрушения типичен для деталей поршневых компрессоров, работающих в условиях знакопеременных нагрузок.

Предпосылками усталостного разрушения штока, выполненного из стали SNB7 по стандарту JIS G 4107 (ближайший отечественный аналог - 38ХГМ по ГОСТ 4543-2016), явились высокая степень загрязнения металла неметаллическими включениями (преимущественно сульфидами, рис. 1 б), что является дефектом металлургического характера, а также наличие на поверхности резьбы дефектов в виде задиров и заусенцев, возникших в процессе нарезания резьбы. Указанные дефекты являются концентраторами напряжений и приводят к формированию микротрещин (рис. 1 в, г) и дальнейшему разрушению. Микроструктура металла штока однородна по сечению и соответствует сорбиту отпуска.



а б в г

Рисунок 1 – Картина усталостного излома (а), микроструктуры (б, в, г, ×100) штока

Для снижения вероятности подобного разрушения в качестве материала для замены разрушившегося штока была рекомендована сталь 38Х2МЮА по ГОСТ 4543-2016, отличающаяся более высокими механическими свойствами. Различия в химическом составе - меньшее содержание углерода и марганца, и большее содержание хрома - не являются недостатками. В частности увеличение содержания в стали хрома свыше 1% повышает порог хладноломкости. С целью увеличения твердости и износостойкости поверхности рекомендовано азотирование при условии соблюдения требований ГОСТ Р 54802-2011 - за счет высокого сродства хрома к азоту при азотировании образуются нитриды CrN и Cr_2N, способствующие повышению поверхностной твердости. Присутствие алюминия также положительно сказывается на прочности и износостойкости поверхности при азотировании за счет образования прочных нитридов.

Рекомендуется также при изготовлении деталей подобного типа в качестве метода получения резьбы использовать накатку, т.к. она обеспечивает большую чистоту поверхности резьбы, создавая меньшую концентрацию напряжений при знакопеременных нагрузках.

В настоящее время одной из важных проблем, требующих проработки и решения, является отсутствие в нормативно-технической документации в области нефтепереработки норм контроля и отбраковки загрязненности металла элементов оборудования неметаллическими включениями, что напрямую влияет на их работоспособность и ресурс.

С целью своевременного выявления прочих предпосылок такого рода разрушений рекомендуется осуществлять контроль деталей в соответствии с СТО 03-001-12 "Поршневые компрессоры нефтеперерабатывающих, нефтехимических и химических предприятий. Эксплуатация, технический надзор, ревизия, отбраковка и ремонт".

ИЗМЕРЕНИЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ВНЕДРЕНИЕМ ИНДЕНТОРА ВИКЕРСА ДЛЯ КЕРАМИКИ

Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е., Ларионов М.Д., Колмаков А.Г., Ларионова А.В., Пивоварчик С.В.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, dprosvirnin@imet.ac.ru

В эпоху технического прогресса задача поиска новых лёгких материалов интерес к современной технической керамике непрерывно возрастает. Керамика на базе оксинитрида алюминия обладает уникальным комплексом свойств, востребованным в различных областях техники, таких как автомобилестроение, авиастроение, производство защитных средств и материалов и пр. В настоящей работе для исследований использовались поликристаллические керамики на базе оксинитрида алюминия Al23O27N5 синтезированные плазмохимическим методом из исходной смеси порошков Al2O3 и AlN. Сами образцы для исследований получены в процессе спекания по двум схемам: реакционным спеканием и горячего спекания смеси порошков Al2O3 и AlN. поиска методов глубокого изучения природы зарождения поверхностных трещин и исследование характера их распространения. Наиболее простой из существующих методов изучения природы зарождения поверхностных трещин и исследование характера их распространения является метод индентирования поверхности изделия алмазной пирамидой Виккерса, так как существует зависимость между твердостью и трещиностойкостью керамических материалов.

Результаты приведены после исследований материалов на оксинитриде алюминия (AlON) для определения их поверхностной трещиностойкости. Сравнение данных по вязкости разрушения, полученных двумя методами и двумя типами керамики. Оценка данных по вязкости разрушения в сравнении с результатами из литературы в области исследования керамических материалов. [1-4]

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 16-08-00815

Список литературы:

1. Nikhilesh. Chawla. Metal matrix composites. – Springer-Verlag New York, 2016.

2. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Проявление трип-эффекта в аустенитно-мартенситной стали ВНС9-Ш при различных скоростях деформации // Деформация и разрушение материалов. 2016. № 1. С. 14-18.

3. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Сиротинкин В.П., Просвирнин Д.В., Кобелева Л.И., Елисеев Э.А., Рыбальченко О.С., Ашмарин А.А. Влияние удаления поверхностного слоя на фазовый состав тонколистовой трип-стали после статического растяжения с разной скоростью деформирования // Металлы, 2016, № 1, 40 - 45.

4. Терентьев В.Ф, Слизов А. К., Просвирнин Д.В. и др. Влияние фазового состава поверхностного слоя на механические свойства тонколистовой трип-стали 23Х15Н5АМ3 - Ш // Деформация и разрушение материалов. 2015, № 7, с. 30-33.

ЛОКАЛЬНО-НЕРАВНОВЕСНАЯ МОДЕЛЬ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Зимин Б. А., Судьенков Ю. В., Ялыч Е. С.

Россия, Санкт-Петербург, БГТУ «ВОЕНМЕХ» им. Д. Ф. Устинова

bazimin@mail.ru

В изучении поведения металлов при действии внешних нагрузок при малых скоростях деформирования ($\varepsilon=10^{-2}\div10^{-3}$ 1/с) существенный интерес представляет анализ механизмов структурных перестроек на разных стадиях процесса упругопластического деформирования и изменений энергетического баланса в результате этих перестроек. В работе [1] были представлены результаты экспериментальных исследований процессов тепловыделения при одноосном растяжении образцов из меди, магниевого сплава, титана, стали и алюминиевого сплава.

Результаты исследований продемонстрировали значительную зависимость интенсивности тепловыделения от скоростей деформации в условиях квазистатического растяжения металлов при практически отсутствующем влиянии на диаграмму $\delta(\varepsilon)$, что указывает на появление дополнительных источников теплообразования при пластическом деформировании.

В настоящей работе описание тепловых эффектов при упругопластическом деформировании предлагается осуществлять на основе методов термодинамики необратимых процессов.

Описание явления упрочнения, перехода части механической работы в скрытую энергию обуславливается введением некоторого термодинамического параметра, связанного с ”дефектностью структуры” реальных тел.

Используя методы термодинамики необратимых процессов показано, что взаимодействие двух необратимых процессов – пластического деформирования и изменения во времени структурного параметра приводит к появлению дополнительного источника диссипации энергии (рост энтропии), а значит к дополнительному источнику тепла.

Список литературы:

1. Б.А.Зимин, В.Е.Свентицкая, И.В.Смирнов, Ю.В.Судьенков. Влияние скорости деформации на тепловыделение при квазистатическом растяжении металлов. Эксперимент. //Физика твердого тела, 2018, т.60, вт. 4 с.754-759.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА МУЛЬТИФЕРРОИКА ФЕРРИТА ВИСМУТА, МОДИФИЦИРОВАННОГО РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Андрюшин К.П., Черпаков А.В., Паринов И.А., Хасбулатов С.В., Шилкина Л.А., Алешин В.А., Андрюшина И.Н., Вербенко И.А., Резниченко Л.А.

Россия, Южный федеральный университет, НИИ физики,

kpandryushin@gmail.com

В последние годы наблюдается тенденция к усложнению и расширению опций отдельных узлов и аппаратурных комплексов, возрастает интерес к композициям, сочетающим сегнетоэлектрические и магнитные свойства. Феррит висмута ($BiFeO_3$) является наиболее перспективным представителем данных объектов для применений в энергонезависимой памяти, спинтронике и сенсорах. $BiFeO_3$ (пространственная группа R3c) обладает достаточно высокими температурами сегнетоэлектрического (T_c ~ 1083 K) и магнитного упорядочения (T_N ~ 643 K). Однако, большие проводимость (недостаток по атомам кислорода и висмута), наличие спин-модулированной структуры, трудности синтеза однофазного продукта ($BiFeO_3$ находится на границе структурного типа перовскита) затрудняют его широкое применение. Частично указанные проблемы решаются за счет замещения в А- позиции ионов Bi редкоземельными элементами (РЗЭ - La, Pr, Nd, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tu, Yb, Lu) и другими. Однако, в литературе полностью отсутствуют сведения о механических свойствах этих композиций, что и стало предметом настоящего исследования.

Объектами исследования явились твердые растворы (ТР) состава $Bi_{1-x}РЗЭ_xFeO_3$ (РЗЭ – La, Pr, Nd, Sm, Eu, Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Tu, Yb, Lu; x = 0.0…0.2; Δx= 0.025 ÷ 0.10). Образцы ТР всех составов получены двухстадийным твердофазным синтезом из оксидов высокой степени чистоты (“чда”, “осч”) при температурах T_1=(1063 ÷ 1183)K, τ_1=(5÷10)ч.; T_2 = (1093÷1183)K, τ_2=(4÷10)ч. (в зависимости от состава), и последующим спеканием по обычной керамической технологии (без приложения давления) при температурах $T_{сп.}$ = (1143÷1273)K (в зависимости от состава), и длительностях изотермических выдержек $\tau_{сп.}$=(1.5÷2)ч.

Испытания на прочность при сжатии проводились на образцах различного состава в форме дисков. Размеры варьировались от 10 до 12 мм. Нагружение тонкого диска происходило при фиксации его на ровном основании пуансоном. Диаметр пунсона был равным 5 мм. Нагружение происходило на специальной испытательной машине марки SHIMADZU. Специальное устройство обеспечивало соосное осесимметричное приложение усилий вдоль оси цилиндра. Скорость нагружения образцом была одинакова на всем времени испытаний и принималась равной 0.5 мм/мин. За величину прочности принимались сжимающие напряжения в момент разрушения образца, фиксирующиеся скачкообразным увеличением деформации образца, в некоторых случаях, с появление раскалывания (фрагментирования).

В результате испытаний были установлены характерные формы разрушения образцов: фрагментирование на несколько осколков, рассыпание, соответствующее образцам с низкой прочностью, и разделение образца одной трещиной, проходящей через центр фиксации пунсона, на два осколка. Последний вид разрушения соответствует образцам с высокой прочностью.

Представлены результаты комплексного исследования кристаллической структуры, зеренного строения и прочностных свойств керамик феррита висмута с редкоземельными элементами (РЗЭ), полученных двухстадийным твердофазным синтезом с последующим спеканием по обычной керамической технологии. Установлены причины формирования низкой механической прочности и развития деструкционных явлений в твердых растворах с малоразмерными РЗЭ ($\bar{R}$<0.94Å): Tb, Dy, Ho, Er, Tm, Yb, Lu; -связанные с композитоподобным строением исследуемых сред и, как следствие, возникновением локальных напряжений структурных элементов, провоцирующих трещинообразование. Источником последних выступают и особенности строения зеренного ландшафта. Установлено, что уменьшение радиуса вводимого РЗЭ приводит к заметному ухудшению механических характеристик и, как следствие, в некоторых случаях к деструкционным явлениям. Необходимо отметить подобную

тенденцию и для крупноразмерных ионов, при возрастании их концентрации в ТР. Избежать таких негативных эффектов возможно исключительно оптимизацией технологического процесса получения описанных объектов.

Сделано заключение о целесообразности учета полученных сведений при разработке устройств на базе мультиферроиков $BiFeO_3$/ РЗЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание в области научной деятельности, Южный федеральный университет, 2020 г.)

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ КАПЛИ РАСПЛАВА PrDyFeCoB НА МОРФОЛОГИЮ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОИГЛ

Дворецкая Е.В., Коплак О.В.
Россия, г. Черноголовка, ИПХФ РАН
dvoretskaya95@yandex.ru

Микроиглы на основе редкоземельных сплавов группы RE-TM-B (RE –редкоземельные металлы, TM - переходные металлы, B – бор) открывают широкие возможности их практического применения в качестве магнитных пинцетов благодаря варьированию фазового состава, доли аморфности и соответственно магнитных свойств [1-5].

Микроиглы были получены методом экстракции висящей капли расплава PrDyFeCoB, локально нагретой электронным пучком. В зависимости от скорости охлаждения капли расплава, форма поперечного сечения микроигл изменялась от почти цилиндрической при высоких скоростях ~ 55 m/s (рис.1a) до линзообразной (рис. 1b) и почти плоской при низких скоростях вращения ~ 20 m/s (рис.1c).

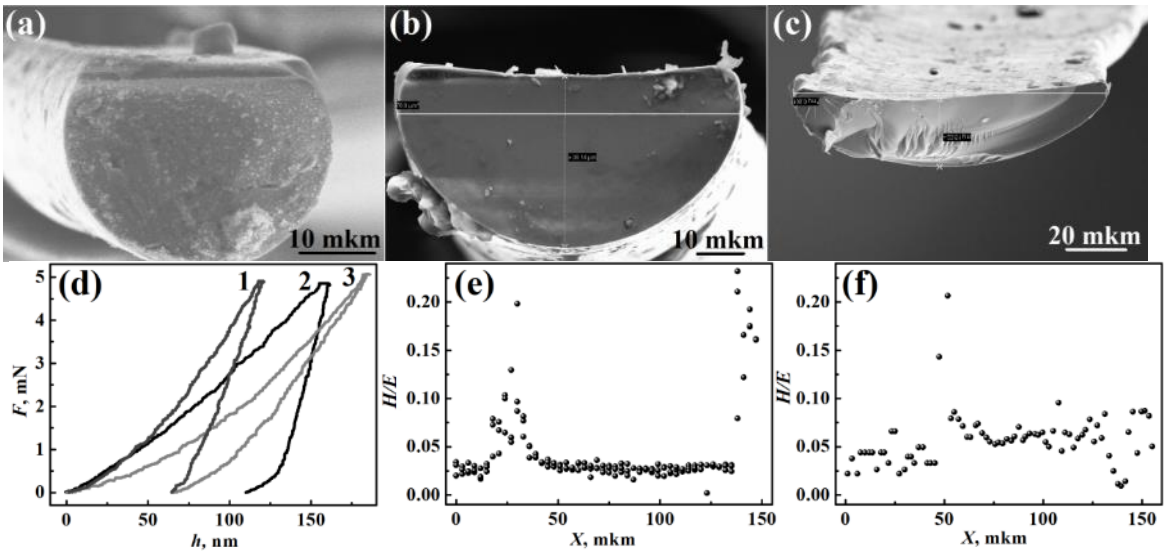


Рисунок 1.СЭМ изображения поперечного сечения микроигл, полученных при разных скоростях охлаждения: (a) ≈ 55 m/s, (b) ≈ 30 m/s и (c) ≈ 20 m/s. (d) Кривые нагружения-разгрузки для поперечного сечения микроигл *b* (1) и *c* (2), а также для контрольного образца плавленого кварца (3). Профиль жесткости H/E в микроиглах *b* (e) и *c* (f).

Зависимость силы нагружения *F* от глубины погружения индентора *h* (рис.1d) в микроиглах *b* и *c* имеют разный наклон, что указывает на разную твердость образцов. Для микроигл, полученных быстрым охлаждением, микротвердость *H* = 13.4 GPa выше, чем для микроигл полученных при низких скоростях охлаждения *H* = 9.3 GPa. Степень упрочнения микроигл определена как отношение твердости материала *H* к модулю Юнга *E.* Отношение *H/E* в поперечном сечении микроиглы *b* (рис.1f) составляло 0.06, что характерно для мелкокристаллических или аморфно-кристаллических объектов. При этом в поперечном сечении микроиглы *c* (рис.1e) отношение *H/E* составляло 0.03, указывая на преобладание кристаллической фазы. Таким образом, микроигла, охлаждаемая с большей скоростью, имеет большую долю аморфного состояния с увеличенным значением *H/E.* Обсуждается изменение магнитокристаллической анизотропии вследствие изменения механических свойств микроигл, полученных при разных скоростях охлаждения капли расплава PrDyFeCoB.

Данная работа была поддержана грантом РФФИ «Стабильность» 20-32-70025

Список литературы:
1. О.В. Коплак и др. ФТТ, 2020, 62 (4), 562-566.
2. R.B. Morgunov и др., JMMM, 2020, 497, 166004.
3. О.В. Коплак и др. ФТТ, 2019, 61, 2090-2096.
4. О.В. Коплак и др.,ФТТ, 2020, 62 (8), 1187-1191.
5. R. Morgunov, идр.Materials Letters, 2020, 273, 127954.

3D-КЕРАМИКА, НАПЕЧАТАННАЯ ПАСТАМИ НА ОСНОВЕ КОРУНДОВЫХ ПОРОШКОВ ЯДРО-ОБОЛОЧКА

Долгин А.С.[1], Богданов С. П. [1,2] Макогон А.И. [1,2]
[1] Россия, Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова Российской академии наук
[2] Россия, Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)
dolgin.andrey@inbox.ru

На сегодняшний день 3D-печать керамикой является активно развивающимся направлением, позволяющим достигнуть новых качеств материала и развивать новые направления. В работах академика В.Я. Шевченко предложена идея использования керамических материалов с топологией трижды периодических поверхностей минимальной энергии для условий экстремальных нагрузок [1]. Создать такие материалы возможно только с использованием 3D печати.

В качестве материалов для 3D-печати в работе использованы керамические пасты - шликер, представляющие собой смесь порошков корунда с парафином. Для приготовления шликера с помощью метода йодного транспорта [2] синтезировали порошки «ядро-оболочка», плакированные активирующими добавками (Al_2O_3//$MnAl_2O_4$//TiO_2). Для печати корундовых изделий использованы порошки различного гранулометрического состава и с различной толщиной оболочки.

Экструдер для 3D-печати состоит из подогреваемого до заданной температуры резервуара (шприц), заполненного шликером. Скорость подачи шликера можно программно регулировать в зависимости от его вязкости, диаметра сопла, диаметра резервуара и толщины формируемых слоёв. Тестовые образцы были напечатаны со следующими параметрами: температура резервуара – 60°C, диаметр сопла – 2 мм, скорость печати – 20 мм/мин, толщина единичного слоя – от 0,3 до 0,5 мм (рис. 1).

Полученные после печати изделия по своим свойствам ничем существенно не отличаются от заготовок, получаемых традиционными методами шликерного литья. Поэтому их дальнейшую обработку проводили по традиционной технологии: сушка заготовок и последующее спекание сырца.

Рисунок 1. Печать восковым шликером на 3D-принтере и напечатанный образец (сырец).

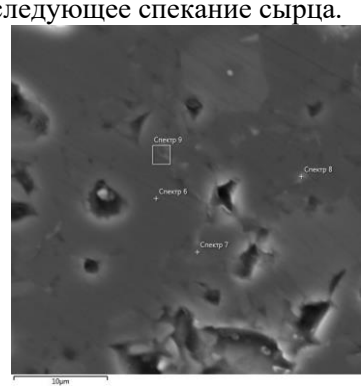


Рисунок 2. Структура спечённого керамического образца.

В процессе спекания происходит взаимодействие оболочек-активаторов $MnAl_2O_4$ и TiO_2 с корундом. Методом рентгенофазового анализа на дифрактометре Rigaku Smartlab подтверждено, что образуется матрица сложного многофазного состава на основе $MnAl_2O_4$, $MnTiO_3$ и их твёрдого раствора. С помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan Vega 3 SBH исследована структура, полученной композиции (рис. 2). Микрорентгеноспектральнй анализа на анализаторе (МРСА) AZtec X – Act подтвердил равномерное распределение матрицы между зёрнами корунда.

Опытные образцы обладали достаточно высокой пористостью: общая пористость - 21%, открытая пористость - 18%, что снизило кажущуюся плотность до 3,14 г/см^3. При этом микротвёрдость керамики осталась на достаточно высоком уровне 14-17 ГПа. Дальнейшая работа будет посвящена повышению плотности 3D керамики.

Благодарности Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-13-00054).

Список литературы:

1. В.Я. Шевченко, М.М. Сычев, А.Е. Лапшин, Л.А. Лебедев. Керамические материалы с топологией трижды периодических поверхностей минимальной энергии для конструкций, работающих в условиях экстремальных нагружений. ФиХС 2017, т. 43, №6, С. 88-91

2. Богданов, С.П. Получение покрытий на порошках методом йодного транспорта / С.П. Богданов // Физика и химия стекла. - 2011, т.37, № 2. - С. 229-237.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ ПРИ РАЗЛИВКЕ НА МАШИНЕ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ С ВЕРТИКАЛЬНОЙ ОСЬЮ ВРАЩЕНИЯ

Алексеев И.А., Аникеев А.Н., Белкина К.И., Седухин В.В., Сергеев Д.Б., Чуманов В.И.

Россия, г.Челябинск, ФГАОУ ВО ЮУрГУ (НИУ)

alekseevia@susu.ru

Применение дисперсных частиц на основе карбидов твердых и тугоплавких материалов имеет перспективу при создании техники, работающей в высоконагруженных условиях эксплуатации [1]. Изучить досконально принцип формирования структуры функционально-градиентных материалов различного состава и создать методологию достаточно точного прогнозирования за прошедшее время не удавалось. Причиной стала необходимость проведения достаточно большого количества экспериментальных плавок, а следовательно, больших материальных расходов на шихтовые материалы.

Применение внедрения дисперсных частиц в виде порошка с размерами частиц от 10 мкм до 200 мкм для получения упрочненных заготовок методом центробежного литья позволит получать изделия цилиндрической формы более простым способом, в сравнении со спеканием порошков в печах-прессах высокого давления.

Технология формирования твердого износостойкого слоя в заготовке с вязкой матрицей может составить конкуренцию технологиям нанесения защитного покрытия в отдельных отраслях машиностроения. Отличительным признаком этого является принципиальная разница в строении структуры периферии заготовки. Главным критерием качества выступает межфазная адгезия, которая при достаточном уровне смачиваемости дисперсных частиц расплавом, имеет большую величину при центробежном литье за счет проникновения непосредственно в кристаллизирующийся метал.

Достижения науки и техники в области вычислительных технологий вкупе с применением дифференциальных методов исчисления по типу метода конечных элементов позволили провести исследования распределения дисперсных частиц в теле кристаллизующихся расплавов с последующим анализом результатов. Применяемые программные продукты Ansys Fluent и OpenFOAM, разработанные для анализа механики сплошных сред, показали картину распределения дисперсных частиц карбидов титана и вольфрама в теле кристаллизующего расплава стали 20 в разные периоды времени при их совместном и отдельном внедрении в процессе разливки.

Для решения задачи прогнозирования распределения дисперсных частиц при центробежном литье с вертикальной осью вращения за основу использовались наработки, полученные при компьютерном моделировании с горизонтальной осью вращения в комплексе Ansys Fluent [2]. Расчетная сетка была оптимизирована за счет удаления лишних элементов в виде носка и ковша. Поток жидкости и ее объем регулировались программным методом непосредственно на основе опытных данных от предыдущих опытов. Дисперсные частицы вводились в струю расплава из импровизированных инжекторов, расположенных перед входным отверстием изложницы. Весь процесс был максимально приближен к натуральным условиям для исключения погрешности, вызванной условностями модели. Физический процессор учитывал процессы движения жидкости, кристаллизации жидкости, движения дисперсных частиц, воздействия сил поверхностного натяжения между стенками изложницы, расплавом и дисперсными частицами. Все вычислительные процессы производились на мощностях лаборатории суперкомпьютерного моделирования Южно-Уральского государственного университета [3].

Полученные результаты для центробежного литья с вертикальной осью вращения имеют сходство с проведенными ранее исследованиями, проводимыми на машине горизонтального литья заготовок, в части распределения частиц на периферийном слое получаемой заготовки. Установка с вертикальной осью позволила производить работы с большим объемом металла и на больших оборотах при той же стабильности, что и на машине горизонтального литья.

В результате было замечено, что распределение частиц по телу жидкого расплава на машине центробежного литья с вертикальной осью происходит более равномерно в горизонтальной проекции, однако продольное распределение частиц требует большей величины центробежной силы для лучшего их проникновения в дальние участки заготовки от дна изложницы. Плотность распределения упрочняющих

частиц во внешнем слое заготовки аналогична плотности, получаемой на установке с горизонтальной осью вращения. Форма градиента распределения остаточных частиц в продольном сечении приобрела форму параболы при работе на режимах, аналогичных установке с горизонтальной осью.

"Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках федеральной целевой программы по Соглашению № 075-15-2019-1711 (внутренний номер 05.608.21.0276) от «04» декабря 2019 г. (уникальный идентификатор проекта RFMEFI60819X0276)".

Список литературы:

1. Качаев, А. А. Керамические функционально-градиентные материалы (обзор) / А. А. Качаев, М. Л. Ваганова, Д. В. Гращенков, Ю. Е. Лебедева // Перспективные материалы. – 2016. – № 9. – С. 51-58.

2. Kostenetskiy P., Semenikhina P. SUSU Supercomputer Resources for Industry and fundamental Science // 2018 Global Smart Industry Conference (GloSIC). IEEE, 2018. P. 1–7. DOI:10.1109/GloSIC.2018.8570068

3. Алексеев, И. А. Модель распределения дисперсных частиц по объему центробежно-литой заготовки / И. А. Алексеев, А. Н. Аникеев // Наука ЮУрГУ. Материалы 70-й научной конференции. – 2018 – С. 820-826.

4. Аникеев, А. Н. Изучение степени распределения карбидов титана и вольфрама в центробежном литье / А. Н. Аникеев, Д. В. Сергеев, В. В. Седухин // Universum: технические науки. – 2015. – № 7 (19). – С. 11-16.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mo-Nb-V

Палий Н.А., Белоусов О.К.

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

palii@imet.ac.ru

В химической промышленности и в медицине находят широкое применение функциональные Mo-Nb-V сплавы, прочностные свойства которых определяют срок службы изделий из них. Ранее нами был разработан энергетический подход, который подразумевает эквивалентность тепловой и механической энергии при разрыве химических связей при плавлении и критической деформации сплавов. Такой подход ранее позволил рассчитать механические свойства чистых металлов и двойных сплавов [1-3]. В настоящей работе были вычислены значения предела прочности (σ_B) сплавов двойных систем Mo-Nb, Mo-V, Nb-V (компоненты которых попарно образуют между собой непрерывные твердые растворы), во всем концентрационном интервале, Рисунок. Результаты расчетов для отдельных сплавов тройной системы Mo-Nb-V приведены в Таблице. На основании полученных данных возможно выбирать оптимальные составы сплавов для медицинских изделий с гарантированными прочностными свойствами.

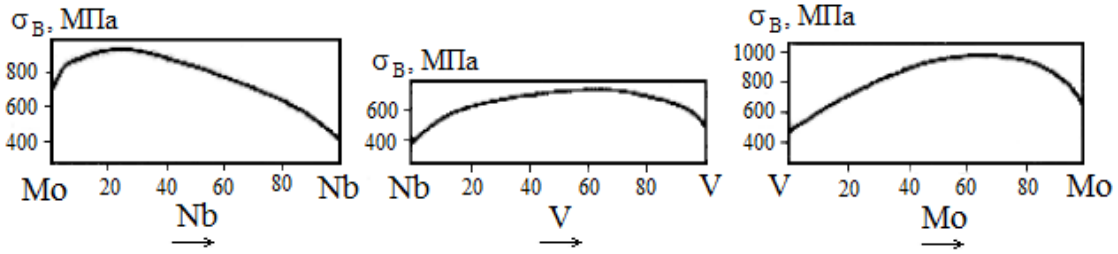


Рисунок. Концентрационные зависимости предела прочности σ_B двойных систем Mo-Nb, Nb-V, V-M.

Таблица. Рассчитанные значения σ_B сплавов тройной системы Mo-Nb-V.

Состав сплава, ат. %			предел прочности, σ_B, МПа
Mo	Nb	V	
85	10	5	745
70	25	5	784
55	40	5	872
10	65	25	892
45	40	15	961
25	55	20	931
55	20	25	1010
65	20	15	892
30	35	35	1049
40	20	40	1078
20	25	55	1088
10	20	70	1029
15	10	75	1059

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00947-20-00

Список литературы:

1. Белоусов О.К. О природе энтальпии плавления металлов // Металлы. 1993. № 3. С.29-34.

2. Белоусов О.К. К вопросу об оценке теоретической прочности кристаллов на отрыв и сдвиг // Металлы. 1999. № 4. С. 56-65.

3. Белоусов О.К., Палий Н.А., Заболотный В.Т. К вопросу о максимальной прочности металлов и сплавов в кристаллическом, аморфном и нанокристаллическом состояниях // Металлы. 2011. № 1. С. 39-54.

ПРОЧНОСТНЫЕ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МИКРОСПИРАЛЕЙ - ЗАЩИТНЫХ ОБОЛОЧЕК ДАТЧИКА НАПРЯЖЕНИЙ

Умнов П.П., Молоканов В.В., Крутилин А.В., Палий Н.А., Каплан М.А., Чуева Т.Р.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН,

molokano@imet.ac.ru

Стресс-чувствительный аморфный провод Co-сплава, помещенный в гибкую защитную оболочку из микроспирали, может служить бесконтактным электромагнитным датчиком действующих напряжений в ответственных конструкциях.

С целью выбора оптимального рабочего элемента такого датчика исследованы прочностные, трибологические и электромагнитные свойства аморфного провода $Co_{69}Fe_4Cr_4Si_{12}B_{11}$, и кристаллических проводов из W, Mo, аустенитной стали 40КХНМ, а также микроспиралей из этих проводов. Установлено, что все провода обладают высокой прочностью при растяжении, 2100-3100 МПа (Таблица 1), а аморфный провод проявляет эффект сверхупругости.

Установлено, что размещение сенсора напряжений - аморфного провода в спиральных оболочках немагнитных металлов W и Mo, из аустенитной стали 40КХНМ, а также в оболочке из магнитомягкого аморфного провода сплава $Co_{69}Fe_4Cr_4Si_{12}B_{11}$ не снижает величины амплитуды ЭМС (электромагнитного сигнала) провода; однако для провода в оболочке из стали AISI 304, зафиксировано уменьшение амплитуды ЭМС на 20%, что может быть обусловлено присутствием заметной доли ферромагнитной фазы в составе оболочки (Таблица 1).

Из указанных выше проводов методом холодной навивки были изготовлены микроспирали, было обнаружено, что они могут подвергаться упругому сжатию на 20% от исходного диаметра.

Трибологические свойства пары микроспираль-аморфный провод оценивали по величине усилия, необходимого для непрерывного знакопеременного протягивания аморфного провода через спираль, закрученную на 6 оборотов вокруг мандрели диаметром 11 мм. Обнаружено, что аморфный провод перемещается в аморфной спирали практически свободно. Усилие перемещения провода в кристаллических спиралях выше на 1-2 порядка (Таблица 2). Отмечено, что во всех случаях протягивание провода в спирали против направления витков намотки приводит к существенному возрастанию силы сопротивления.

Таблица 1. Механические и магнитные свойства исследованных проводов и микроспиралей.

Марка сплава	Вид образца		
	Провод	Спираль	Провод в спиральной оболочке
	σ_B, МПа	σ, МПа	A_1/A_2
$Co_{69}Fe_4Cr_4Si_{12}B_{11}$	3000	1700	1
Х18Н10 (AISI 304)	-	-	0,8
40КХНМ(ЭИ995)	2200	1000	1
Mo	2100	2400	1
W	3100	3000	1
A_1 - амплитуда ЭМС провода в оболочке, A_2 - амплитуда ЭМС провода без оболочки			

Таблица 2. Приложенное усилие и амплитуда ЭМС аморфного провода Co-сплава при протягивании в спиралях, накрученных на цилиндрическую мандрель

Материал спирали	Усилие протягивания, Р, гр		Амплитуда ЭМС, А, отн. ед.	
	P_1	P_2	A_1	A_2
$Co_{69}Fe_4Cr_4Si_{12}B_{11}$	0	30	1	0,73
W	30	100	0,39	0,05
Mo	270	350	0	0
40КХНМ(ЭИ995)	130	450	0,03	0
P_1, A_1- по ходу намотки, P_2, A_2- против хода намотки				

Результаты исследований свидетельствуют о целесообразности использования пары аморфный провод - аморфная спираль в качестве рабочего элемента бесконтактного электромагнитного датчика напряжений.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00947-20-00.

НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЧНОСТЬЮ И ПЛАСТИЧНОСТЬЮ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ОДНОФАЗНЫХ ГЦК МАТЕРИАЛОВ

Токий Н.В.
Украина, г. Донецк ДонФТИ им. А.А.Галкина
nvt1976@mail.ru

Исследования аномального изменения (до 15%) упругих констант в металлах, вызванного интенсивной пластической деформацией (ИПД), ссылки на которые можно найти в [1], начались более четверти века тому назад [2]. В последние годы использование методов комбинированной деформации [3] позволило достигнуть изменения упругих модулей в меди до 48% [4-6], но удовлетворительной физической модели для понимания механизма этого явления не существовало [1,2]. Выполненное сравнение экспериментальных результатов и оценок вкладов в изменение упругих свойств трёх традиционных физических механизмов (упругие модули границы, внутренние напряжения и решёточные дислокации), а также проведенные количественные оценки относительного изменения модуля сдвига до и после первого цикла нагрева–охлаждения, основанные на рентгеноструктурном анализе показали неадекватность традиционных механизмов [7].

Предложенная нами двухкомпонентная модель однофазного ГЦК материала позволила установить механизм изменения упругих свойств, объясняющий аномальную температурную зависимость упругих модулей сдвига меди путем образования двойников [8], а также предложить технологию получения с использованием высоких давлений ГЦК материалов с одновременно высокой прочностью и пластичностью.

Для управления процессом формирования структуры и эксплуатационных свойств созданы теоретические основы анализа экспериментальных данных полученных с помощью релаксационной спектроскопии. Установлено, что основной термодинамический параметр, управляющий процессом формирования структуры и свойств материала - энергия активации двойникования меди с ультрамелкозернистой (нано- и субмикроскопической) структурой, полученной с использованием высоких давлений при нагреве в диапазоне температур от 380К до 550К в приближении Фогта равна E_V=0.123 эВ [9], а в приближении Ройса E_R=0.127эВ [10], что почти на порядок меньше энергии активации (1.05 эВ) оцененного предшественниками [1], что позволяет резко увеличить управляемость процессом.

Список литературы:

1. Kobelev N., Kolyvanov E., Estrin Y. Temperature dependence of sound attenuation and shear modulus of ultra fine grained copper produced by equal channel angular pressing// Acta Materialia 56(2008) 1473-1481.

2. Ахмадеев Н.А., Валиев Р.З., Кобелев Н.П., Мулюков Р.Р., Сойфер Я.М. *Упругие свойства меди с субмикрокристаллической структурой*// Физика твердого тела, 1992, том 34, выпуск 10 с.3155-3160.

3. Белошенко В.А., Василенко С.Л., Пилипенко А.Н., Чишко В.В. Внутреннее трение субмикрокристаллической меди после комбинированной пластической деформации // МФиНТ. 2019, vol.41, No.8, с.1055–1066.

4. Пилипенко А.Н., Токий Н.В., Сенникова Л.Ф. Влияние температуры на модуль сдвига меди после интенсивной пластической деформации // *Тезисы 12-й международной конференции «Высокие давления – 2012. Фундаментальные и прикладные аспекты»,* (Донецк: ДонФТИ НАНУ: 2012). С. 143

5. Токий В.В., Пилипенко А.Н., Письменова Н.Е. Влияние комбинированной деформации на структуру и свойства меди технической чистоты // *Тезисы 12-й международной конференции «Высокие давления – 2012. Фундаментальные и прикладные аспекты»,* (Донецк: ДонФТИ НАНУ: 2012). с. 144.

6. Токий Н.В., Пилипенко А.Н., Токий В.В.// Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии (НАНСИС–2013):Тезисы IV Междунар. науч. конф. (Киев, 19–22 нояб. 2013 г.) / редкол.: А. Г. Наумовец [и др.]. — Киев, 2013. с. 272.

7. Токий Н.В., Пилипенко А.Н., Токий В.В. Гибридная модель аномальной температурной зависимости модуля сдвига меди, вызванной интенсивной пластической деформацией //МФиНТ. 2014, vol.36, No.8, с.1129–1143.

8. Токий Н.В., Токий В.В., Пилипенко А.Н., Письменова Н.Е. Температурная зависимость модулей упругости субмикрокристаллической меди//Физика твердого тела, 2014, том 56, вып. 5. С.966-969

9. Токий Н.В., Токий В.В. The activation energy of twinning for copper in Voigt approximation. //Физика и техника высоких давлений. – Т.27. - №1. – 2017. С.36-41

10. Токий Н.В., Токий В.В. Энергия активации двойникования для меди в приближении Ройсса// Вестник Луганского национального университета им. В.Даля. - № 2(4), часть 1.- 2017. С. 101-104.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ ПОКОВОК МЕТОДОМ ОБРАТНОГО ВЫДАВЛИВАНИЯ

Усманова Р.Р.

ФГБОУ ВО Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия

Usmanovarr@mail.ru

Анализ существующих методов изготовления деталей типа стакан обратным и прямым выдавливанием показал, что на точность и качество полученных деталей влияют уклон (перпендикулярность) торца заготовки, точность массы заготовки, равномерный нагрев заготовки до температуры штамповки, точность установки заготовки в матрице и другие. Воздействие этих факторов при штамповке деталей типа стакан приводят к уводу в сторону пуансона относительно заготовки и появление высокой разностенности [1,3].

Для снижения разностенности при обратном или комбинированном выдавливании круглых или квадратных заготовок на торцах исходной заготовки методом обработки резанием предварительно выполняют наметку, которая имеет форму усеченного конуса, направленная основанием меньшего диаметра в тело исходной заготовки (рис. 1).

Можно отметить, что разностенность при обратном выдавливании поковки без наметки согласно существующего технологического процесса составляет 3,4 мм в верхнем сечении и 1,85 мм в нижнем сечении. При этом можно отметить значительное отклонение пуансона от оси заготовки в конечном положении штамповки.

При обратном выдавливании поковки с предварительно выполненной наметкой глубиной 5 мм согласно предлагаемого процесса разностенность в верхнем и нижнем сечениях уменьшается по сравнению с существующим процессом и составляет 2,6 мм и 1,3 мм соответственно. Дальнейшее увеличение глубины наметки до 10 мм способствует выравниванию пуансона относительно оси заготовки и существенному уменьшению разностенности в верхнем и нижнем сечениях до 1 мм и 0,6 мм соответственно.

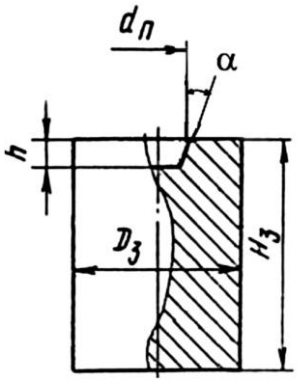


Рисунок 1 - Исходная заготовка с наметкой

При увеличение глубины наметки до 15 мм и 20 мм происходит смятие тонкой стенки на торце заготовки при внедрении пуансона в заготовку, что приводит к уменьшению выравнивания пуансона относительно оси заготовки, а разностенность при глубине наметки 15 мм составляет 1,2 мм и 0,6 мм (верхнее и нижнее сечение соответственно), при глубине наметки 20 мм - 1,5 мм и 0,8 мм (верхнее и нижнее сечение заготовки соответственно).

Таким образом, наименьшая разностенность получаемой поковки типа стакан имеет место при обратном выдавливании заготовки с предварительно изготовленной наметкой глубиной 10 мм.

Проведенное моделирование позволило установить, что использование заготовок с заранее выполненными наметками определенной конфигурации позволит существенно уменьшить (до 3 раз) разностенность полости получаемых поковок, что позволит снизить затраты на последующую обработку резанием и обеспечит значительную экономию металла.

Список литературы:

1. Семенов Е.И. Ковка и горячая штамповка: учебник. М.: МГИУ. 2011. - 414с.

2. Основы теории штамповки выдавливанием на прессах, под ред. Овчинников А.Г. М.: Машиностроение, 1983. - 200 с.

3. Расчет и проектирование технологических процессов объемной штамповки на прессах: Учебное пособие / под ред. Губич В.Н., Шестаков Н.А., Демин В.А., Биба Н.А., Лобастов Л.Г. М.: МГИУ, 2003. - 180с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЛИСТОВОЙ ШТАМПОВКИ МЕТАЛЛОВ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ЗАПАСА ПЛАСТИЧНОСТИ

Усманова Р.Р.

Россия, Уфа, ФГБОУ ВО Уфимский государственный авиационный технический университет, Россия

Usmanovarr@mail.ru

Моделирование процессов листовой штамповки позволяет проанализировать технологию изготовления детали и оптимизировать технологический процесс, что позволит сократить время и затраты на изготовление. Целью данной работы является улучшение существующего технологического процесса изготовления детали «Корпус» с использованием программного комплекса *ANSYS*, где производится моделирование процессов вытяжки. В работе для достижения этой цели используется программный комплекс *ANSYS* - программный продукт для конечно-элементного моделирования и анализа формоизменяющих процессов листовой штамповки.

Предлагается улучшить технологический процесс, путём уменьшения числа операций (убираем межоперационные отжиги). Предлагаемый технологический процесс имеет вид:

вытяжка;

II вытяжка;

III вытяжка;

пробивка отверстия в донной части кожуха;

отбортовка отверстия в донной части;

высокотемпературный отжиг по режиму: температура выдержки 950°±20°с.

В программе 3D - моделирования Компас-3D была получена геометрия инструмента, импортирована в программный комплекс *ANSYS*, где было задано позиционирование объектов, создана плоская заготовка и заданы необходимые параметры штамповки. После проведенных расчетов была получена конечно-элементная модель перехода вытяжки, представленная на рис.1.

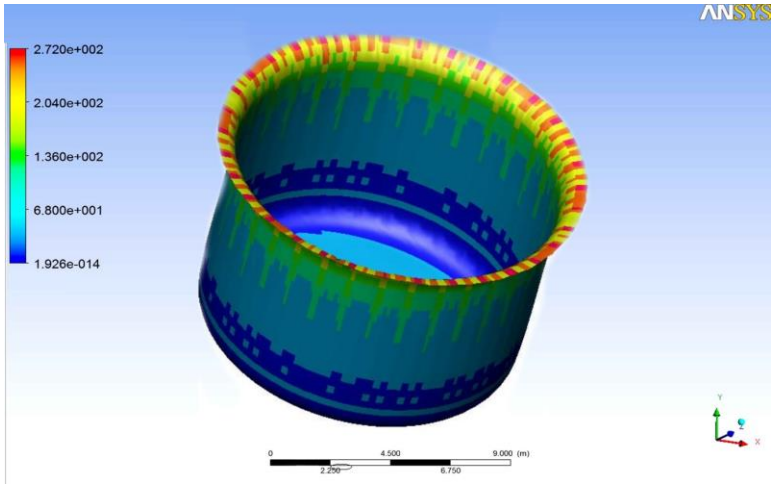


Рисунок 1 - Конечно-элементная модель перехода вытяжки с изменением толщины материала

Можно отметить, что параметры штампуемости материала за переход вытяжки не превышают предельную кривую деформаций, значит, материал имеет запас пластичности и может быть деформирован далее без промежуточного отжига между операциями.

Полученная кривая предельных деформаций после перехода говорит о том, что материал сохранил запас пластичности и не разрушился в процессе формоизменения.

В результате проведенного компьютерного моделирования был установлен значительный запас штампуемости на переходах вытяжки и возможность проведения штамповки детали без межоперационных отжигов (без двух межоперационных отжигов), что приводит к увеличению производительности по сравнению с существующим технологическим процессом.

Список литературы:

1. Справочник по холодной штамповке: Романовский В.П. - 6-е изд., перераб. и доп. - Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 2009. - 520 с., ил.

2. Технология листовой штамповки: Учебник для вузов по специальностям «Машины и технология обработки металлов давлением» и «Обработка металлов давлением». - М.: Машиностроение, 2014. - 304 с.: ил.

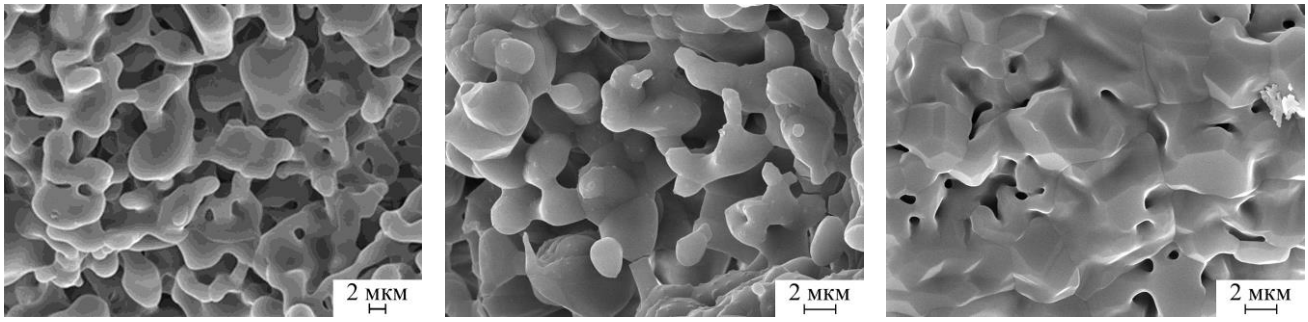
КАЛЬЦИЙФОСФАТНАЯ ПЕНОКЕРАМИКА, УПРОЧНЕНАЯ ГИДРОКСИАПАТИТОМ

Маслова Л.Ю., Крутько В.К., Мусская О.Н., Кулак А.И.
Беларусь, г. Минск, ИОНХ НАН Беларуси,
liuboumaslava@gmail.com

В настоящее время для регенерации костной ткани применяют кальцийфосфатную (КФ) пенокерамику с различной пористостью и прочностью, которые определяются областью применения и нагрузкой на имплантат [1]. Пенокерамику получали с использованием КФ порошков и открытопористого пенополиуретана (ППУ) марки GranuFoam методом прямой реплики ППУ матриц [2, 3]. Пропитывающую суспензию получали на основе 0,8% поливинилового спирта (ПВС) и порошков синтетического гидроксиапатита (ГА) $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$, термообработанного при 800°С, и гидрата дигидроортофосфата кальция $Ca(H_2PO_4)_2{\cdot}H_2O$ («Вектон», Россия). Пенокерамика состояла в основном из β-трикальцийфосфата (β-ТКФ) $Ca_3(PO_4)_2$ (65%) и β-пирофосфата кальция (β-ПФК) $Ca_2P_2O_7$ (25%), полностью сохраняла архитектуру ППУ матрицы, имела пористость 60–64% и невысокую статическую прочность до 0,02 МПа. Целью работы являлось повышение статической прочности КФ пенокерамики путем нанесения дополнительных слоев ГА.

Допропитку осуществляли путем нанесения на КФ пенокерамику суспензии на основе порошка ГА (800°С) и 0,4% ПВС при соотношении твердой и жидкой фаз 1:10. Нанесение одного слоя допропитывающей суспензии приводило к повышению статической прочности КФ пенокерамики до 0,03 МПа и снижению пористости до 47%; второго слоя – до 0,04 МПа и 40%; третьего слоя – до 0,05 МПа и 35% соответственно. Снижение пористости происходило вследствие утолщения архитектуры и скопления капель суспензии в мелких порах. Дополнительные слои ГА после отжига при 1200°С приводили к изменению фазового состава КФ пенокерамики. В результате образовывалась фаза высокотемпературной модификации α-ТКФ (40%), а содержание β-ТКФ (12%) и β-ПФК (8%) уменьшалось. На СЭМ

изображении скола поверхности КФ пенокерамики после 1200°С видно (рис. а), что она имеет микропористую структуру, образованную округлыми конгломератами неправильной формы размером 2–10 мкм и микропорами размером 1–8 мкм. Пенокерамика с одним слоем ГА (рис. б) сохраняет структуру пенокерамики с утолщением архитектуры; с двумя слоями ГА (рис. в) поверхность пенокерамики «сглажена», конгломераты частиц «сплавлены» в монолитную структуру с микропорами менее 1 мкм.



а б в

Рисунок СЭМ изображения скола КФ пенокерамики исходной (а) и упрочненной ГА в 1 (б) и 2 (в) слоя

Таким образом, получена упрочненная тремя слоями ГА (800°С) КФ пенокерамика с пористостью 35% и статической прочностью до 0,05 МПа, которая может применяться для костной пластики при невысокой нагрузке на имплантат, например, в челюстно-лицевой хирургии.

Список литературы:

1. Баринов, С.М. Подходы к созданию пористых материалов на основе фосфатов кальция, предназначенных для регенерации костной ткани / С.М. Баринов, В.С. Комлев // Неорганические материалы. – 2016. – Т. 52. – № 4. – С. 383–391.

2. Крутько, В.К. Термическая эволюция кальцийфосфатной пенокерамики, полученной на основе гидроксиапатита и монокальцийфосфата моногидрата / В.К. Крутько [и др.] // Межвуз. Сб. научн. трудов «Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов». Тверь. – 2019. – №11. – С. 615–623.

3. Крутько, В.К. Кальцийфосфатная пенокерамика на основе порошковой смеси гидроксиапатит–брушит / В.К. Крутько [и др.] // Стекло и керамика. – 2019. – №3. – С. 38–44.

МИКРОТВЕРДОСТЬ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ PD-SM И PD-LU

Кольчугина Н.Б., Горбунов С.В., Рошан Н.Р., Бурханов Г.С., Дормидонтов Н.А., Бакулина А.С., Русинов Д.А.

Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, nkolchugina@imet.ec.ru, merciles@mail.ru, roshanat@mail.ru, genburkh@imet.ac.ru, ontip@mail.ru, annbak@mail.ru, rusinov_denis@mail.ru

Твердые растворы редкоземельных металлов (РЗМ) на основе палладия представляют несомненный практический интерес в связи с их потенциальным применением в качестве мембран для диффузионной очистки водорода. Растворимость большинства редкоземельных металлов в палладии аномально высокая, исходя из большой разницы атомных размеров (критерий Юм-Розери) и электроотрицательностей палладия и РЗМ. Расширение решетки палладия, обеспечиваемое добавками РЗМ, намного больше, чем при использовании сопоставимой доли других элементов (например, серебра) в твердом растворе. В связи с этим, твердые растворы РЗМ в палладии демонстрируют значительное упрочнение и возможность создания прочных мембран в виде фольг толщиной 50 мкм.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование микротвердости твердых растворов самария и лютеция в палладии. При растворении РЗМ в палладии образуются твердые растворы замещения со структурой типа Cu. Атомный радиус самария и лютеция 1.802 и 1.735 Å соответственно. При формировании твердого раствора изменение параметра решетки палладия на единицу эффективной концентрации валентных электронов $\Delta a/\Delta(e/a)$ при добавлении лютеция или самария составляет 1.8 и 2.6 x 10^{-2} нм соответственно [1]. Различия в расширении решетки палладия $\Delta a/\Delta X_{РЗМ}$ при формировании твердых растворов самария и лютеция в палладии с равными содержаниями этих металлов составляет 0.3 x 10^{-1} нм [2]. Таким образом, при формировании твердого раствора величина расширения решетки палладия при добавлении редкоземельных элементов и упрочнение палладия обусловлена величиной

радиуса РЗМ и его содержанием; при этом, согласно данным [3], микротвердость твердых растворов палладия для одинаковых содержаний РЗМ показывает линейную зависимость от атомного номера РЗМ.

Согласно фазовым диаграммам Pd-Sm и Pd-Lu растворимость самария в палладии составляет 10.38 ат.% при 1078 °С при эвтектической температуре и снижается до 4 ат.% при комнатной температуре (температура прокатки при получении фольги). Растворимость лютеция в палладии - ~18 ат.% при 1330 °С и – менее 10 ат.% при комнатной температуре. Твердый раствор самария и лютеция в палладии находится в равновесии с упорядоченной фазой Pd_7РЗМ (содержание РЗМ ~12.5 ат. %). При содержании самария и лютеция в палладии более 4 и 10 ат.%, соответственно, твердость фольги будет определяться также присутствием упорядоченной фазы Pd_7РЗМ. Зависимость микротвердости фольги Pd-Sm и Pd-Lu толщиной 50 мкм от содержания редкоземельного компонента показана на рисунке. Наблюдается практически линейное увеличение микротвердости с увеличением содержания РЗМ до 5 ат.% Sm и 10 ат. % Lu, т.е. в области однофазного твердого раствора; при появлении упорядоченной фазы характер изменения микротвердости меняется и прирост замедляется.

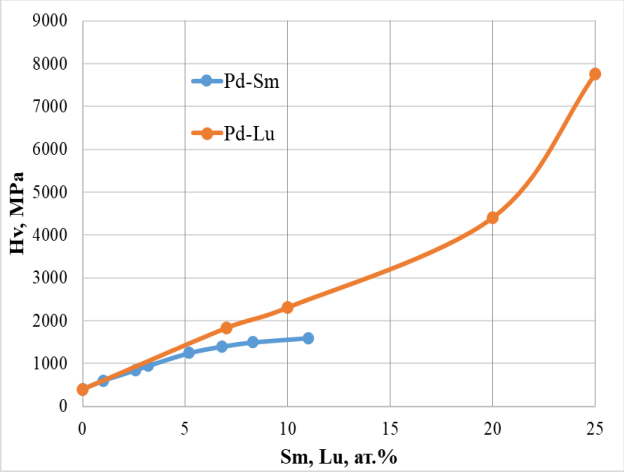


Рисунок Зависимость микротвердости фольги сплавов Pd-Sm и Pd-Lu от содержания редкоземельного компонента

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, соглашение № 05.604.21.0244, уникальный идентификатор проекта RFMEFI60419X0244.

Список литературы:

1. Sakamoto, Y., Chen, F.L., Furukawa M., Mine, K., X-ray studies of the absorption of hydrogen by palladium-rich Pd-(Tb, Tm, Lu) alloys, *J. Less-Com. Met.* 1990, **159**, p. 191.

2. Chen, F.L., Furukawa, M., Sakamoto, Y. X-ray investigations of the α-β miscibility gaps in hydrogenated palladium-rare earth alloys, *J. Less-Com. Met.* 1989, **155**, p. 173.

3. Hirst, J.R., Wise, M.L.H., Fort, D., Farr, J.P.G., Harris, I.R. Hydrogen softening in some palladium-rare earth solid-solution alloys, *J. Less-Com. Met.* 1976, **49**, p. 193.

ПОВЫШЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩЕЙ КОБАЛЬТСОДЕРЖАЩЕЙ СТАЛИ ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Мохова А.С., Семенов М.Ю.

Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, semenov.m.yu@bmstu.ru

Для таких ответственных высоконагруженных деталей, как валы и зубчатые колеса авиационных и перспективных автомобильных силовых установок, согласно [1], рекомендуется применять дисперсионно-твердеющие стали, обеспечивающие высокие прочностные свойства, а также передовые методы упрочнения, при которых раскрываются высокие потенциальные возможности материалов – химико-термическую обработку в средах низкого давления и в тлеющем разряде, гарантирующие отсутствие внешнего и внутреннего окисления, а также обезуглероживания поверхности.

Как показано в [2], проведение после цементации и упрочняющей термической обработки (закалка, кратный высокий отпуск, обработка холодом) низкотемпературной поверхностной обработки – ионного азотирования дисперсионно-твердеющей стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш, обеспечивает наряду с высокими контактной выносливостью цементованного слоя и статической прочностью (твердостью) сердцевины, повышение поверхностной твердости и, как следствие, износостойкости. Еще большие возможности

объемного и поверхностного упрочнения открывает дисперсионно-твердеющая кобальтсодержащая сталь состава: 0,25 % C; 3,5 % Cr; 6,5 % Ni; 3 % Mo; 9 % Co; 0,5 % W; 0,23 % V; 0,1 % Nb, рекомендованная для цементумых зубчатых колес.

В настоящей работе исследовали возможность применения вместо ионного азотирования в качестве финишной низкотемпературной обработки вакуумного азотирования в атмосфере аммиака при температуре 540 °C в течение 15 ч, а также жидкостной карбонитрации в расплаве 20% KCO_3 + 80% KCNO при температуре 580 °C в течение 6 ч. После комбинированной химико-термической обработки существенно снизилась удельная интенсивность абразивного изнашивания по сравнению с цементацией ($4{,}59\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м)): до $0{,}81\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м) после цементации и вакуумного азотирования; до $0{,}79\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м) после цементации и жидкостной карбонитрации, что даже несколько меньше удельной интенсивности абразивного изнашивания азотированных слоев, равной $0{,}92\times10^{-4}$ мм^3/(Н·м). Одновременно существенно снизился коэффициент трения скольжения: с 0,59 (после цементации) до 0,28 (после цементации и карбонитрации) и 0,27 (после цементации и азотирования). Вместе с тем, после карбонитрации произошло снижение твердости сердцевины (с 550 до 460 HV), что недопустимо. При финишном вакуумном азотировании заметного снижения твердости (и прочности) сердцевины не произошло.

Таким образом, несмотря на относительно большую длительность вакуумное азотирование технологически оправдано. Так, оно не требует дополнительного устройства генерации плазмы тлеющего разряда, необходимого при ионном азотировании. В этой связи финишное вакуумное азотирование представляется перспективным способом повышения износостойкости предварительно цементованных слоев на дисперсионно-твердеющих сталях, характеризующихся высокой контактной выносливостью и прочностью сердцевины.

Список литературы:

1. Otto F.J., Herring D.H. Vacuum carburizing of aerospace and automotive materials //Heat Treating Progress. – 2005. – Vol. 5. – No. 1. – P. 33-37.

2. Комбинированная химико-термическая обработка зубчатых колес из дисперсионно-твердеющей комплексно-легированной стали 13Х3Н3М2ВФБ-Ш для повышения твердости поверхности, износостойкости и контактной выносливости /А.Е. Смирнов, А.С. Мохова, М.Ю. Семенов, Л.И. Куксенова, Р.С. Фахуртдинов //Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2017. – № 4. – С. 95-100.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ МОРОЗОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИУРЕТАНОВЫХ ОЛИГОМЕРОВ

Савчук А. В., Погорельцев Э. В., Слободинюк А. И., Слободинюк Д. Г.

Россия, г. Пермь, Институт технической химии Уральского отделения РАН – филиал ФГБУН «Пермский федеральный исследовательский центр УрО РАН»

ataraksa@mail.ru

В настоящее время одним из основных внутренних драйверов российской экономики является разработка и развитие топливно-энергетического комплекса. В свою очередь, в структуре нефтегазового оборудования ключевую роль играют нефте- и газопроводы, которые позволяют объединить отдельные части технологической цепи в единый производственный комплекс. Разнообразные условия эксплуатации труб нефтегазового сортамента обуславливают различные виды и причины повреждений. Одна из причин – это общий износ инфраструктуры. Для защиты труб от разрушения используют полимерные покрытия на основе эластомеров разного строения и состава. К наиболее часто используемым материалам относят полиэпоксидные (чаще – полиуретановые или полимочевинные) однослойные покрытия. Один из видов воздействия на внутреннее покрытие полимерных труб это абразивный износ. Полиуретановые материалы крайне стойки к такому виду воздействия, однако низкая адгезия к металлам ограничивает их использование. В то время как, покрытия на основе эпоксидных соединений обладают высокой адгезией, но являются хрупкими [1, 2].

В работе предложен подход, заключающийся в использовании в качестве полимерного покрытия материал на основе эпоксиуретановых олигомеров. Они представляют собой олигомеры, в цепях которых содержатся полярные уретановые группы, а на концах функциональные эпоксидные группы. Использование такого рода материалов позволяет преодолеть недостатки исходных соединений. Известно, что при изменении молекулярной массы олигоэфира изменяется и концентрация полярных уретановых групп в полимерной цепи, а использование разных по строению диизоцианатов будет

напрямую оказывать влияние на структуру полимерной цепи и, как следствие, на стойкость полимеров к износу.

В работе были исследованы покрытия на основе простого олигоэфира – олиготераметиленоксиддиола с молекулярной массой 1000 и 1400 и 2000 г/моль и диизоцианатов разной структуры: ароматический 2,4-толуилендиизоцианата и циклоалифатический 3-аминометил-3,5,5-триметилциклогексилизоцианат. В качестве отвердителя использовали жидкий циклоалифатический 3-аминометил-3,5,5-триметилциклогексилдиамин. Полученные системы обладают низкой температурой стеклования (ниже -70 ºС), что позволяет эксплуатировать их при отрицательных температурах. Эти системы обладают хорошим сочетанием прочностных и деформационных характеристик и имеют высокую адгезию к металлическим подложкам, приводящую к когезионному отрыву [3].

В ходе исследований была установлена зависимость степени абразивного износа покрытий на основе эпоксиуретановых олигомеров от длины гибкого олигоэфирного сегмента. Было показано, что на степень абаразивного износа оказывает влияние длина гибкого олигоэфирного блока. С её увеличением происходит снижение объемной степени износа вначале на 0,4 % затем на 0,6%. Это связано с получением более эластичного материала, вследствие снижения концентрации полярных уретановых групп. При оценке влияние на степень абразивного износа структуры диизоцианата было показано, что она не влияет на степень истираемости полимерного покрытия.

Таким образом, на степень абразивного износа покрытий на основе эпоксиуретановых олигомеров оказывает влияние длина гибкого олигоэфирного сегмента, а не структура диизоцианата.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-80007

Список литературы:

1. Мустафин Ф. М. Обзор методов защиты трубопроводов от коррозии изоляционными покрытиями //Сетевое издание «Нефтегазовое дело». – 2003. – №. 1.

2. Калачёв И. Ф. и др. Покрытия для стальных труб – повышение долговечности работы трубопроводов //Экспозиция Нефть Газ. – 2016. – №. 2 – С. 48

3. Strel'nikov V. N. et al. Preparation and Properties of Frost-Resistant Room-Temperature-Curable Compounds Based on Oligoethertetraurethane Diepoxides of Various Chemical Structures //Russian Journal of Applied Chemistry. – 2018. – Т. 91. – №. 3. – С. 463-468.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПОВЕДЕНИЯ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ СУРЬМОЙ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ ОДНООСНЫМ РАСТЯЖЕНИЕМ

Зерница Д.А., Шепелевич В.Г., Савенко В. С.

Республика Беларусь, Мозырский государственный педагогический университет имени И. П. Шамякина, dzernitsa@mail.ru

Республика Беларусь, Белорусский государственный университет, shepelevich@bsu.by

Республика Беларусь, Мозырский государственный педагогический университет имени И. П. Шамякина, savenko-vl@rambler.ru

Отказ от припоев, содержащих свинец, дало толчок многочисленным исследованиям сплавов, не содержащих вредный компонент. Несмотря на то, что сплав системы Sn-Zn имеет ряд преимуществ, недостатки ограничивают его использование, поэтому для их преодоления многие исследователи рассматривают легирование системы Sn-Zn различными элементами.

Исследовались бессвинцовые припои сплавов $(Sn\text{-}Zn)_{эвт}$ – x мас. % Sb (x=0; 1; 2). Сплавы изготавливались из чистых компонентов (чистота около 99,99 %). Сплавление производилось в кварцевой ампуле, с последующим охлаждением со скоростью до 10^2 К/с. Из слитков вырезались кусочки массой ≈ 0,2 г для приготовления фольг. Фольги получались на установке, работающей по принципу центробежного охлаждения расплава со скоростью до $5\cdot10^5$ К/с. На быстровращающийся отполированный медный цилиндр [1] диаметром 20 см выбрасывалась капля массой ≈ 0,2 г. При затвердевании получалась лента толщиной до 100 мкм и шириной до 1 см. Для выполнения всех необходимых исследований вырезались образцы необходимой конфигурации. С помощью универсальной разрывной машины Testometric M350-10CT исследован предел прочности при растяжении быстрозатвердевших сплавов со скоростью растяжения 1 мм/мин.

На рисунке 1 приведены графики зависимости абсолютной деформации от нагрузки. Вначале наблюдается линейная зависимость между напряжением и деформацией, а затем вследствие развития течения линия изгибается [2]. После пиковых растягивающих нагрузок образуется шейка, указывающая

на то, что деформация вплоть до разрушения распределяется равномерно по всей фольге. Согласно проведённым исследованиям, введение добавок сурьмы повышает предел прочности при растяжении с 38 до 60 МПа, а удлинение возрастает с 5,3 до 10 %.

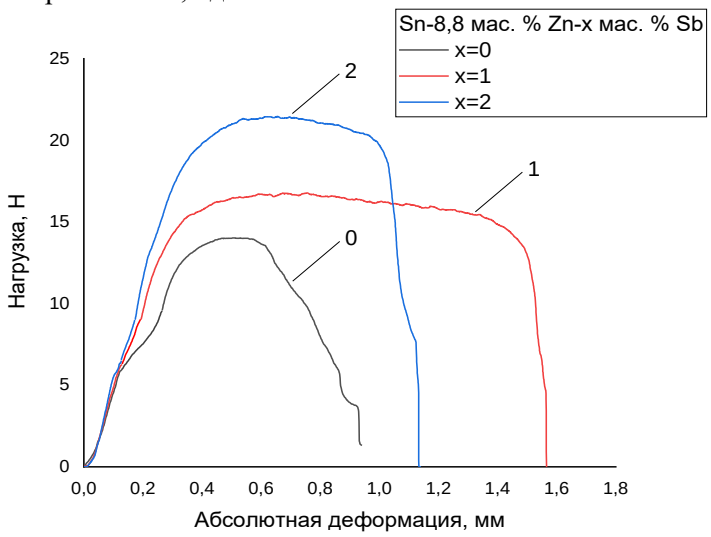


Рисунок 1. Кривые нагружения сплавов $(Sn\text{-}Zn)_{эвт}$ – x мас. % Sb (0; 1; 2)

Выводы. Добавки сурьмы в быстрозатвердевшей фольге эвтектики приводит к увеличению предела прочности при растяжении, по сравнению с чистой эвтектикой. Можно предположить, что малые добавки сурьмы создают препятствия для дислокаций на границе зёрен. Накопление дислокаций и приводит к увеличению прочности на растяжение.

Список литературы:

1. Gusakova O.V., Shepelevich V.G., Scherbachenko L.P. Effect of melt cooling rate on microstructure of Sn-Bi and Sn-Pb eutectic alloys // Advanced Materials Research. 2014. T. 856. P. 236-240.

2. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – М.: Мир, 1972. – 408 с.

СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ 100-МЕТРОВЫХ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Кормышев В.Е.[1], Громов В.Е.[1], Иванов Ю.Ф.[2], Юрьев А.А.[3], Рубанникова Ю.А.[1]

[1]*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*

[2]*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, e-mail:* yufi55@mail.ru

[3]*АО «Евраз-Западно-Сибирский металлургический комбинат», г. Новокузнецк, Россия*

gromov@physics.sibsiu.ru

Процессы формирования и эволюции структурно-фазовых состояний и свойств поверхностных слоев рельсов при длительной эксплуатации представляют сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов. Важность информации в этой области определяется глубиной понимания фундаментальных проблем физики конденсированного состояния с одной стороны и практической значимостью проблемы с другой. Цель работы является выявление закономерностей и сравнительный анализ структуры, фазового состава и свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси в головке 100-м дифференцированно закаленных рельсов после длительной эксплуатации.

В качестве материала исследования использованы рельсы категории ДТ350, изъятые из пути на Экспериментальном кольце РЖД после пропуска 1411 млн. т брутто. Исследования структуры стали проводили, используя методы оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии.

Длительная эксплуатация рельсов должна приводить к заметному изменению структурно-фазовых состояний и свойств рельсов по сечению головки. Измерениями твердости по сечению головки в поперечном направлении установлено, что твердость HRC на глубине 2 мм – 37,1; на глубине 10 мм – 35,8; на глубине 22 мм – 35,6. Микротвёрдость на глубине 2 мм достигает 1481 МПа; на глубине 10 мм значение микротвёрдости существенно ниже и составляет 1210 МПа.

Слой стали на глубине 10 мм представлен преимущественно перлитом пластинчатой морфологии. Пластины цементита в перлитных колониях искривлены, разделены ферритными мостиками. Относительное содержание перлита пластинчатого составляет 0,7 структуры стали. В ферритной составляющей перлитных колоний выявляется дислокационная субструктура. Дислокации расположены

хаотически, либо формируют дислокационные скопления. Скалярная плотность дислокаций определенная методом случайно брошенной секущей, составляет $<\rho> = 2{,}54*10^{10}$ см$^{-2}$.

Структура слоя, расположенного на расстоянии 2 мм от поверхности катания, отличается от структуры слоя на глубине 10 мм. Во-первых, в перлите пластины цементита разрезаны и смещены относительно друг друга. Во-вторых, структура, присутствующая в зернах вырожденного перлита фрагментирована. В-третьих, наблюдается разрушение пластин цементита пластинчатого перлита путем их растворения с уходом атомов углерода на дислокации с последующим выделением в виде наноразмерных частиц в объеме пластин феррита.

Рентгенофазовый анализ показал, что параметр кристаллической решетки α-Fe в исходном состоянии $a_{исх.} = 0{,}28693$ нм; параметр кристаллической решетки α-Fe поверхности катания $a_{п.к.} = 0{,}28699$ нм. Увеличение параметра кристаллической решетки поверхностного слоя α-фазы, может быть связано с повышением концентрации атомов углерода в твердом растворе. Анализ формы дифракционных пиков, их смещений и уширений использован для определения средних размеров областей когерентного рассеивания (ОКР) и величины микродеформаций. Для поверхности катания эти величины составляют D=22,06 мкм, $\Delta d/d = 1{,}562\cdot10^{-3}$.

Наряду с колониями, сохранившими морфологию пластинчатого перлита, в поверхностном слое формируется структура субзеренного типа, относительное содержание которой составляет 0,55 структуры стали. Размеры субзерен изменяются в пределах от 100 нм до 150 нм. По границам субзерен и в стыках границ располагаются частицы карбидной фазы, размеры которых изменяются в пределах от 30 нм до 55 нм. Весьма часто частицы второй фазы располагаются в объеме субзерен на линиях дислокаций. Размеры таких частиц изменяются в пределах от 10 нм до 15 нм. Скалярная плотность дислокаций в структуре колоний перлита $<\rho> = 3{,}7\cdot10^{10}$ см$^{-2}$; в субзеренной структуре $<\rho> = 3{,}0\cdot10^{10}$ см$^{-2}$. Сопоставляя с приведенными выше результатами, можно отметить, что величина скалярной плотности дислокаций поверхностного слоя превышает в 1,5 раза скалярную плотность дислокаций слоя, расположенного на глубине 10 мм. Подобным же образом (в 1,5 раза) увеличивается и избыточная плотность дислокаций в слое, формирующем поверхность катания.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №19-32-60001.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВ РАЗНОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СПЛАВОВ

Чейлях А.П., Чейлях Я.А.

Украина, Приазовский государственный технический университет, aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Роль остаточного и других видов аустенита в формировании свойств многих железоуглеродистых сплавов до сих пор остается дискуссионной. Между тем, при создании его метастабильных модификаций, реализующих деформационные мартенситные превращения при испытаниях и эксплуатации (ДМПИ), могут быть существенно повышены механические и эксплуатационные свойства многих марок сталей и чугунов.

Предложена классификация фазово-морфологических видов аустенита: основная фаза в аустенитных сталях (А); ведущая (или вторая) фаза в двухфазных сталях (аустенитно-мартенситных, аустенитно-ферритных); остаточный аустенит при закалке на мартенсит ($А_{ост}$) или бейнит ($А_{ост}^{б}$); вторичный (или реверсированный аустенит ($А_{II}$, $А_{р}$); первичный аустенит ($А_{I}$) и эвтектический аустенит ($А_{э}$) - в легированных чугунах; азотистый аустенит ($А_{аз}$) в сталях с повышенным (выше равновесного) содержанием азота; аустенит в порошковых сплавах ($А_{п}$); пересыщенный аустенит ($А_{пер}$), образующийся в результате плазменной, электронно-лучевой, лазерной обработок. Эти виды аустенита при одинаковости атомно-кристаллического строения существенно различаются своей природой, химическим составом, морфологией, термодинамикой сохранения, что предопределяет существенные различия в степени метастабильности и возможностях реализации деформационных (и термо-деформационных) фазовых, в т.ч. мартенситных превращений.

Примеры использования метастабильности аустенитной фазы в разнообразных сплавах следующие:

- в аустенитных метастабильных высокопрочных, кавитационно-стойких, коррозионностойких сталях, в т.ч. сталях ПНП (TRIP-Steels) (А);
- в аустенитных метастабильных износостойких сталях типа120Г8 (А);
- в коррозионностойких сталях аустенитно-мартенситного, мартенситно-аустенитного (типа 10Х14Г(6…8), 30Х(2…8)Г6С2Ф), аустенитно-ферритного, ферритно-аустенитного (типа 10Х(18…23)Г6СФ) классов;
- в конструкционных стандартных сталях 65Г, 55С2, 45ХН2МФА, высокопрочном чугуне (ВЧ 50-2) после закалки, изотермической закалки ($А_{ост}^{б}$), Q&P-обработки ($А_{ост}$);

- в инструментальных сталях 6ХС, 7Х3, 9ХС, ХВГ, Х12М, Х12Ф1, Х9Ф и мн. др. ($А_{ост}$);

- в науглероженных слоях после цементации, нитроцементации и термообработки ($А_{ост}$);

- в обезуглероженных слоях марганцовистых (110Г12Л) и хромистых (Х12М) сталей ($А_{ост}$);

- в наплавленных износостойких сталях аустенитного, А-М, М-А, А-М-К, М-А-К структурных классов (А, $А_{ост}$);

- в легированных износостойких чугунах (ЧХ(8…21)Г(3…6)СТ, ЧГ(4…10)СТЮ и др.) ($А_1$, $А_э$, $А_{ост}$);

- в порошковых сплавах разных структурных классов ($А_п$, $А_{ост}$);

- в поверхностных слоях разнообразных сталей и чугунов, наплавленного металла, упрочненных плазменной, электронно-лучевой, лазерной обработками ($А_{пер}$, $А_{ост}$);

- в специальных сталях, неравновесно легированных азотом ($А_{аз}$). Возможны иные варианты получения и использования метастабильного аустенита и в других материалах.

Для сохранения в структуре сплавов указанных видов аустенита и, одновременно, регулирования его количества и степени метастабильности необходимо использовать все известные факторы и механизмы его стабилизации и дестабилизации. Эти инструменты реализуются благодаря подбору или корректировке химического состава, количественными параметрами режимов термической, термомеханической, химико-термической, термоциклической, поверхностно высокоэнергетических обработок (температура, время выдержки, скорость нагрева, условия охлаждения, степень деформации, и пр.).

Позитивный эффект в повышении как отдельных показателей свойств, так и их комплекса, от использования метастабильности аустенита каждого из приведенных видов возможен при условии оптимального фазово-структурного состава и протекания ДМПИ с оптимальной кинетикой, гармонизированной с параметрами механического воздействия. В результате использования метастабильности аустенита удается значительно повысить прочностные свойства, часто в сочетании с повышенной пластичностью, ударной вязкостью, сопротивление усталостному разрушении, износостойкость для разных условий изнашивания применительно к конкретным условиям эксплуатации и функциональности сплавов.

ФОРМИРОВАНИЕ МУЛЬТИПОВЕРХНОСТНЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ МОДИФИКАЦИЙ В СПЛАВАХ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Чейлях Я.А., Чейлях А.П., Мак-Мак Н.Е.

Украина, Приазовский государственный технический университет, aleksandr.cheylyakh@gmail.com

Проблемы экономии дефицитных материалов и повышения износостойкости многих деталей машин остаются актуальными. Для их решения весьма перспективно создавать и использовать мультиповерхностные метастабильные модификации и состояния в различных износостойких сплавах. Метастабильные фазово-структурные модификации представляются различными вариациями твердых и мягких структурных составляющих (мартенсит, бейнит, карбиды, карбонитриды, бориды, карбобориды, феррит) в сочетании с метастабильными состояниями аустенита в разнообразных структурно-морфологических модификациях. Эти состояния позволяют реализовать эффекты дополнительного самоупрочнения, саморелаксации микронапряжений, самоадаптации непосредственно в условиях эксплуатации благодаря развитию деформационных мартенситных ($\gamma\rightarrow\alpha'$, $\gamma\rightarrow\varepsilon'$, $\gamma_{ост}\rightarrow\alpha'$, $\gamma_{ост}\rightarrow\varepsilon'$) превращений при изнашивании (ДМПИ), динамического деформационного старения (ДДС), трансформации карбидных фаз и пр.

Для формирования метастабильных мультиповерхностных градиентных модификаций разработаны способы и технологии химико-термической, плазменной, электронно-лучевой, термоциклической (ТЦО), термической обработок, наплавки метастабильного износостойкого металла, проводимых как автономно, так и в разных комбинациях. К новым способам комбинированной обработки можно отнести следующие:

- цементация и глубокая цементация в сочетании с последующей термической обработкой (закалка с повышенных температур, ступенчатая закалка, закалка с нагревом ТВЧ, плазменным, лазерным, электронно-лучевым нагревом, ТЦО и др.);

- скоростное термоциклическое цианирование (СТЦЦ) и азотирование СТЦА) с нагревом ТВЧ в среде порошков насыщающих солей (желтая кровяная соль, карбамид), в т.ч. после традиционной цементации для дополнительного повышения износостойкости;

- обезуглероживание высокоуглеродистых сплавов (сталь Гадфильда, стали ледебуритного класса, чугуны и др.) в окислительной печной атмосфере, обеспечивающее создание градиентной метастабильности по толщине обезуглероженного слоя, реализацию $\gamma\rightarrow\alpha'$ и $\gamma\rightarrow\varepsilon'$ ДМПИ для повышения износостойкости и механических свойств;

- импульсно-плазменная обработка с поверхностным легированием сталей и чугунов разными элементами (Cr, Ni, W, Ti, Co и др.) в разнообразных сочетаниях.

Эти технологии создают фазово-структурные градиенты с переменным химическим составом по толщине насыщенного слоя и, соответственно, с переменными содержанием и степенью метастабильности аустенитной составляющей. Это позволяет формировать программируемую метастабильность и, соответственно, способность к реализации ДМПИ, изменяющуюся определенным образом по сечению упрочненного слоя, что важно рационально использовать для деталей машин, с допустимой величиной износа на определенную глубину для управления самоупрочнением и повышением износостойкости.

Большие возможности открывает использование электродуговой наплавки не столько для восстановления изношенных деталей машин, сколько в комплексе формирования мультиповерхностных модификаций и мультиповерхностного упрочнения. Разработаны порошковые наплавочные проволоки и ленты, обеспечивающие наплавку метастабильного износостойкого экономнолегированного Fe-Cr-Mn и Fe-Mn металла. Разработан способ модификации химического состава благодаря дополнительному легированию из флюсующе-легирующей смеси, например, при наплавке стали 12Х12Г9САФ, позволяющий при необходимости повышать содержание углерода до 0,4…0,6 %, углерода (до 0,4…0,5 %) и азота (до 0,1…0,15 %), что в комплексе с реализацией ДМПИ обеспечивает существенное повышение износостойкости. Для наплавленного металла также разработаны инновационные технологии мультиповерхностного упрочнения, включающие термическую обработку (закалка; закалка с нагревом ТВЧ; отпуск; ТЦО); цементацию, нитроцементацию, СТЦЦ, обработку высококонцентрированными источниками нагрева (плазменной струей, электронным или лазерным лучами) в различных сочетаниях и вариациях. Эти способы значительно расширяют технологические возможности применения и сочетания восстановительной электродуговой наплавки с дополнительным упрочнением для повышения износостойкости многих видов быстроизнашивающихся деталей машин и различного оборудования.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ПОКРЫТИЙ $Ti_{1-x}Al_x$, $Zr_{1-x}Al_x$, TiCN, TiAlSiN И DCL НА ИХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Каменева Н.В., Чекалкин А.А., Каменева А.Л.

Россия, Пермский Национальный Исследовательский Политехнический Университет, knv143@mail.ru, a.a.chekalkin@yandex.ru, annkam789@mail.ru,

Увеличение температур, давлений и скоростей в зоне резания в связи с использованием современного оборудования привело к необходимости разработки новых технологий осаждения покрытий с высокими физико-механическими и термодинамическими свойствами. Целью работы является анализ влияния материала покрытий $Ti_{1-x}Al_xN$, $Zr_{1-x}Al_xN$, TiCN, TiAlSiN и DCL на их физико-механические и термодинамические свойства.

Тонкопленочные покрытия $Ti_{1-x}Al_xN$, $Zr_{1-x}Al_xN$, TiCN, TiAlSiN и DCL осаждали импульсным магнетронным распылением на модернизированной установке ННВ-6,6-И1. Объектом исследования были тестовые образцы из быстрорежущей стали Р6М5. Физико-механические свойства покрытий определяли на Micro-combi tester по методу Оливера-Фарра с использованием пирамиды Виккерса. По величине микротвердости H и отношению H/E оценивали сопротивление покрытий износу, по модулю E и упругому восстановлению We - способность покрытий к упругому деформированию, по отношению H^3/E^2 - сопротивление покрытий пластической деформации. Термодинамическую стабильность сверл оценивали по температуре в зоне резания и продолжительности сверления отверстия в пластине из Р6М5. Износ сверл с покрытиями $Ti_{1-x}Al_xN$, $Zr_{1-x}Al_xN$, TiCN, TiAlSiN и DCL оценивали после сверления 20 отверстий. Обрабатываемый материал технически чистый титан ВТ-1-0, обладающий низкой теплопроводностью, высокой прочностью, вязкостью и коэффициентом трения.

Результаты испытаний физико-механических свойств покрытий $Ti_{1-x}Al_x$, $Zr_{1-x}Al_x$, TiCN, TiAlSiN и DCL изображены на рис. 1.

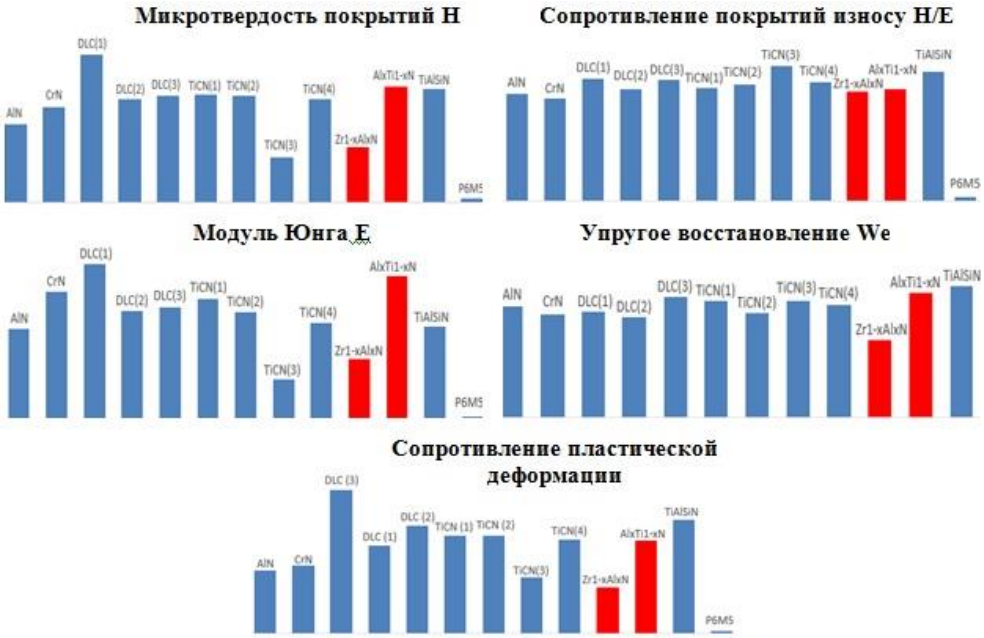


Рисунок 1. Физико-механические свойства покрытий, определенных по методу Оливера-Фарра: покрытия слева -направо - AlN, CrN, DLC (1), DLC (2), DLC (3), TiCN (1), TiCN (2), TiCN (3), $Zr_{1-x}Al_xN$, $Al_xTi_{1-x}N$, TiAlSiN

Наиболее высокой сопротивляемостью изнашивающим нагрузкам обладают покрытия DLC, TiCN, $Al_xTi_{1-x}N$ и TiAlSiN, способность покрытий к упругой деформации - DLC и $Al_xTi_{1-x}N$, по отношению H^3/E^2 - сопротивление покрытий пластической деформации - DLC, $Al_xTi_{1-x}N$ и TiAlSiN. Установлено, покрытие $Zr_{1-x}Al_xN$ обладает удовлетворительными свойствами по сравнению с остальными покрытиями. Однако сохраняет их при более высоких температурах. Минимальный износ наблюдался у сверл с $Zr_{1-x}Al_xN$ покрытием, обладающим наиболее высокой термодинамической стойкостью. Покрытие рекомендовано для упрочнения инструмента, используемого при обработке материала с низкой теплопроводностью или при прерывистом режиме резания.

МЕТАЛЛГИДРИДЫ ПОЛУЧЕННЫЕ ПЛАЗМЕННЫМ НАПЫЛЕНИЕМ, КАК КАНДИДАТ ДЛЯ НЕЙТРОННОЙ ЗАЩИТЫ

Барышников Ю. С.

Россия, iulianbaryshnikov@yandex.ru

Нейтронное излучение влияет на конструкционные свойства металлов (охрупчивание), а также требует биологическую защиту, где это необходимо.

Известно, что при облучении ионами газов металлов (имеющие энергию 10 эВ и выше) наблюдается внедрение этих газов в металл.

Согласно теории разработанной С.А. Кучай и А.М. Родиным, предельную концентрацию газа C_H, поглощаемого металлом в таком способе внедрения, можно выразить формулой:

$$C_H = \frac{q_0 h}{v}$$

Где - q_0 плотность потока ионов, падающих на поверхность металла и проникающих на среднюю глубину h, v-скорость распыления.

Опыты показали[1], что в таком способе насыщение материала водородом происходит в разы больше, чем при диффузионном высокотемпературном под большим давлением насыщении материала (метод Сиверта) и больше чем при электролитическом.

Метод плазменного напыления металлгидридов применим для создания нейтронной защиты, потому что водород является отличным замедлителем нейтронов и является главным составляющим в большинстве материалов, применяемых для нейтронных защит. Например,«гидрид титана является наиболее перспективным материалом биологической защиты корабельных ядерно-энергетических установок (ЯЭУ) нового поколения благодаря высоким защитным характеристикам по отношению к нейтронному излучению. В сравнении с наполненными полимерами гидрид титана имеет более высокие температуры эксплуатации и допустимый флюенс нейтронов»[2]. Металлгидриды, полученные

плазменным методом, будут более технологичны из-за большей водородонасыщяемости и следственно по свойствам нейтронной защиты, чем получаемые методом Сиверта.

Список литературы:

1. Никитенков Н.Н., Хашхаш А.М., Сигфуссон Т.И., Кудрявцева Е.Н. Исследование особенностей поглощения водорода сталью 12х12м1бфр при электролитическом, плазменном и высокотемпературном под давлением способах насыщения//ИзвестияТомского политехнического университета, 2011 №2, стр. 97-100.

2. Ястребинский Р.Н., Павленко В.И., Черкашина Н.И., Куприева О.В. Исследование характеристик ослабления нейтронного и гамма-излучений композициями на основе гидрида титана//Вопросы атомной науки и техники,№2, 2015, стр.84-88

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИЙ

Чмыхало А.И., Тихомиров В.А., Мукомела М.В., Меделяев И.А.

Россия, Военная академия РВСН им. Петра Великого,

himoff2012@rambler.ru

В настоящее время для моделирования процессов разрушения различных металлоконструкций широко применяются методы математического моделирования с использованием разных инженерных программ (Siemens Femap 2019/1 Student, Ansys, SolidWorks). Они фактически вытеснили применяемый ранее метод физического моделирования процессов разрушения конструкций. Однако, наряду с положительными эффектами использования расчетных методов, имеется и ряд недостатков, основные из которых заключаются в том, что для выполнения довольно простых расчетов требуются специальные знания и высокая квалификация персонала, а также существенные мощности вычислительной техники.

Известен способ моделирования разрушения конструкции (Su, 1232988), для реализации которого используют материал, механические свойства которого отличны от свойств материалов исследуемой конструкции, а именно: трещиностойкость снижается при повышении температуры более интенсивно, чем сопротивление пластическому деформированию. Затем модель нагружают, одновременно подвергая ее тепловым воздействием путем нагрева. В ходе нагрева существенно снижается трещиностойкость материала, происходит частичное или полное разрушение конструкции даже под своим весом.

Для реализации указанного способа возможно применение различных материалов, таких как сплав Вуда, сплав Розе и др. При этом известен патент (Su, 1357762), который в качестве материала для моделирования разрушения конструкций предлагает сплав Вуда и равномерно распределенную в нем свинцовую дробь при соотношении компонентов, 20-40% / 60-80%, соответственно.

В то же время в патенте не определен размер свинцовой дроби (который может изменяться в широких интервалах). Для совершенствования материала для моделирования разрушения конструкций проведена серия испытаний на образцах, изготовленных из различных материалов (с разным составом, формой и размером включений). Использовали испытательные образцы 3-го типа на внецентренное растяжение, изготовленные путем отливки в заготовленную силиконовую форму сплава Вуда и сплава Розе (с включением 20% стальной или 20% свинцовой дроби).

В ходе испытаний проведена оценка реального коэффициента интенсивности напряжений K_C, при статическом нагружении в соответствии с требованиями ГОСТ 25.506-85, данные расчета представлены в таблице.

Номер партии образцов	Материал и состав компонентов	K_C, МПа•м$^{1/2}$
1	Чистый сплав Вуда	7,2±0,8
2	Чистый сплав Розе	9,8±1,1
3	Сплав Вуда и 20% дроби стальной колотой	6,7±0,8
4	Сплав Вуда и 20% дроби стальной круглой	6,9±1,0
5	Сплав Вуда и 20% дроби свинцовой ⌀3мм	9,1±1,2
6	Сплав Вуда и 20% дроби свинцовой ⌀4мм	5,5±0,9

Произведенный расчет коэффициента интенсивности напряжений K_C подтвердил, что наличие твердых примесей в сплавах приводит к изменению стойкости сплава к растрескиванию. При этом K_C варьируется в интервале от 5,5 до 9,8 МПа•м$^{1/2}$, что не так существенно.

В тоже время выявлено, что при изготовлении некоторых сплавов с применением включений (например, сплав Вуда и стальная дробь) затруднительно производить отливку ввиду неравномерного распределения включений в сплаве. Установлено, что свойства отлитых образцов сильно зависят от

методики заливки и прочих факторов, при этом очень проблематично добиться повторяемости результатов на таких образцах.

Сложность изготовления моделей из сплава Вуда со стальной или свинцовой дробью заключается в существенной разности плотности сплава Вуда (9720 кг/м^3), стальной дроби (7860 кг/м^3) и свинцовой дроби (11340 кг/м^3). При литье модели стальная дробь концентрируется на поверхность сплава Вуда. Устранение данной особенности возможно добиться несколькими способами. Во-первых, применением магнита под формой для литья. Это в свою очередь приводит к другому нежелательному эффекту – концентрации дроби в зоне действия магнитного поля. Во-вторых – изменению технологии литья модели. В жидкий сплав Вуда вводится стальная дробь. Далее сплав необходимо охладить до температуры близкой к температуре кристаллизации (примерно 70°С), непрерывно перемешивая, и залить в разогретую до такой же температуры форму и охладить.

В ходе проведенных исследований в качестве наиболее перспективного материала для моделирования процесса разрушения сложных металлоконструкций предложено использовать чистый сплав Вуда. Он обладает меньшим K_C, по сравнению со сплавом Розе, а свойства отлитых образцов не значительно зависят от методики заливки и других факторов, что позволяет добиваться повторяемости результатов.

МОДИФИКАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНОГО СПЛАВА Zr1Nb МЕТОДАМИ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ.

Карасева Е.В., Мац А.В., Мац В.А., Савчук Е.С., Соколенко В.И.

Украина, Харьков, Национальный научный центр«Харьковский физико-технический институт», evkaraseva50@gmail.com

Необходимость создания материалов, обладающих максимально высокой радиационной стойкостью и обеспечивающих требуемый ресурс эксплуатации оболочек тепловыделяющих систем, является одной из основных задач реакторного материаловедения. Перспективы использования в качестве конструкционного материала наноструктурного сплава Zr1Nb связаны с его уникальными функциональными и прочностными свойствами. Однако, он обладают низкой пластичностью и термомеханической стабильностью, что обусловлено высоким уровнем внутренних напряжений. Поэтому актуален поиск релаксационных воздействий не разрушающих наноструктуру материала с целью получения оптимального комплекса механических свойств.

Наноструктура сплава Zr1Nb была получена методом комбинированной прокатки при 77-300 К, истинная деформация составляла ε=3.9. Полученная наноструктура достаточно однородна по объему с характерным размером нанозерен ~ 60 нм.

Часть прокатанных образцов подвергалась ультразвуковому воздействию (УЗВ) частотой 20 кГц при Т=300 К. Амплитуда УЗ напряжений составляла ~ 70 МПа, продолжительность воздействия – 10 мин. Выбранный режим предварительной ультразвуковой обработки, как было показано ранее, производит разупрочняющее действие на деформированный материал.

С целью изучения влияния электронного облучения на структуру и свойства сплава Zr1Nb часть прокатанных, а также прокатанных и озвученных образцов была подвергнута облучению электронами с энергией Е= 10 МэВ и дозами $D=5\cdot10^{17}$ см$^{-2}$ и $D=5\cdot10^{19}$ см$^{-2}$ на ускорителе ЛУЭ–10.

Показано, что УЗВ приводит к релаксации внутренних напряжений наноструктурного сплава Zr1Nb, снижению прочностных характеристик материала на ~ 15 % при 670 К по сравнению с прокатанными образцами, росту пластичности на 10 % и скорости ползучести за счет формирования более равновесной структуры границ без заметного роста зерен.

Релаксация внутренних напряжений в объеме материала обусловлена образованием вследствие УЗВ большого количества вакансий, что стимулирует неконсервативное скольжение дислокаций. Причем, диссипация колебательной энергии происходит в основном на границах раздела, что приводит к формированию более равновесной структуры границ. При этом равновесные границы зерен оказываются более устойчивыми к последующей деформации ползучести при 670 К

Показано, что облучение электронами не изменяет характер наноструктуры материала, но инициирует возвратные процессы на границах зерен и в приграничных областях. Уменьшение уровня внутренних напряжений приводит к изменению механических характеристик при последующих испытаниях в условиях ползучести при 670 К. В процессе деформации развиваются активные процессы динамической рекристаллизации Размер новых зерен очень неоднороден и колеблется в пределах 0,1-1 мкм. Это приводит к разупрочнению материала: уменьшается предел текучести на ~ 15 % и на ~ 40 % увеличивается пластичность по сравнению с прокатанным состоянием, возрастает скорость ползучести. Причем, увеличение дозы облучения на два порядка приводит к усилению процессов разупрочнения.

Предварительная релаксация внутренних напряжений ультразвуком, вследствие более низкого начального уровня внутренних напряжений, вызванного УЗВ, приводит к снижению интенсивности динамической рекристаллизации в процессе ползучести при 670 К (размер зерен 0,1-0,4 мкм), что позволяет сохранить достаточно высокий уровень прочности и пластичности наноструктурного сплава Zr1Nb после электронного облучения.

Таким образом, модификация структуры и свойств наноструктурного сплава Zr1Nb с помощью релаксационной обработки УЗВ перед облучением улучшает эксплуатационные характеристики материала и расширяет возможности его использования в качестве конструкционного материала атомной энергетики.

ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ИЗДЕЛИЙ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ НА ИХ АНИЗОТРОПИЮ ДЕФОРМАЦИИ

Чуканов А.Н.
Россия, ФГБОУ ВО «ТГПУ им. Л.Н. Толстого»,
alexchukanov@yandex.ru

Современной инновационной технологией производства сложнопрофильных изделий из металлопорошковых композиций *Inconel* 718 и 316L является аддитивная технология (АТ) их послойного лазерного синтеза (ПЛС). Для гарантированной стабильности эксплуатационных свойств изделий требуется прогнозировать в них анизотропию напряжений и деформаций. Изучать анизотропию механических свойств изделий АТ позволяет контроль их характеристик при изготовлении по различным стратегиям (направлениям лазерного сканирования). Анализ анизотропии деформаций в готовых изделиях позволит на базе управляемой стратегии 3d печати создавать изделия со стабильным комплексом заданных физико-механических свойств [1,2].

Цель работы – контроль анизотропии деформации в изделиях, полученных методом ПЛС. Материалами являлись порошковые сплавы *AISI* 316L и *Inconel* 718. Изделия были изготовлены в АО «ЦАТ (г. Воронеж) на установке ***SLM*280 2.0*HL* фирмы *SLM Solutions*.** Размер частиц порошка - 20-40 мкм. Распределение частиц по размерам определяли методом лазерной дифракции с помощью лазерного анализатора «*Analysette22» NanoTec* по ГОСТ Р 8.777-2011.

В целях исследования при 3d печати изготовили две партии образцов. В вертикальном и горизонтальном направлении относительно плоскости платформы принтера. Их маркировали индексами «в» (вертикальный) и «г» (горизонтальный) соответственно.

Анизотропию комплекса физико-механических свойств оценивали по результатам испытаний на растяжение (ГОСТ 1497-84, типы II и III), сжатие (осадку), ударную вязкость, вязкость разрушения и измерений температурных спектров динамических модулей упругости (*G, E*) и внутреннего трения (крутильные и изгибные колебания). Для испытаний использовали универсальную машины *Instron* 5882 и Р5-ПК с постоянной скоростью захватов на воздухе при комнатной температуре. Структурные исследования проводили на оптическом микроскопе *Meiji MT8100,* растровом электронном микроскопе *Jeol JSM*-6390, инвертированном микроскопе *Altami MET-1C*.

По результатам испытаний на растяжение плоских образцов, выращенных вертикально (индекс – в) и горизонтально (индекс – г) провели оценку коэффициентов анизотропии деформации ($k_{аниз}$) образцов в их поперечном сечении.

Параметры и коэффициенты анизотропии деформации рассчитывали по формулам (1-3):

$$\varepsilon_b = (b_0 - b_k)/b_0 \quad (1)$$

$$\varepsilon_t = (t_0 - t_k)/t_0 \quad (2)$$

$$k_{аниз.} = \varepsilon_b/\varepsilon_t \quad (3)$$

где t_0 - начальная толщина плоского образца, мм; b_0 – начальная ширина образца, мм; F_0 – начальная площадь поперечного сечения, мм^2; *tк* –конечная толщина плоского образца, мм $b_к$ – конечная ширина образца, мм; ε_b – относительная деформация образца по толщине, отн. ед.; ε_t - относительная деформация образца по ширине, отн. ед.; $k_{аниз.}$ - коэффициент анизотропии деформации образцов в их поперечном сечении.

По итогам проведенного анализа выявили наличие сильной анизотропии деформации в поперечном сечении вертикальных и горизонтальных образцов. Коэффициент анизотропии деформации образцов в их поперечном сечении $k_{аниз.}$ составил для образцов, выращенных вертикально $k_{аниз.}$~ 1,5 – 1,9, а для образцов, выращенных горизонтально $k_{аниз.}$~ 0,7 – 1,2, что почти вдвое меньше. Полученные результаты позволяют создать методику прогнозирования $k_{аниз}$.

Список литературы:

1. Чуканов А.Н., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н., Кубанова А.Н. // Междисциплинарные проблемы аддитивных технологий. - Сб. тез. V Межд. семинар, (5-6.12.2019 г., Томск), Томск: Нац. Исслед. Томский политехнический ун-т.- С. 94-95.

2. Чуканов А.Н., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н., Кукушкин А.В., Моденов А.Ю., Кубанова А.Н. // Междисциплинарные проблемы аддитивных технологий. - Сб. тез. V Межд. семинар, (5-6.12.2019 г., Томск), Томск: Нац. Исслед. Томский политехнический ун-т.- С. 96-98.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРИ, ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ, МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВЫХ НАНО-ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ

Солнцев В.П., Назаренко В.А., Солнцева Т.О., Васильківська М.А., Луговський Ю.Ф., Броднiковський М.П.

Украина, Институт проблем матеріалознавства НАН України ім.І.М.Францевича

SolntcevVP@gmail.com

Развитие новых конструкционных и функциональных материалов для экстремальных условий эксплуатации связано с усложнением состава, повышение гетерогенности, а также поиска новых интенсивных технологий. К наиболее перспективным технологиям можно отнести управляемое реакционное спекание сложного состава порошковых сплавов, которые утрачивают свои наследственные, структурные дефекты, свойственные порошковой системе. Создание управляемой технологии реакционного спекания стало возможным благодаря развитию новых теоретических представлений в рамках синергетического подхода и экспериментального изучения термокинетики экзотермических реакций [1,2]. В отличие от традиционной технологии механохимического синтеза, которая является основной при получении дисперсно-упрочненных сплавов, реакционное спекание позволяет равномерно распределить нано-дисперсные включение на поверхности кристаллитов. При этом в связи с высокой скоростью кристаллизации при реакционном синтезе порошковая система утрачивает свою наследственность как таковую.

При холодной прокатке формируется нано-дисперсные включения инертного оксида, расположенные на поверхности частиц никелевого твердого раствора, выстраиваются вдоль направления деформации и являются инициаторами деформационного старения. Материал приобретает высокую технологическую пластичностью Так, степень обжатия без промежуточных отжигов иногда составляет 100% и деформированный материал при растяжении имеет удлинение 22%. При распаде твердого раствора формируются волокна интерметаллидов. Исследование усталостной прочности при испытаниях $N = 10^7$ циклов показало, что ее величина составляет 0,6-0,7 предела текучести материала.

Проведенный РФА сплавов показал, что после спекания структура сплава представляет собой закаленный твердый раствор на основе никеля. При холодной прокатке наблюдается деформационное старение, при котором выделяется теплота образования интерметаллида, что приводит к повышению температуры материала и реализуется эффект горячей прокатки, однако температура локализована в области выделяющегося соединения, который образуется вблизи текстурированного инертного оксида. Это обусловлено большим количеством дислокаций, образовавшихся возле твердых частиц инертных нано-частиц оксидов. При прокатке равновесных твердых растворов не наблюдается эффект повышенной технологической пластичности. Однако при содержании оксидов более 1, 5 % об. температура рекристаллизации после деформационной обработки составляет более 0,8 Тпл.

Эффект повышенной технологической пластичности наблюдается при прокатке закаленных твердых растворов, которые после старения представлены одним интерметаллидом. По всей видимости обнаруженный эффект повышенной технологической пластичности имеет более сложную природу и нуждается в более детальном изучении его природы. В тоже время уже получены никелевые сплавы, которые по жаростойкости и жаропрочности обходят лучшие представители дисперсно-упрочненных композиций на основе нихрома [3].

Список литературы:

1. Солнцев В.П. Термокинетика реакционных процессов, инициированных контактным плавлением в порошковых металлических смесях на основе никеля с алюминием / В.П. Солнцев, В.В. Скороход, К.М. Петраш, Т.А. Солнцева // Адгезия расплавов и пайка материалов, 2014.- № 47.- С. 25-34.

2. Солнцев В.П., Теоретические и экспериментальные предпосылки наблюдения элементов самоорганизации в технологии реагирующих порошковых систем / Солнцев В.П., В.В. Скороход В.В. //Порошковая металлургия.- 2012.- № 11/12.- С. 5 17.

3. Солнцев В.П. Разработка дисперсно-упрочненного порошкового сплава на основе нихрома и технологии изготовления из него макета металлической теплозащитной конструкции [Текст] / В.П. Солнцев, И.А. Гусарова, Г.А. Фролов и др. // Порошкова металургія, №11/12. – Київ. – 2018. – С. 23-32.

ДАТЧИК ДЛЯ ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗА ПОЛИМОРФНОГО ОЦК↔ГПУ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЖЕЛЕЗА И РЕАКТОРНОЙ СТАЛИ 15Х2НМФА ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Молодец А.М., Голышев А.А., Емельянов А.Н.
Россия, г. Черноголовка, ИПХФ РАН
molodets@icp.ac.ru

Как хорошо известно, в области давлений $P_{\alpha\varepsilon}$~12 ГПа железо и многие стали испытывают обратимый полиморфный переход из α–фазы с объёмно-центрированной кубической решёткой (оцк) в ε–фазу с гексагональной плотноупакованной (гпу) решёткой. Этот переход происходит как при статических, так и при динамических давлениях. Существование прямого и обратного полиморфного $\alpha\leftrightarrow\varepsilon$ перехода в железе при ударно-волновом нагружении приводит к формированию ударных волн разрежения, что сопровождается кардинальным изменением характера откольного разрушения этого металла. Так, если амплитуда P ударной волны не превышает давления $P_{\alpha\varepsilon}$, то формируется обычная откольная поверхность с миллиметровой шероховатостью (см. верх Рис.1). Если же $P>P_{\alpha\varepsilon}$, то формируется гладкая поверхность разрушения (см. низ Рис.1). Микрошлиф перпендикулярный этой поверхности демонстрирует её микронную шероховатость (см. Рис.2).

Таким образом, в физике разрушения сталей своё место занимают данные как о самом факте полиморфного $\alpha\leftrightarrow\varepsilon$ перехода, так и его параметрах для конкретной стали в условиях ударного сжатия. Соответствующие данные определяются с помощью разнообразных методик – измерение кинематических характеристик ударной волны, манганиновый датчик динамического давления, VISAR, а в последнее время дифрактометрические измерения непосредственно во время ударного сжатия. Однако большинство подобных методик оказываются трудоёмкими и зачастую требуют дорогостоящего оборудования, что оправдывает разработку методов экспресс-анализа оцк↔гпу превращения различных сталей в условиях сильного ударно-волнового сжатия.

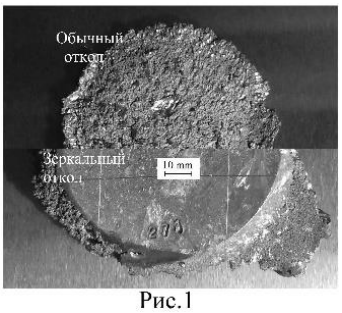


Рис.1

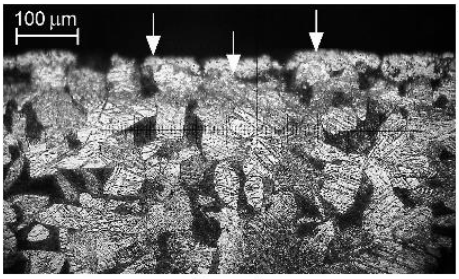


Рис.2

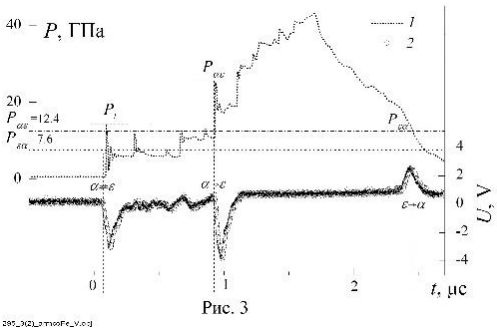


Рис. 3

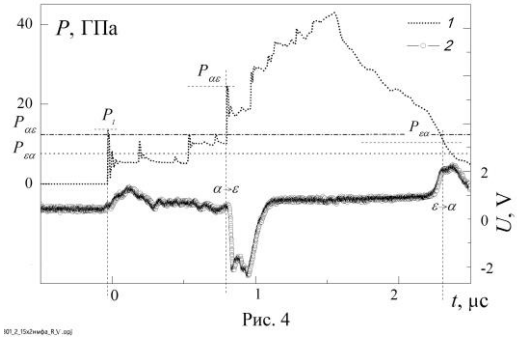


Рис. 4

В этой связи заметим, что особенностью перехода $\alpha\leftrightarrow\varepsilon$ в сталях является то обстоятельство, что α–фаза является магнитной, а ε–фаза оказывается немагнитной. Поэтому в условиях микросекундных ударно-волновых воздействий размагничивание стального образца обуславливает возникновение сильных электромагнитных импульсов [1]. Эти импульсы обычно рассматриваются как помехи. Вместе с тем очевидно, что электромагнитный сигнал, обязательно сопутствующий полиморфному оцк↔гпу переходу в железе и магнитных сталях, может быть использован в методическом отношении для регистрации изменения магнитных свойств ударно-сжимаемой стали *in situ* и косвенно самого перехода. В данном докладе обсуждается методика экспресс-анализа полиморфного $\alpha\leftrightarrow\varepsilon$ превращения, основанная на использовании сопутствующего электромагнитного импульса в качестве индикатора $\alpha\leftrightarrow\varepsilon$ перехода в

сталях при их ударно-волновом нагружении. Ниже приведена иллюстрация этой идеи применительно к прямому и обратному $\alpha \leftrightarrow \varepsilon$ превращению при ударно-волновом нагружении железа Армко (см.Рис.3) как тестового материала и к $\alpha \leftrightarrow \varepsilon$ переходу при ударно волновом нагружении корпусной стали атомных реакторов 15Х2НМФА (см.Рис.4). На этих рисунках *1* – расчётная зависимость давления P от времени t при ступенчатом ударно волновом сжатии датчика, *2* – экспериментальные осциллограммы электрического сигнала U датчика $\alpha \leftrightarrow \varepsilon$ перехода. Здесь отрицательные выбросы U соответствуют прямому, а положительные - обратному магнитному превращению. Как видно, в железе прямой $\alpha \rightarrow \varepsilon$ переход фиксируется при давлении $P_1 \approx 12$ ГПа и $12 < P_{\alpha\varepsilon} < 20$ ГПа, обратный $\varepsilon \rightarrow \alpha$ при $P_{\varepsilon\alpha} \approx 12$ ГПа. В стали 15Х2НМФА прямой $\alpha \rightarrow \varepsilon$ переход фиксируется лишь при давлении $12 < P_{\alpha\varepsilon} < 20$ ГПа, а обратный - при $P_{\varepsilon\alpha} \approx 10$ ГПа.

Список литературы:
1 Killer R.N., Mithcell A.C. Sol.St.Com. 1969, **7**. 271-274.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ НИЗКИХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Зыков С.А., Павлова В. И.,
Россия, НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»
E-mail:prometey129@gmail.com

Известно, что возможность применения материала для изготовления сварных конструкций ответственного назначения определяется уровнем механических свойств его сварных соединений, зависящим, в том числе, от эксплуатационных температур.

В НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» проведены исследования структуры и механических свойств сварных соединений катаных и прессованных полуфабрикатов, изготовленных из отечественных конструкционных алюминиево-магниевых сплавов марок 1550 и 1565ч, и наплавленного присадочного материала марок СвАМг5 и СвАМг61 в диапазоне температур от минус 196 °С до 150 °С.

Способы сварки – ручная дуговая сварка неплавящимся электродом и импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом в среде аргона с присадочным материалом, сварка трением с перемешиванием (СТП, без использования присадочного материала).

Установлено, что изменение статической прочности сварных соединений в зависимости от температуры носит характер, идентичный основному металлу:

- низкотемпературное упрочнение при температуре минус 196 °С для сварных соединений, выполненных с присадочным металлом составляет 1,15-1,2, а для сварных соединений, выполненных без присадочного материала (СТП) - 1,25-1,3 от прочности при комнатной температуре;
- прочность сварных соединений при повышенных температурах испытания (вплоть до 100 °С) сохраняется на уровне прочности при комнатной температуре; резкое снижение прочности происходит при температуре 150 °С и соответствует величине разупрочнения основного материала (на 25-30%) от прочности при комнатной температуре.

Коэффициент прочности сварных соединений с выпуклостью сварного шва в диапазоне температур от минус 196 °С до 100 °С составлял не менее 0,9 от фактической прочности основного металла.

В диапазоне температур от минус 196 °С до 20 °С сварные соединения обоих сплавов имеют общую закономерность изменения ударной вязкости (KCU) в зависимости от места расположения надреза по сечению (металл шва, зона термического влияния, основной металл) и температуры испытаний – при падении температуры снижение значений ударной вязкости металла во всех зонах сварных соединений происходит равномерное, т.е. порог хладноломкости отсутствует.

Показатели трещиностойкости (вязкости разрушения) металла различных зон сварных соединений возрастают с понижением температуры испытаний, при этом рост значений трещиностойкости (δ_C и J_C) для металла шва и зоны термического влияния происходит аналогично основному металлу.

Результаты испытаний подтверждают пригодность сварочных материалов марок СвАМг5 и СвАМг61 к низкотемпературному применению, на основе анализа расчетных коэффициентов, характеризующих чувствительность наплавленного металла к концентрации напряжений и вязкость металла в надрезе.

Ключевые слова: конструкционные алюминиевые сплавы, сварные соединения, аргонодуговая сварка, наплавленный металл, сварка трением с перемешиванием, механические свойства при низких и повышенных температурах.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРЕХМЕРНЫХ МОДЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ ПОЛИМЕРОВ И ГИДРОКСИАПАТИТА

Мусская О.Н.[1], Крутько В.К.[1], Кулак А.И.[1], Шиманский В.И.[2], Насань О.А.[2], Евсейчик Е.А.[2], Хвесеня С.С.[2], Добыш В.А.[3], Тарасевич В.А.[3], Коктыш Н.В.[3]

[1]Беларусь, Институт общей и неорганической химии Национальной академии наук Беларуси,
[2]Беларусь, Белорусский государственный университет
[3]Беларусь, Институт химии новых материалов Национальной академии наук Беларуси
musskaja@igic.bas-net.by

Интенсивное развитие технологий 3D-печати в последние годы позволяет создавать уникальные материалы сложной формы с заданными структурными параметрами. Для этих задач активно используются термопластичные полимеры, которые в зависимости от области применения напечатанных изделий должны соответствовать определенным требованиям. В частности, при создании биоматериалов исходные компоненты обязательно должны быть биосовместимыми. Кроме того, перспективно вводить в состав таких материалов биоактивные компоненты, например, фосфаты кальция (гидроксиапатит – ГА, трикальцийфосфат и др.), которые эффективно проявляют свои свойства в случае необходимости стимулирования процессов остеосинтеза [1]. При печати изделий, используемых в качестве расходных комплектующих к оборудованию либо в качестве модельных образцов, становятся более важными требования по механическим свойствам.

Цель данной работы – создание трехмерных пористых моделей на основе полимеров (акрилонитрилбутадиенстирола – АБС, поликарбоната, нейлона, полилактида и его композита с 1–10% ГА), а также изучение их механических свойств.

Трехмерные модели получали методом послойного наплавления в виде цилиндров диаметром 1,0 см, высотой 1,1 см, пористостью 35% и геометрической структурой согласно [2]. Дополнительно на композиционные полилактидные материалы наносили ГА покрытие в виде ксерогеля либо полимерной пленки, содержащей фосфат кальция в матрице поливинилового спирта (M_w 72000).

Установлено, что при введении ГА в состав нитей повышается их хрупкость, что особенно заметно для образцов, содержащих 5 и 10% фосфата кальция. Кроме того, при использовании для печати таких образцов (особенно в случае 10% ГА) дополнительно возникают затруднения, связанные с засорением сопла фосфатами кальция.

Анализ механических свойств пористых полимерных моделей показал, что под действием внешней нагрузки при сжатии со скоростью 1 мм/мин разрушение не происходит. Образцы сначала подвергаются обратимой (упругой), а затем необратимой (пластической) деформации. При этом модели уплотняются и практически теряют пористость. Полученные непористые образцы могут обратимо деформироваться при более высоких нагрузках в отличие от аналогичных пористых моделей.

Деформационные кривые сжатия, полученные для разных моделей, имеют схожий вид: отмечается несколько участков, характерных для упругой и пластической деформации. В частности, на 15% образцы деформируются при напряжении сжатия 0,8 МПа (нейлон), 1,4–1,8 МПа (поликарбонат), 3,3–4,8 МПа (АБС), 3,8–6,1 (полилактид), 4,0–5,3 (композит полилактида с 1–5% ГА).

В зависимости от природы полимера переходы от одной деформации к другой наблюдаются при различных нагрузках. Наиболее заметный переход от упругой к пластической деформации при более низких значениях напряжения сжатия характерен для образцов на основе нейлона (1,3 МПа при относительной деформации 25%). Более прочными (предел упругости 10,4 МПа при относительной деформации 20%) являются образцы на основе полилактида, дополнительного покрытого ГА.

Таким образом, полученные трехмерные материалы на основе термопластичных полимеров (АБС, поликарбоната, нейлона, полилактида) и ГА характеризуются широким диапазоном механических свойств и могут быть использованы в качестве демонстрационных образцов, моделирующих поведение костнозамещающих имплантатов при варьируемых нагрузках.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы ГПНИ “Химические технологии и материалы“ (задание 1.04).

Список литературы:

1. Мусская О.Н., Крутько В.К., Кулак А.И. и др. Трехмерные модели на основе полилактида и гидроксиапатита // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвуз. сб. науч. тр. / под общ. ред. В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. Тверь: Твер. гос. ун-т, 2019. Вып. 11. С. 326–335.

2. Cox S.C., Thornby J.A., Gibbons G.J. et al. 3D printing of porous hydroxyapatite scaffolds intended for use in bone tissue engineering applications // Mater. Sci. Eng. C. 2015. Vol. 47. P. 237–247.

КОМПОЗИЦИОННОЕ АЛЮМОЦИРКОНИЕВОЕ ПОКРЫТИЕ, ПОЛУЧЕННОЕ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Романюк А.С., Комаров А.И., Золотая П.С.

Беларусь, Государственное научное учреждение"ОБЪЕДИНЕННЫЙ ИНСТИТУТ МАШИНОСТРОЕНИЯ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ"

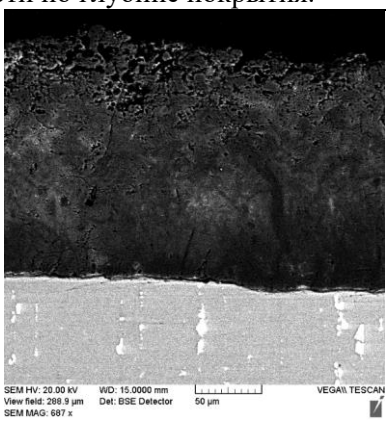
romanuk.alexandra1@gmail.com, al_kom@tut.by, polina.zolotaya@gmail.com

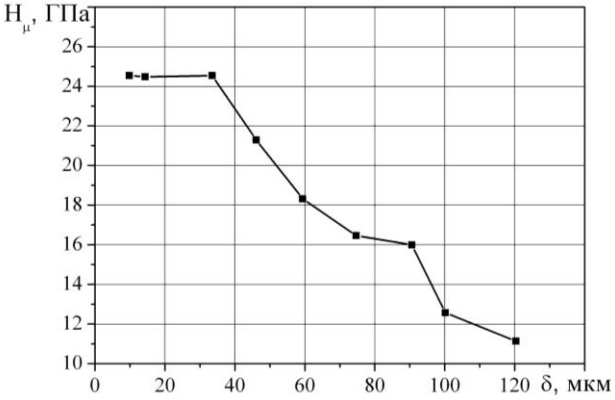
Введение. Формирование оксидных Al_2O_3 керамических покрытий (КП) методом микродугового оксидирования (МДО) является перспективным направлением повышения прочности поверхности, износостойкости, коррозионной стойкости алюминиевых сплавов [1]. Однако присущая алюмооксидному МДО-покрытию хрупкость ограничивает область его применения в узлах трения, работающих в условиях динамических и ударных нагрузок [1,2]. С целью снижения хрупкости нами предложено композиционное МДО-покрытие, в алюмооксидную матрицу которого включен диоксид циркония.

Методика исследования. Процесс МДО проводился в анодно-катодном режиме при использовании силикатно-щелочного электролита. Концентрация ZrO_2, включенного в алюмооксидную матрицу составляла 5%, 10% и 20%.

Результаты исследования.

На рис.1приведены микроструктура КП, сформированного на сплаве Д16 с диоксидом циркония, включенным в алюмооксидную матрицу при его концентрации 10% (рис.1,а) и график распределения микротведости по глубине покрытия.





а б

Рисунок 1. Микроструктура покрытия с 10 % ZrO_2 (а) и распределение микротвердости (б)

Особенностью разработанного композиционного покрытия является равномерное распределение диоксида циркония по всей его толщине, при этом диоксид циркония представлен в тетрагональной модификации без использования стабилизирующих добавок в виде Y_2O_3. Структура покрытия представляет собой эвтектическую керамику Al_2O_3-ZrO_2, которая формируется в результате переплава оксидов алюминия и циркония под действием высоких температур, сопровождающих процесс МДО. Такая структура алюмоциркониевой керамики характеризуется сочетанием наиболее высоких физических и механических свойств [3].

Так, вязкость разрушения K_{1c} полученного композиционного покрытия в сравнении с базовым алюмооксидным повышается с 3,5 до 8,0 МПа·м½, а микротвердость достигает 24 ГПа.

Заключение. Модифицирование МДО-покрытия путем включения в алюмооксидную матрицу диоксида циркония позволило получить эвтектическую керамику Al_2O_3-ZrO_2 с повышенными твердостью и трещиностойкостью, что дает возможность применения такого покрытия в условиях динамических и ударных нагрузок.

Список литературы:

1. Машиностроительная керамика / А.П. Гаршин [и др.]. – СПб:Изд-во СпбТУ, 1997.-726 с.

2. Комаров А.И. Износостойкие композиционные МДО-покрытия, модифицированные углеродными и керамическими наночастицами // Перспективные материалы и технологии. Монография. В 2-х т. Т.2; под ред. В.В. Клубовича.-Витебск: УО «ВГТУ», 2017.-509 с., глава 22.

3. Mechanical Properties of Al_2O_3 /ZrO_2 Composites / W.H. Tuan [et al.] // Journal of the European Ceramic Society. — № 22(16). — Pp. 2827–2833.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ И АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Невский С.А., Сарычев В.Д., Сухенко Д.А., Грановский А.Ю., Громов В.Е.
Россия, Сибирский государственный индустриальный университет
nevskiy.sergei@yandex.ru

Проведено исследование формирования микро- и нанокристаллических поверхностных слоев сплавов при электронно-пучковой обработке, на примере систем Ti-Y и Al-Si-Y [1]. Установлен механизм кристаллизации расплавленных слоев в микро- и нанодипазоне основанный на представлениях о развитии различного рода гидродинамических неустойчивостей на границе раздела “плазма/расплав”. Образование микро- и наноструктур, согласно данному механизму, происходит за счет комбинации термокапиллярной, концентрационно-капиллярной, испарительно-капиллярной и термоэлектрической неустойчивости. На основе данного механизма создана математическая модель образования данных структур при электронно-пучковой обработке. Основными уравнениями модели являются уравнения Навье-Стокса, Максвелла, конвективной теплопроводности. На границе раздела “плазма / расплав” задавались кинематические и динамические граничные условия. Воздействие термоэлектрического поля учитывалось путем введения в граничные условия для касательных и нормальных напряжений электрических составляющих [2]. После проведения процедуры линеаризации уравнений и граничных условий модели относительно малых возмущений поверхности раздела было получено дисперсионное уравнение. Анализ дисперсионного уравнения в низкочастотном приближении показал, что учет термоэлектрических и концентрационно-капиллярных эффектов в случае алюминиевых сплавов приводит к усложнению зависимости скорости роста возмущений от длины волны, путем появления второго максимума, тогда как в случае титановых сплавов двухмодовой зависимости не наблюдается. Установлены значения напряженности термоэлектрического поля $E \geq 10^6$ В/м, при которых комбинированная неустойчивость наступает в микро и нанодипазоне. Установлено, что при значениях испарительного давления больше 10^5 Па для титановых сплавов в отсутствие концентарционно-капиллярных эффектов термоэлектрическое поле практически не оказывает никакого влияния на зависимость скорости роста от длины волны, тогда как в случае системы Al-Si-Y такой эффект существует. Проведен анализ полного дисперсионного уравнения возмущений поверхности расплава. Показано, что как в отсутствие термоэлектрического поля, так и при его значении 10^5 В/м наблюдаются два максимума зависимости скорости роста от длины волны, увеличение поля до 10^6 В/м приводит к исчезновению второго максимума. Максимально значение скорости роста приходится на длину волны 260 нм для системы Al-Si-Y и на длину волны 310 нм для системы Ti-Y, что соответствует данным эксперимента. Полученные результаты могут быть использованы для поиска оптимальных режимов электронно-пучковой обработки, обеспечивающих формирования микро и наноструктур.

Работа выполнена за счет гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых ученых – кандидатов наук № МК-118.2019.2.

Список литературы:

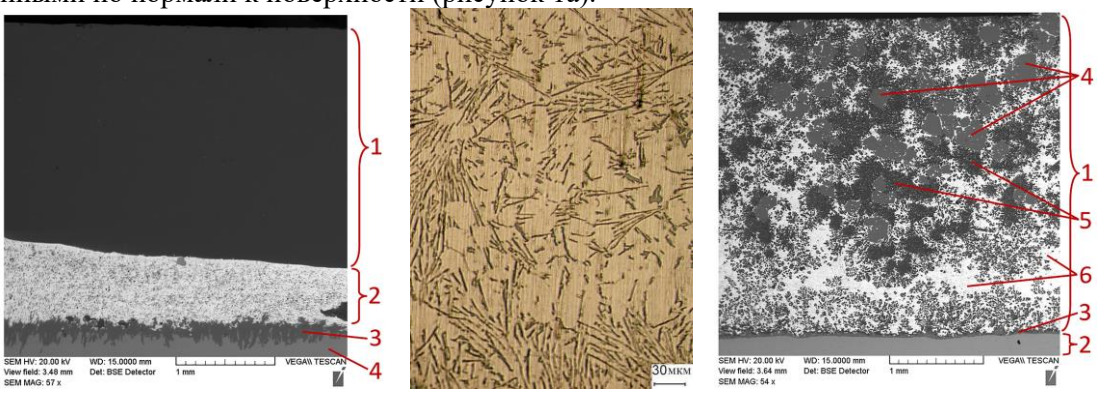
1. V. Sarychev, S. Nevskii, S. Konovalov, A. Granovskii, Y. Ivanov, V. Gromov, Materials Research Express 6 (2019) 026540 *https://doi.org/10.1088/2053-1591/aaec1f*
2. E.D. Eidelman, Technical Physics 43 (1998) 1275–127 https://doi.org/10.1134/1.1259183

ДВУХСЛОЙНОЕ КОМБИНИРОВАННОЕ ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ СПЛАВА АК12 С ЛЕГКОПЛАВКОЙ ДОБАВКОЙ, ПОЛУЧЕННОЕ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКОЙ

Комаров А.И., Орда Д.В., Искандарова Д.О., Сосновский И.А., Куриленок А.А.
Республика Беларусь, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, Al_kom@tut.by, *Dmitry_orda@mail.ru, Donata_i@mail.ru*

Исследована структура и механические характеристики покрытия на основе сплава АК12, полученного методом центробежной индукционной наплавкой в качестве альтернативы подшипника скольжения с бронзовым покрытием [1]. Для обеспечения адгезии алюминиевого слоя с внутренней поверхностью стальной втулки формировался подслой из легкоплавких металлов, при этом формирование основного слоя и подслоя осуществлялось за один технологический цикл. Материал подслоя выбирался с более высокой плотностью чем у наплавляемого сплава, что обеспечивало формирование подслоя на границе со стальной втулкой под действием центробежных сил [2].

В качестве легкоплавкой добавки рассмотрен свинец и олово, которые образуют прочную связь как с алюминиевым сплавом, так и со стальной основой. Установлено, что использованные в качестве подслоя сплавы косвенно участвует в структурообразовании приграничных слоев стали и алюминиевой наплавки, выступая в роли среды для диффузионного массопереноса. Согласно полученным данным, свинец *2* не включается в состав основного покрытия *1* (рисунок 1а) и не приводит к изменению химического состава алюминиевого слоя (рисунок 1б). В данном случае, структура наплавленного покрытия имеет эвтектическое строение с участками дендритного типа, что обусловлено неравномерной скоростью охлаждения заготовки (рисунок 1б). Интересной особенностью структурообразования материалов рассматриваемой системы является формирование диффузионного алитированного слоя *3* на поверхности стальной втулки *4*. Его структура представлена вытянутыми зернами (длиной до 250 мкм), направленными по нормали к поверхности (рисунок 1а).



а б в

Рисунок 1 – Структура наплавленного покрытия из сплава АК12 с подслоем свинца (а, б) и олова (в)

Однако, согласно полученным результатам, при добавлении олова в состав материала подслоя алитированный слой не образуется (рисунок 1в). При этом структура наплавленного алюминиевого сплава *1* существенно отличается от рассмотренного ранее. При введении олова формируется дендритная структура твердого раствора алюминия *5* и оловом *6* в междендритном пространстве. При этом наплавленный слой насыщается железом с образованием интерметаллидов *3* α(AlFeSi) как на границе с втулкой *2*, так и в объеме наплавки *4*.

Трибологические испытаний показали, что полученные материалы перспективны для подшипников скольжения и не уступающих бронзе БрО10Ф1. Моделирование тепловых деформационных напряжений, возникающих в процессе эксплуатации подшипника с подслоем Pb, показали, что они не оказывают существенного влияния на термическую деформацию и прочность конструкции при градиенте температур 20…60 °С.

Список литературы:

1. Технологические особенности получения биметаллических втулок с антифрикционным покрытием из сплава АК12 / М.А. Белоцерковский [и др.] // Актуальные вопросы машиноведения. Сборник научных трудов: сб. науч. тр. – Минск, 2019. – Вып. 8. – С. 320–324.

2. Способ нанесения двухслойного покрытия на внутреннюю поверхность детали: заявка № а 20190358 / Белоцерковский М.А., Комаров А.И. Сосновский И.А., Курилёнок А.А., Искандарова Д.О. – Опубл. 12.12 2019.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССА БОРИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА БОРИРОВАННОГО СЛОЯ ТЕПЛОСТОЙКОЙ СТАЛИ ВКС-5

Ишмаметов Д.А., Красуля А.А., Пахомова С.А., Помельникова А.С., Фахуртдинов Р.С., Фомина Л.П.

Российская Федерация, Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет)

ishmametv@yandex.ru

В связи с ужесточением режимов работы, используемые ранее для изготовления зубчатых передач, высоконикелевые стали перестали удовлетворять возросшим требованиями и уступили место теплостойким сталям группы ВКС, которые позволяют затруднить распад мартенсита и сдвинуть процессы низкого отпуска в сторону более высоких температур. Наиболее рациональное легирование характерно для стали ВКС-5, благодаря которому она способно длительно сохранять высокую твердость и обеспечивать надежную работу редукторов и агрегатов [1].

Для получения необходимого комплекса свойств и повышения долговечности, надежности зубчатых колес, необходимо упрочнить поверхность деталей. Упрочнение поверхности возможно несколькими способами: химико-термическая обработка (цементация [2] или обработка в коронном разряде [2]), электромеханическая обработка [3], пластическая деформация [4].

В последнее время возрос интерес к борированию, которое позволяет получить диффузионные слои, характеризующиеся крайне высокой твердостью (порядка 2000 HV). Борированные слои позволяет значительно повысить износостойкость, по сравнению с другими диффузионными слоями.

В данной работе исследовалась структура и свойства стали ВКС-5 после жидкостного диффузионного борирования при различных температурно-временных параметрах, которые оказывают влияние в первую очередь на глубину диффузионного слоя, от которой зависят другие свойства.

Образцы из стали ВКС-5 подвергались жидкостному безэлектролизному борированию в расплаве на основе тетрабората натрия и галогенидов щелочных металлов. Борирование проводилось при температурах 910 и 1010 °С с временем выдержки 2, 4, 6, 8 ч. Далее образцы закаливались в масло и подвергались низкому отпуску при температуре 250 °С в течение 3 ч.

Исследование микроструктуры образцов проводилось на оптическом микроскопе Neophot 30 при различных увеличениях. Дюрометрический анализ проводился на микротвердомере EMCO-Test DuraScan 20 по ГОСТ 9650-76 при нагрузке 0,98 Н. Исследование микрохрупкости осуществляли по методике, описанной в работе [5]. Показателем хрупкости материала, отражающим характер хрупкого разрушения и темп нарастания его с увеличением нагрузки, считали произведение суммарного балла хрупкости на величину его производной по нагрузке

Проведенные исследования показали, что минимальная глубина борированного слоя составила 40 мкм, максимальная 150 мкм. Микротвердость борированных слоев практически не отличается для всех режимов. Характер кривой распределения микротвердости более плавный для борированных слоев с большей глубиной. Минимальный показатель хрупкости составил 2,49, максимальный 7,84.

Проведенные исследования показали, что большая глубина борированного слоя позволяет снизить хрупкость и сохранить высокие значения микротвердости.

Список литературы:

1. Елисеев Ю. С. и др. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей //Высшая школа. – 2001. – 493 с.

2. Пахомова С.А., Рыжова М.Ю., Фахуртдинов Р.С., Макушина М.А., Пикалов А.И., Усова В.В., Юшин Н.А. Контактная выносливость и износостойкость теплостойкой стали после разных видов цементации// Вестник научно-технического развития. –2016. -№ 9. -С. 19-28.

3. Помельникова А.С., Фетисов Г.П., Пахомова С.А. К вопросу упрочнения различно легированных сталей обработкой в коронном разряде// Технология металлов. - 2017. - № 2. -С. 20-24.

4. FedorovaL.V., FedorovS.K., Bokhonov G.Yu. Reinforcing electromechanical restoring output shaft gear box change the family car "Gazelle"// Repair, restoration, modernization. -2015. -№ 9. -P. 14-16.

5. Глазов, В. М. Микротвердость металлов / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – М.: Металлургия, 1969. – 247 с.

ПРИМЕНЕНИЕ СПЕКТРОСКОПИЧЕСКИХ МЕТОДОВ АНАЛИЗА ДЛЯ КОНТРОЛЯ СОДЕРЖАНИЯ КОМПОНЕНТОВ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Волченкова В.А., Казенас Е.К., Андреева Н. А., Пенкина Т.Н., Родионова С.К., Смирнова В.Б., Фомина А.А.

Россия, Москва,Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова Российской академии наук,

volch.v.a@mail.ru

С использованием методов: атомно-эмиссионной (АЭС), атомно-абсорбционной (ААС) и атомно-эмиссионной спектрометрией с индуктивно-связанной плазмой (АЭС-ИСП) разработаны экспрессные методики количественного определения содержаний примесных элементов (Co, Cr, Ti, V), в широком диапазоне концентраций от 10^{-3} до n·10% в материалах на основе карбида вольфрама. Исследования проводились на последовательном атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой фирмы «HORIBA JOBIN YVON» – модель «ULTIMA 2» (Франция-Япония) и на атомно-абсорбционном спектрометре фирмы Thermo Fisher Scientific (США), модель iCE 3000. Найдены аналитические параметры определения элементов, оптимизированы операционные условия спектрометров. Подобраны аналитические линии определяемых элементов, свободные от спектральных помех, выбраны методы градуировки и способ пробоподготовки с использованием ступенчатого микроволнового нагрева в

автоклавной микроволновой системе MARS 5– растворение в смеси HNO_3 и HF с добавлением H_3PO_4. Оптимизированы условия микроволнового воздействия и температурно-временные режимы разложения проб. Время пробоподготовки для полного растворения проб, обеспечивающее переведение в раствор всех определяемых элементов с использованием предложенного состава реакционной смеси составляет – 25 мин. Подобран состав кислот (2М HCl+0,005М H_3PO_4) для получения устойчивых во времени растворов легко гидролизующихся матричного и примесных элементов. С использованием модельных растворов выявлены потенциальные спектральные влияния, а так же учтены влияния неспектрального характера. Для устранения влияния матричного элемента вольфрама использовали метод интерактивного согласования матрицы.

Проведено сравнение возможностей применения указанных методов. Показано, что метод АЭС с ИСП является доминирующим при определении содержаний указанных элементов от 10^{-3} до n•10%. Метод АЭС предпочтительнее при определении концентраций от10^{-2} до n% и не требует предварительного растворения образцов. Метод ААС подвержен матричным влияниям. Определение Co можно выполнять от 10^{-3} до n% (в пламени воздух-ацетилен), но имеются ограничения в чувствительности определения Ti, V (от 10^{-2} до n%) даже при использовании высокотемпературного пламени закись азота-ацетилен. После изготовления и аттестации стандартных образцов состава с набором указанных элементов в соответствии с диапазоном исследуемых концентраций метод АЭС будет самым конкурентноспособным, так как не требует проведения длительной процедуры предварительного растворения образцов.

Правильность результатов определения Co, Cr, Ti, V контролировали методом добавок, варьированием навески, а так же сопоставлением с данными, полученными разными методами анализа.

Использование указанных методов анализа с взаимодополняющими аналитическими возможностями и математическими моделями учета матричного влияния в сочетании с оптимизированными способами пробоподготовки как в открытых системах, так и в автоклавах с микроволновым воздействием, обеспечило проведение контроля содержания Co, Cr, Ti, V в материалах на основе карбида вольфрама без использования сертифицированных твердых стандартных образцов с улучшенными метрологическими характеристиками. Относительное стандартное отклонение составляет 0,05-0,005 при содержании элементов от 1 до 20% и не превышает 0,10 при содержании элементов от 0,005 до 0,1%.

Новые методики аналитического контроля позволили обеспечить исследования по созданию наноструктурных материалов, что открывает перспективы для значительного повышения механических свойств твердых сплавов на основе карбида вольфрама.

"Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00746-20-00".

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ АБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО СПЛАВА 120Х14Н6Г6М3Т2Б2

Лойко П.В., Прияткин Д.В., Артемьев А.А., Соколов Г.Н.
Россия, Волгоградский государственный технический университет
artspace5@yandex.ru

Актуальность данного исследования обусловлена необходимостью повышения долговечности деталей машин и оборудования, достичь которую возможно их наплавкой новыми типами износостойких сплавов с повышенным уровнем эксплуатационных свойств.

Целью работы было выполнить диагностику износостойкости экпериментального типа наплавленного металла 120Х14Н6Г6М3Т2Б2 методом склерометрии, исследовать характер микропластического деформирования изношенных поверхностных слоев сплава, а также провести испытание металла на стойкость к газоабразивному изнашиванию при температуре 600 °С.

В результате склерометрических испытаний, которые моделируют влияние одиночных абразивных частиц на поверхность, можно получить ценную информацию о свойствах материалов. В частности оценить влияние дисперсных упрочняющих фаз на износостойкость наплавленного металла при скрайбировании его поверхности алмазным индентором.

Испытания скрайбированием поверхности наплавленного металла производили при нормальной температуре алмазным индентором Виккерса при его движении ребром вперед. Величина нагрузки составляла 0,5 Н, скорость перемещения 2…3 мм/с. При помощи сканирующего зондового микроскопа Solver Pro в режиме полуконтактной атомно-силовой микроскопии удалось получить топографию треков на поверхности образцов для изучения процессов пластической деформации на микроуровне. Анализ объемов материала, выдавленного со дна трека и смещенного в бугры, показал, что эти объемы практически равны. Исходя из этого можно сделать вывод, что энергия, передаваемая индентором

поверхности, накапливается в пластически деформированных объемах бугров и в подповерхностном слое трека. Вместе с тем, в реальных условиях изнашивания при многократном воздействии абразивных частиц после исчерпания запаса пластичности эти объемы могут подвергаться интенсивному разрушению. Данный метод диагностики, хотя и максимально моделирует воздействие одиночных частиц на истираемую поверхность, но не обеспечивает получение достоверных количественных данных, характеризующих износостойкость материалов.

Испытания на газообразивное изнашивание обеспечивают процесс разрушения слоев материала за счет многократного пластического деформирования поверхностных микрообъемов. Испытания проводили в потоке разогретого газа с абразивными частицами кварцевого песка размером 40…250 мкм. Давление подачи потока 3 атм, угол атаки образца 30°, температура испытаний 600°. Температура поверхности измерялась термопарой, подключенной к аналого-цифровому преобразователю, который обеспечивал вывод показаний на персональный компьютер.

Была сконструирована лабораторная установка, принцип действия которой заключается в ускорении абразивных частиц потоком горячего сжатого воздуха и их соударении с поверхностью образца, нагреваемого проходящим через него током. Нагрев газообразивного потока производился аргоно-азотной плазмой, выходящей из сопла плазмотрона.

Установка и методика, основанные на применении раздельной схемы нагрева образца и газоабразивного потока с частицами различного компонентного и гранулометрического состава и широкого диапазона варьирования его скорости, позволяют максимально приблизить условия испытаний к реальным условиям работы различных деталей машин и оборудования.

Выполненные испытания образцов наплавленного металла в условиях воздействия газоабразивного потока при температуре 600 °С показали, что на изношенной поверхности формируются многочисленные лунки от ударов абразивных частиц, размеры которых существенно меньше размеров использованного абразива. Выявлено, что интенсивная пластическая деформация наплавленного металла в процессе изнашивания локализуется в очень тонких (2,5...5 мкм) поверхностных слоях материала. Установлено, что для повышения стойкости сплава к газообразивному изнашиванию необходимо совершенствовать его химический состав с целью увеличения содержания карбидообразующих элементов и углерода, которые обеспечат формирование карбидов с наиболее высокими механическими характеристиками.

Исследования выполнены в рамках государственного задания №0637-2020-0006.

ПОВЕДЕНИЕ ДИЭЛЕКТРИКА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Опарина И.Б.
Россия, Институт металлургии и материаловедения РАН
ibo@imet.ac.ru

Исследование поведения диэлектрических материалов под действием высоких давлений и больших сдвиговых напряжений проведены на стотонном гидравлическом прессе не наковальнях Бриджмена (Рис. 1). Объект исследований - $CaCO_3$, соли борной кислоты и т. п. Наиболее удобным испытательным материалом оказался мел.

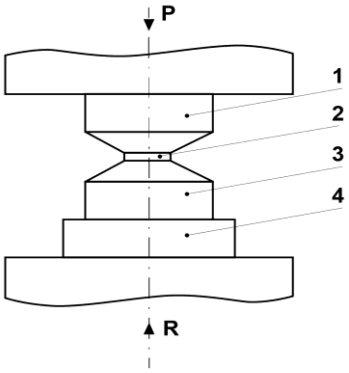


Рисунок 1. Схема установки, 1 – верхняя наковальня, 2 – образец, 3 – нижняя наковальня 4 – вал редуктора

Было установлено, что взрыв происходит только при давлении выше определенного значения. Взрыв никогда не происходил ниже этого уровня независимо от деформации. Определена зависимость: чем выше давление, тем больше сила взрыва. Величина деформации, необходимая для взрыва, связана с величиной давления нелинейной зависимостью.

Таблетка из материала формировалась между наковальнями только выше 10 кБар. При более низких давлениях таблетки не формировались - материал только растрескивался. После взрыва остаток таблетки оставался между наковальнями. Таблетки теряли от нескольких процентов до 50 % массы. Плотность таблеток после взрыва отличалась в большую сторону на несколько процентов.

Структура таблеток после взрыва резко отличалась. Образовывалось много слоев, лежащих под углом ± 45 градусов к оси симметрии. Слои похожи на поверхности разрушения. Если материал был легирован металлическим порошком, то в остаточных таблетках образовались металлические хлопья. Ориентация этих хлопьев была такой же, как и ориентация указанных слоев. Часть материала вылетала при взрыве в виде пыли. Большинство частиц пыли (около 90%) были размером 1-2 микрона.

Было обнаружено, что рабочая поверхность наковален получила множественные существенные повреждения после взрыва. Было два вида повреждений: волны и царапины. Эти повреждения наблюдались как на стальных, так и на твердосплавных наковальнях. Волновые повреждения имели длину около нескольких миллиметров и ширину около десятых долей миллиметра. Длина волны не зависела от материала наковален, но ширина стальных по сравнению с твердосплавными была больше.

Царапины имели длину до 2-3 миллиметров, глубину и ширину до нескольких десятых миллиметра. Формы царапин была разнообразной, ширина и глубина менялись вдоль одной царапины. Направления царапин в центральной части рабочей поверхности наковален были хаотичными и становились радиальными в периферийной части. При этом следует отметить, что твердость всех взорвавшихся материалов и твердость включений была заметно меньше, чем у материалов наковален.

Экспериментально установлено, что в процессе взрыва твердые сплавы испытывают необратимые изменения.

В процессе нагружения была обнаружена особенность поведения материала под давлением. При давлении около 32 кБар материал может находиться неопределенно долгое время, но взрывается при сбросе давления. Таким образом, наблюдалось метастабильное состояние твердого тела.

ОЦЕНКА КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ НАГРУЖЕНИИ МАТЕРИАЛА В УПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ

Ермишкин В.А., Палий Н.А., Кулагин С.П., Минина Н.А., Михайлов Д.Л.
Россия, Москва, ИМЕТ РАН
eva@imet.ac.ru; minina1951@rambler.ru

Проблема учета коэффициент концентрации напряжений (ККН) в оценках прочности элементов конструкций с неизбежностью возникает при их проектировании. Существующие методы расчетного определения ККН можно разделить на две группы: 1) опирающиеся только на геометрию концентратора напряжений; 2) опирающиеся на подходы механики разрушения. Последняя группа использует не только геометрические характеристики концентратора напряжений, но и характеристики вязкости разрушения материалов, определенные экспериментально. Недостатком I группы является то, что считается достоинством механики разрушения - учет вязких характеристик конкретных конструкционных материалов. Следует отметить, что эти характеристики определяются опосредовано по результатам анализа экспериментальных данных в рамках представлений о материалах, используемых в механике разрушения, т.е. как сплошной бесструктурной среде, наделенной механическими характеристиками, которые оцениваются экспериментально на специальных образцах, удовлетворяющих требованиям линейной механике разрушения. В инженерной практике ККН как на стадии упругого поведения материала, так и при его пластическом деформировании, определяются экспериментально по данным тензометрирования локальных областей материала, сопряженных с концентратором напряжений. Достоинства этого метода состоят в способности оценить изменения ККН в процессе нагружения на всех стадиях развития разрушения независимо от их геометрических характеристик как на образцах, так и на натурных изделиях, подвергнутых испытаниям как на стадии стендовых испытаний, так и в процессе эксплуатации. В случае использования проволочных датчиков метод тензометрирования ограничен механическими и геометрическими характеристиками материала датчика (их базой, диаметром и пределом упругости). Целью проведенных нами исследований явилось сопоставление распределений напряжений в направлении ориентации надреза заданного размера, оцененных по данным трех методик (I, II групп и ФАСИ) для оценки их результатов. Фотометрический анализ структурных изображений (ФАСИ), ранее разработанный в ГВЭМ ИМЕТ и примененный для оценки локальных напряжений и ККН, имеет преимущество даже в сравнении с методом тензометрирования, что является бесконтактным, так как датчиком для их оценки служат изменения отражающей способности монохроматического или полихроматического света от поверхности исследуемого образца. Для его применения необходимы данные видеозаписи локальной области, окружающей вершину концентратора, схему нагружения

исследуемого объекта и модуль упругости материала, из которого он изготовлен. Поскольку процесс отражения осуществляется на глубине, не превышающей 200А, поэтому наиболее представительные результаты методом ФАСИ можно получить для тонкостенных оболочек и мембран. Особую ценность метод ФАСИ имеет для оценки ККН из-за структурной неоднородности материалов, возникающей как результат химической ликвации или нестабильности режимов деформационных технологий при получении листового материала.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00-947-20-00 и при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 17-08-00098а).

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ И СВОЙСТВА ИНДИВИДУАЛЬНЫХ ФАЗ В СИСТЕМЕ Pr-Sr-Fe-O

Савельева О.А., Хвостова Л.В., Волкова Н.Е., Гаврилова Л.Я.

Россия, Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, olka_saveleva@mail.ru

Благодаря своим уникальным физико-химическим свойствам сложные оксиды, состав которых может быть описан формулами $ABO_{3-\delta}$, $A_2BO_{4-\delta}$, $A_3B_2O_{7-\delta}$ или $A_4B_3O_{10-\delta}$ (где А – ЩЗМ/РЗМ, В – 3d-металл) являются перспективными материалами для использования в промышленности. Высокая электропроводность, термическая стабильность, а также каталитические свойства позволяют использовать их в качестве электродных материалов, газовых датчиков, катализаторов. Имеющиеся в литературе данные о системе Pr-Sr-Fe-O разрозненны и мало систематизированы, поэтому изучение данной системы актуально в наше время.

Целью работы является изучение фазовых равновесий и физико-химических свойств твердых растворов, образующихся в системе Pr-Sr-Fe-O.

Синтез образцов проводили по глицерин-нитратной технологии, фазовый состав определяли с помощью рентгенофазового анализа, параметры элементарных ячеек были рассчитаны в программе «CelRef 4.0» и уточнены методом полнопрофильного анализа Ритвелда в программе «FullProf 2008».

Согласно данным РФА, твердые растворы с общей формулой $Sr_{1-x}Pr_xFeO_{3-\delta}$ существуют в двух интервалах составов при $0.05 \le x \le 0.40$ и $0.6 \le x \le 1.0$. Кристаллическая структура твердых растворов на основе феррита стронция ($0.05 \le x \le 0.40$) удовлетворительно описывается в кубической ячейке (пр. гр. *Pm3m*). Рентгенограммы образцов $Sr_{1-x}Pr_xFeO_{3-\delta}$, обогащенных празеодимом ($0.6 \le x \le 1.0$), подобно недопированному $PrFeO_{3-\delta}$, были обработаны в рамках орторомбической ячейки (пр. гр. *Pbnm*). По данным РФА образцы $Sr_{1-x}Pr_xFeO_{3-\delta}$ с $0.40 \le x \le 0.60$ являются многофазными и в равновесии содержат граничные твердые растворы составов $Sr_{0.6}Pr_{0.4}FeO_{3-\delta}$ и $Sr_{0.4}Pr_{0.6}FeO_{3-\delta}$. Из рентгенографических данных рассчитаны параметры элементарной ячейки всех однофазных оксидов.

Показано, что увеличение содержания празеодима в $Sr_{1-x}Pr_xFeO_{3-\delta}$ приводит к увеличению параметров и объема элементарной ячейки.

Установлено, что из всех образцов общего состава $Sr_{2-y}Pr_yFeO_{4-\delta}$ однофазным является единственный оксид при $y = 0.85$ (тетрагональная ячейка, пр. гр. *I4/mmm*)

Сложные оксиды $Sr_{3-z}Pr_zFe_2O_{7-\delta}$ были получены однофазными в интервале составов $0 \le z \le 0.3$ и при $z = 1.8$.

Измерения относительного увеличения размера образцов $Sr_{1-x}Pr_xFeO_{3-\delta}$ ($x = 0$, 0.6) с ростом температуры проводили на воздухе в температурном интервале 25 – 1100°C.

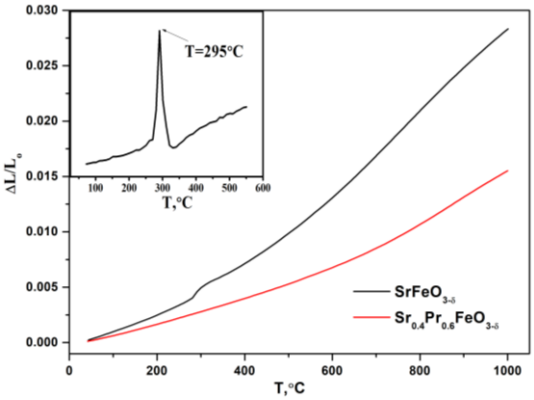


Рисунок 1 – Зависимость относительного линейного расширения $Sr_{1-x}Pr_xFeO_{3-\delta}$ ($x = 0$, 0.6) от температуры на воздухе. На вставке – зависимость первой производной $\Delta L/L_0$ от температуры для $SrFeO_{3-\delta}$

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ AL-MG УПРОЧНЕННЫХ ЧАСТИЦАМИ TiB_2

Кахидзе Н. И., Ахмадиева А. А., Платов В. В., Жуков И. А.
Россия, Томский государственный университет,
nick200069@yandex.ru

Тугоплавкие частицы в составе легких сплавов вносят значительный вклад в деформационное поведение в сторону повышения за счёт модифицирования и дисперсного упрочнения исходного сплава, что имеет существенное прикладное значения в областях транспортного строения.

Для исследования влияния частиц TiB_2 нано- и микроразмера на структуру и деформационное поведение в квазистатической области алюминиево-магниевого сплава АМг5 были получены 5 партий сплавов литьем в стальной кокиль при температуре расплава 720 °С. Частицы TiB_2 были получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из порошков алюминия, титана и бора, что позволяло получить единовременно частицы в составе композитной лигатуры с матрицей фаз Al-Ti. Полученные лигатуры вводились в расплав в зону воздействия ультразвукового поля для решения проблем агломерации и флотации частиц. Три партии сплавов отличались составом лигатур, зависящих от пропорций исходных порошков, четвертая партия подвергалась обработке ультразвуком (СО), но без введения лигатур; пятая партия – без лигатуры и без обработки (БО). Образцы из полученных сплавов для деформационного упрочнения подвергались продольному прокату при температуре 300 °С со скоростью вращения цилиндрических валков 24 об/мин.

Эксперименты по растяжению плоских образцов исследуемых сплавов проводились на испытательном разрывом стенде Instron 3369 при комнатной температуре со скоростью деформации 0.001 $с^{-1}$. Полученные диаграммы литых сплавов представлены на рисунке 1, интерпретация которых приведена в таблице 1. Ультразвуковая обработка расплава АМг5 незначительно повлияла на прочностные характеристики: наблюдается увеличение предела текучести ($\sigma_{0.2}$) с 52 до 57 МПа, сокращение максимальных деформаций с 12.8 до 11.5 % и сохранение предела прочности ($\sigma_в$) в 155 МПа. При модифицировании сплава лигатурой № 1 заметно увеличиваются предел текучести с 57 до 74 МПа, предел прочности со 155 до 192 МПа, максимальные деформации с 11.5 до 14.5 %. При введении лигатур № 2 и № 3 зафиксированы предел текучести 71 и 69 МПа, предел прочности 201 и 200 МПа, максимальные деформации 18.8 и 17.8 % соответственно.

Последующая деформационная обработка прокаткой сплава АМг5, позволяет повысить предел текучести исходного и обработанного ультразвуком сплава с 52 до 312 и с 57 до 332 МПа, предел прочности со 155 до 340 и 363 МПа и снизить максимальные деформации с 12.8 до 10.4 и с 11.5 до 8.7 % соответственно. Значения предела текучести модифицированных сплавов после проката составили 331, 304, 334 МПа, предела прочности 360, 349, 369 МПа и значения максимальных деформаций 7.8, 8.8, 9.4 % для лигатур № 1, № 2, № 3 соответственно. После отжига прокатанных сплавов при температуре 300 °С в течении 4 часов заметно снижение предела текучести исходного и обработанного ультразвуком сплава с 312 до 195 и с 332 до 217 МПа, предела прочности с 340 до 305 и с 363 до 311 МПа при кратном увеличении значений максимальных деформаций с 10.4 до 23.8 и с 8.7 до 22.5 % соответственно.

Таблица 1 – Сводные данные по исследуемым сплавам

Номенклатура сплавов	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %
АМг5 + №1	74 ± 7	192 ± 14	14.5 ± 0.4
АМг5 + №2	71 ± 6	201 ± 12	18.8 ± 0.6
АМг5 + №3	69 ± 8	200 ± 10	17.8 ± 0.5
АМг5 СО	57 ± 4	155 ± 11	11.5 ± 0.8
АМг5 БО	52 ± 4	155 ± 8	12.8 ± 0.3
АМг5 + №1 + пр-т	331 ± 16	360 ± 21	7.8 ± 1.4
АМг5 + №2 + пр-т	304 ± 20	349 ± 21	8.8 ± 1.4
АМг5 + №3 + пр-т	334 ± 17	369 ± 25	9.4 ± 1.7
АМг5 СО + пр-т	332 ± 14	363 ± 24	8.7 ± 1.6
АМг5 БО + пр-т	312 ± 15	340 ± 26	10.4 ± 0.9
АМг5 + №1 + пр-т + Т	189 ± 13	309 ± 18	21.8 ± 1.8
АМг5 + №2 + пр-т + Т	197 ± 14	286 ± 19	19.0 ± 1.5
АМг5 + №3 + пр-т + Т	226 ± 12	316 ± 22	22.3 ± 2.2
АМг5 СО + пр-т + Т	217 ± 11	311 ± 19	22.5 ± 2.4
АМг5 БО + пр-т + Т	195 ± 14	305 ± 17	23.8 ± 2.0

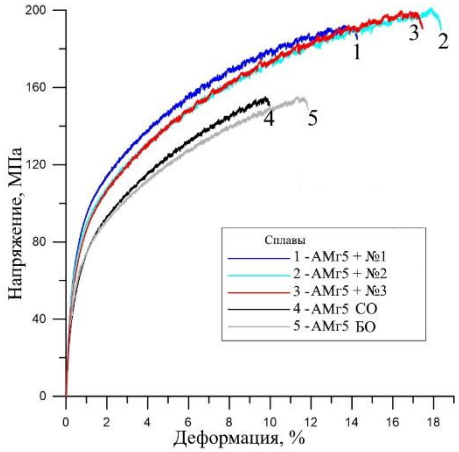


Рисунок 1 – диаграммы нагружения литых сплавов

Таким образом, частицы TiB_2 в сплаве АМг5 повышают механические характеристики по закону Холла-Петча и механизму Орована и теряют свои упрочняющие свойства при продольном прокате.

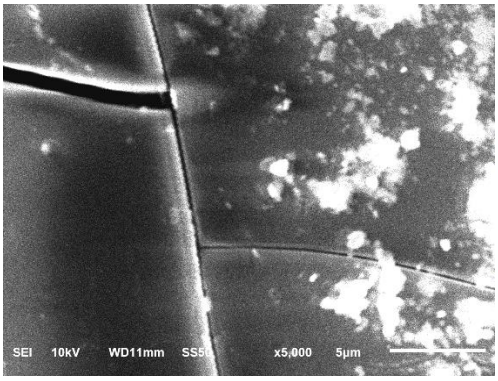
Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № 0721-2020-0028 и при поддержке гранта Президента РФ МК-506.2019.8.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ ГОРНЫХ ПОРОД В УСЛОВИЯХ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ДИНАМИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

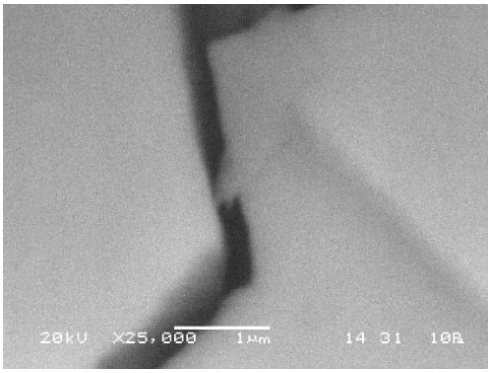
Кочанов А.Н., Бунин И.Ж., Долгова М.О.

Россия, Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, kochanov@mail.ru

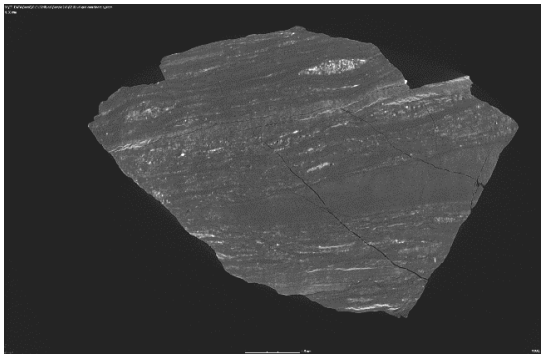
Целью работы является исследование механизма образования микротрещин в горных породах и сравнительный анализ структурных изменений в образцах угля, кварцита и гранита в результате нетеплового воздействия наносекундных импульсов высокого напряжения (МЭМИ [1, 2]) и взрывного воздействия [3-4]. Для анализа морфологии поверхности и объемных свойств образцов применяли методы неразрушающего контроля: растровую электронную микроскопию (РЭМ) и рентгеновскую компьютерную микротомографию (РКТ). В результате электромагнитной импульсной обработки угля на поверхности образцов образовывались микротрещины с раскрытием ~0,7 мкм и ~0,15 мкм (рис.1а), а максимальное значение достигало ~ 2,5 мкм. Следует отметить, что при взрывном воздействии на образцы различных горных пород минимальная величина раскрытия микротрещин не превышала 0,1-0,2 мкм (рис.1б), а наиболее характерное значение находилось в пределах 1,0-3,0 мкм. По данным рентгеновской компьютерной микротомографии углей, подвергнутых нетепловому воздействию МЭМИ, и гранита после динамического взрывного воздействия в отдельных сечениях объема образцов горных пород обнаружены протяженные микротрещины с раскрытием ~10 мкм (рис.1в, г). В результате микроструктурных исследований (РЭМ, РКТ) получены экспериментальные данные о морфологических особенностях микротрещин, образующихся в образцах горных пород после обработки МЭМИ и взрывного воздействия. Важной характеристикой микротрещин является величина их раскрытия; минимальная величина раскрытия не зависит от вида динамического воздействия и составляет ~ 0,1 мкм.



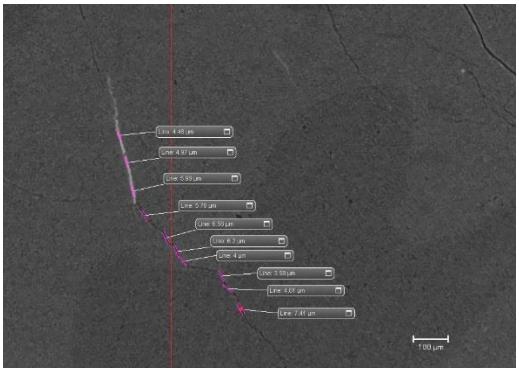
а



б



в



г

Рисунок 1 Вид микротрещин в угле (а), (в), кварците (б) и граните (г) после обработки МЭМИ (а) и взрывного воздействия (б)–(г). РЭМ (а), (б), РКТ (в), (г)

Список литературы:

1.Чантурия В.А., Гуляев Ю.В. и др. *Док. АН.1999. т. 366. № 5.С. 680-683.*

2.Бунин И.Ж., Бунина Н.С., Вдовин В.А. и др, *Изв. РАН. Сер. физич.2001. т. 65. №12. С. 1788-1792.*

3.Викторов С.Д., Кочанов А.Н. *Изв. РАН. Сер. физич.2015. т. 79. №6. С. 829-831.*

4. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Пачежерцев А.А. *Изв. РАН. Сер. физич.2018. т. 82. №7. С. 878-880.*

FAST-СПЕКАНИЕ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ КОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Орлов Н.К.[1,3], Киселева А.К.[1], Милькин П.А.[1], Евдокимов П.В.[1,2,4], Путляев В.И.[1,2]

[1]*Факультет наук о материалах МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия*

[2]*Химический факультет МГУ имени* М.В.Ломоносова*, Москва, Россия*

[3]*Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM), Berlin, Germany*

[4]*Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН, Москва, Россия*

nicolasorlov174@gmail.com

Накопление представлений о функционировании имплантатов после вживления их в организм, привело к тому, что на данный момент оптимальной формой имплантата считается высокопористый каркас (от 70 до 90% пор от всего объема). Тем не менее, сам керамический каркас, выполненный непосредственно из фосфата кальция, должен быть максимально прочным, а значит и максимально плотным.

Увеличение плотности замещенных фосфатов кальция является достаточно нетривиальной задачей, что связано с тем, что в фосфатах кальция, где часть кальция частично замещена ионами других металлов (в частности, калием и/или натрием), сильно ускорена диффузия катионов, но значительно замедлена диффузия фосфатных анионов. Первый фактор, который на первый взгляд должен способствовать лучшему спеканию материалов, в реальности приводит к эффекту обратному – в результате интенсивной диффузии катионов процессы рекристаллизации происходят слишком быстро, что приводит к большим зернам (быстрому движению границ зерен) и мешает удалению пор из объема зерен.

Решением проблемы может быть использование альтернативных методов спекания, таких как электроискровое спекание (SPS) и быстрое спекание (flash-спекание), где спекание происходит при помощи проходящего через образец электрического тока. Их принципиальное отличие между собой состоит в том, что в случае электроискрового спекания ток проходит преимущественно через графитовую пресс-форму, в то время как образец в большей степени испытывает резкий нагрев, а также воздействие электромагнитного поля. Кроме того, к образцу прикладывается значительное давление. В случае же быстрого спекания ток проходит непосредственно через образец в отсутствии какого-либо давления.

В данной работе были впервые были проведены эксперименты по получению керамических материалов на основе замещенных фосфатов кальция методами SPS и flash-спекания. Были исследованы микроструктура полученных образцов, кривые усадки, проведен анализ зерен получившихся керамик, а также определены параметры спекания замещенных фосфатов при прохождении электрического тока. Кроме того, было исследована возможность получения методами FAST-спекания керамик на основе кремнийсодержащих соединений.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 19-38-90199, №19-03-00940 и №19-38-60063.

ВЛИЯНИЕ КАРБИДОВ НА СВОЙСТВА ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВА HASTELLOY C-276, ПРИМЕНЯЕМОГО В ТЕХНОЛОГИИ ДЛИННОМЕРНЫХ ВТСП МАТЕРИАЛОВ

Маркелова М.Н.[1], Сабынина А.С.[1], Филиппов Я.Ю.[2], Кауль А.Р.[1]
[1]Химический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова
[2]НИИ Механики МГУ имени М.В. Ломоносова

Суперсплавы на основе никеля нашли широкое применение в различных областях промышленности благодаря своей превосходной прочности, высокой термической и коррозионной устойчивости, что позволяет использовать их при повышенных температурах и в агрессивных средах. Состав таких сплавов зачастую является очень сложным, что вызвано конкретными областями применения. Одним из примеров таких тугоплавких суперсплавов является Hastelloy C-276, в состав которого в качестве добавок входят хром, молибден, железо, вольфрам, а также другие элементы, включая углерод.

Прокатанные ленты сплава Hastelloy C-276 являются механической основой-подложкой для получения длинномерных высокотемпературных сверхпроводящих (ВТСП) материалов второго поколения. Важным требованием к подложке является низкая степень шероховатости поверхности (не более 2 нм), которая достигается соблюдением строгих условий технологии выплавки (температура, длительность отжига и закалка). Отклонение от данных норм приводит к образованию побочных фаз, в частности, карбидной природы. Роль карбидов в никелевых суперсплавах достаточно сложна. С одной стороны улучшаются прочностные характеристики сплава за счет выделения дисперсных частиц (дисперсионное упрочнение), а с другой стороны ухудшается качество поверхности, необходимое для ВТСП-технологий. Знание процессов превращения карбидных фаз для сплава Hastelloy C-276 необходимо при работе с лентами этого сплава, в частности в технологии ВТСП второго поколения.

В работе проведены исследования карбидных фаз в лентах сплава Hastelloy C-276 посредством высокотемпературных отжигов лент при различных температурах (900-1200□С), длительности (0.5-8 часов) и парциальном давлении кислорода ($1\cdot10^{-18}$ - $1\cdot10^{-13}$ атм). Все эксперименты проводились в кварцевых реакторах в инертной атмосфере с последующей закалкой. Полученные образцы были охарактеризованы различными методами: сканирующая электронная микроскопия, рентгеноспектральный микроанализ, атомно-силовая микроскопия, рентгеновская дифракция, исследование прочностных характеристик.

Анализ поверхности лент после отжигов показал, что размеры поверхностных включений варьируются приблизительно от 10 нм до 1 мкм, также довольная разнообразна их форма, а размер зерна матрицы закономерно увеличивается с ростом температуры и длительности отжига. Методами РСМА и рентгеновской дифракции под скользящим углом доказана карбидная природа включений с преимущественным содержанием легирующих элементов, таких как хром, молибден и вольфрам. Для всех полученных образцов были получены диаграммы растяжения, определены пределы прочности, текучести, модуль Юнга и твердость по Виккерсу. Подтверждено, что с увеличением температуры отжига увеличивается размер зерна и понижается прочность сплава в соответствии с законом Холла-Петча.

Показано, что отжиг металлических лент суперсплава Hastelloy C-276 при 1150□С в течение 30 минут приводит к полному растворению карбидов, тем самым улучшая шероховатость лент, однако при этом происходит значительное ухудшение механических характеристик, что является недопустимым для применения металлических лент Hastelloy C-276 в качестве подложек для нанесения на них буферных и сверхпроводящих слоев. Решением возникшей проблемы является повторная холодная прокатка лент сплава, позволяющая добиться значительного упрочнения материала.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В СИСТЕМЕ КОРУНД-МОЛИБДЕН-ДВУХФАЗНЫЙ АЛЮМИНИД НИКЕЛЯ

Евдокимов В.Ю., Тютькова Ю.Б., Баринов С.М., Пруцков М.Е., Овсянников Н.А., Аладьев Н.А., Смирнов С.В., Лысенков А.С., Коновалов А.А., Гольдберг М.А.
Российская Федерация, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, yutyutkova@imet.ac.ru

Высокотемпературные композиционные конструкционные материалы (КМ) с высокими механическими свойствами, в частности, материалы на основе корундовой керамики, используются в различных областях техники [1]. В работе рассмотрен способ повышения механических свойств КМ на основе корундовой матрицы введением дисперсных фаз Mo, NiAl, Ni3Al.

Исходные порошковые материалы – алюмоаммиачными квасцами (NH4)2 x Al2(SO4)4 x 24 H2O и парамолибдат аммония (8 – 10 мкм) смешивались из расчета содержания 3,16; 10,4 ; 19,13; 24 ; 28 % Mo в соединении Al2O3 – Mo; прокаливались на воздухе при 1200 С в муфельной печи (4 -6 часов) до

получения Al2O3 – MoO2; далее проводился отжиг в среде водорода при 600 - 900°С до восстановления Mo. Получены матричные порошки составов [Al2O3 – 3,16; 10,48; 19,13; 24; 28 % Mo] – [(5 – 40 об. %) [NiAl (2,15 % Mo) – (5 – 40 об. % Ni3Al)]. Исследования проведены по методикам: рентгенофазового анализа (Shimadzu XRD – 6000); сканирующей электронной микроскопии (LEO 1420); петрографического анализа (Биолам М). В полученные матричные порошки вводили порошки NiAl – Ni3Al, измельченные в планетарной мельнице (1 – 2,5 мкм). Составы порошковых смесей для Al2O3 - 3,16% Mo соответствовали содержанию фазы NiAl – 20 об.% Ni3Al: 7,6 – 51 (масс.%), что соответствует объемному содержанию интерметаллидной фазы от 5 до 40 об.%. Для смесей Al2O3 – 10,48 % Mo: 7 – 48,3 масс.%. Для смесей Al2O3 – 19,13 % Mo : 6,2 – 45,4 масс.%. Для смесей Al2O3 – 24 % Mo: 5,9 – 43,9 масс.%. Для смесей Al2O3 – 28 % Mo: 5,6 – 42,7 масс.%. Образцы прессовали при давлении 100 МПа (балочки 5 х 5 х 40 мм). Проведено спекание в вакууме (1300 – 1500°С, 2 ч.). Также было проведено горячее прессование (ГП) образцов в графитовых прессформах при 1500, 1550, 1570°С (вакуум, 30 МПа). Получены КМ составов: [NiAl (2,15 % Mo) – 5 об. % Ni3Al], [NiAl (2,15 % Mo) – 10 об. % Ni3Al], [NiAl (2,15 % Mo) – 15 об. % Ni3Al], [NiAl (2,15 % Mo) – 20 об. % Ni3Al], [NiAl (2,15 % Mo) – 25 об. % – Ni3Al], [NiAl (2,15 % Mo) – 30 об. % Ni3Al], [NiAl (2,15 % Mo) – 35 об. % Ni3Al], [NiAl (2,15 % Mo) – 40 об. % Ni3Al). Образцы испытывались трехточечным изгибом на разрывной машине Instron 5009. Рентгенофазовый анализ образцов показал наличие оксида алюминия и алюминида никеля. С увеличением содержания фазы NiAl – 20 об.% Ni3Al от 10 до 40 об.% прочность образцов, спеченных в вакууме, повышалась от 200 до 250 МПа при содержании фазы Mo 3,16 % и от 400 до 430 МПа при содержании фазы Mo 28 %. В процессе увеличения прочности образцов с увеличением содержания фазы NiAl – 20 об.% Ni3Al наблюдалось уменьшение пористости образцов с 15 до 10 %. Для образцов КМ, полученных горячим прессованием, получены более высокие значения прочности и плотности. Максимальная прочность получена на образцах КМ, содержащих 28 % Mo и 20 об. % [NiAl – 20 об. % Ni3Al]. Для температуры горячего прессования 1500°С она составила 300 МПа, для 1550 С – 350 МПа и для 1570 °С – 430 МПа. Повышение прочности сопровождается снижением пористости: для образцов КМ, полученных при температурах ГП 1500, 1550 и 1570°С она составляла, соответственно, 11; 7 и 0,7 %. Содержание Mo в КМ, полученных ГП, также оказывает влияние на прочность образцов – при содержании Mo - 19,13 % при температуре ГП 1570°С– прочность варьировалась от 230 МПа до 300 МПа с увеличением содержания фазы с 10 об. % [NiAl – 20 об. % Ni3Al] до 20 об. % [NiAl – 20 об. % Ni3Al], а при содержании Mo 28 % от 300 до 430 МПа при увеличении содержания интерметаллидной фазы от 5 до 40 об. %.

Список литературы:

1. Евдокимов В.Ю., Гнидаш С.В., Овсянников Н.А., Чернявский А.С., Тютькова Ю.Б., Фомин А.С., Смирнов В.В., Шворнева Л.И., Аладьев Н.А., Баринов С.М., Композиционные корундовые материалы, упрочненные частицами Ni и NiAl // Перспект. матер. 2010. № 1. С. 1-5.

2. Евдокимов В.Ю., Тютькова Ю.Б., Пруцков М.Е и др. Композиционные материалы двухфазной системы алюминидов никеля NiAl-20 об.% Ni3Al, упрочненных дисперсными частицами корунда и молибдена // Сборник материалов VI Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» М.: ИМЕТ РАН. 2015. С. 572-574.

УПРОЧНЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА КОРУНД-МОЛИБДЕН ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ

Евдокимов В.Ю., Тютькова Ю.Б., Баринов С.М., Пруцков М.Е., Овсянников Н.А., Аладьев Н.А., Смирнов С.В., Лысенков А.С., Коновалов А.А., Гольдберг М.А.

Российская Федерация, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,

yutyutkova@imet.ac.ru

В данной работе целью исследований являлось изучение влияния содержания фаз NiAl – Ni3Al на прочность композиционных материалов на основе Al2O3 - Mo (КМ) в зависимости от особенностей технологии и способов получения: прессование – спекание и горячее прессование в диапазоне температур до 800°С.

Исследовали КМ составов Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 5 об. % Ni3Al], Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 10 об. % Ni3Al], Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 15 об. % Ni3Al], Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 20 об. % Ni3Al], Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 25 об. % – Ni3Al], Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 30 об. % Ni3Al], Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 35 об. % Ni3Al], Al2O3-Mo- (5-40 об.%) [NiAl (2,15 % Mo) – 40 об. % Ni3Al). Содержание Mo в соединении Al2O3 – Mo составляло 3,16; 10,48; 19,13; 24; 28 %. Образцы прессовали

при давлении 100 МПа (балочки 5 х 5 х 40 мм), спекание в вакууме проводилось при температурах1300 – 1500°С, 2 ч. Горячее прессование образцов проводилось при 1500, 1550, 1570°С (вакуум, 30 МПа) в графитовых прессформах. Образцы испытывались трехточечным изгибом на разрывной машине Instron 5009.

Результаты механических испытаний образцов КМ соответствуют зависимости величины прочности от содержания интерметаллидных фаз вследствие аддитивности свойств. Повышение прочности обусловлено полями напряжений в оксидных матрицах и зернах интерметаллидных фаз.

Для образцов КМ с большим содержанием интерметаллидных фаз [NiAl – 20 об. % Ni3Al] (20 – 25 об. %) и Mo (до 28 %) повышение значений механической прочности и трещиностойкости определяется пластичностью частиц фазы Ni3Al, что способствует повышению величины критического коэффициента интенсивности напряжений при разрушении [1,2]. Эффект повышения величин механической прочности и трещиностойкости ярко выражен при высокотемпературных испытаниях от 20 до 800°С, когда прочность и трещиностойкость КМ, содержащего 20 об. % [NiAl – 20 об. % Ni3Al] и 28 об. % Mo, возрастали при режиме испытаний 500 – 600°С до величин 650 МПа и 7,8 МПа×м$^{1/2}$, что почти в 1,8 раза превышает показатели прочности и трещиностойкости данной керамической матрицы при комнатной температуре.

Значительный рост значений величин механических свойств (прочности и трещиностойкости) обусловлен изменением характера разрушения образцов КМ, поскольку частицы фаз алюминидов никеля отличает высокий уровень пластичности свойств с ростом температуры испытаний (температурный уровень 300 – 500°С соответствует хрупко – вязкому переходу для фазы КМ NiAl – Ni3Al в зависимости от процентного соотношения между фазами алюминидов никеля). Механизм разрушения данных КМ позволяет достигать величины значений прочности равной 650 МПа для КМ - Al2O3 (28 % Mo) – 20 об. % [NiAl (2,15 % Mo) – 20 об. % Ni3Al] при 500 – 600°С. Величина трещиностойкости данных КМ растет от 4 МПа ×м$^{1/2}$ при 20°С до 7,4 МПа×м$^{1/2}$ при 500°С.

Список литературы:

1. Красулин Ю. Л., Баринов С. М., Иванов В. С. Структура и разрушение материалов из порошков тугоплавких соединений. М. : Наука, 1984, 147 с.

2. Евдокимов В. Ю. , Тютькова Ю.Б., Гнидаш С.В. , Овсянников Н.А., Смирнов В. В., Аладьев Н. А., Баринов С.М. и др. Композиционные корундовые материалы, упрочненные частицами Ni и NiAl // Перспективные материалы; 2010; №1; с. 1-5.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ ПРОПУСКАНИЯ ЭНЕРГИИ КОЛЕБАНИЙ МИКРОСЛОЙНЫХ СПЛАВОВ Ti-Al

Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., Зорин В.А., Минаков Н.В., Спиридонов С.А.,
Украина, Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАНУ,
lugovskoi_u@ukr.net

Образцы материала для исследования получали прокаткой пакета состоящего из чередующихся слоев титановой и алюминиевой фольги толщиной 100 и 10 мкм, соответственно, при температуре прокатки 700 ^{0}С, а также толщиной 220 и 50 мкм при температуре прокатки 770 ^{0}С [1]. Далее заготовки прокатывали при комнатной температуре и испытывали образцы при возрастающих температурах и нагрузках. Целью работы было изучение механических свойств при циклическом нагружении **сплавов Ti-Al** в условиях комнатной и высоких температур. Степень пропускания энергии колебаний через материал определяли по методике, описанной в [2] в виде зависимости максимальных изгибных напряжений σ_a резонансно колеблющегося образца от относительной мощности W/W_{max} установки. Очевидно, что чем больше амплитуда колебаний и, соответственно, максимальные напряжения в образце, тем больше коэффициент пропускания и тем меньше рассеяние энергии в образце при одинаковых уровнях W/W_{max} различных материалов. Результаты исследования для низкого уровня W/W_{max} представлены на рис.1 *а*, а при более высоких уровнях W/W_{max} (W_{max}=280 вт) – на рис.1 *б*. При этом сопоставляли зависимости σ_a от W/W_{max} сплавов Ti-Al и сплава ВТ25У

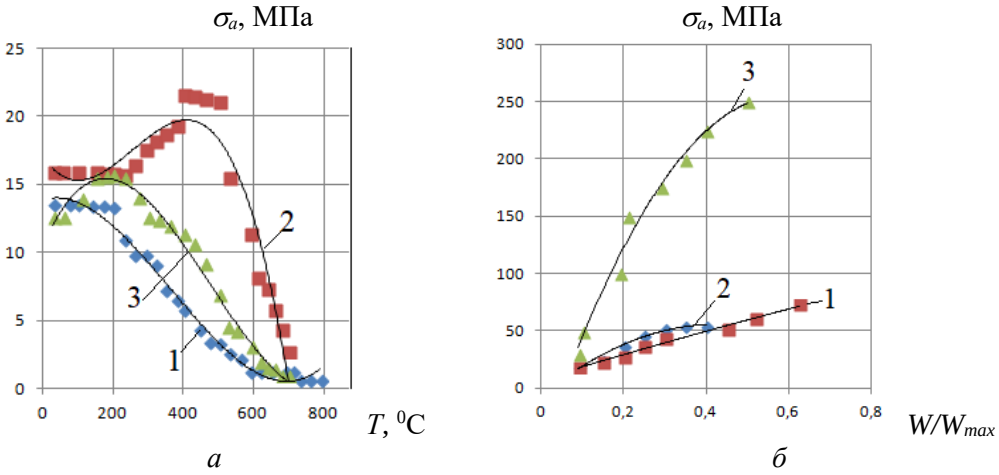


Рисунок 1. Температурные зависимости напряжений пропускания микрослойных Ti-Al: *а* - при постоянной величине *W/Wm* = 0,09; 1 – Ti - 9Al, $T_{пр}$=700 ^{0}C, 2 – повтор Ti - 9Al, $T_{пр}$=700 ^{0}C, после 30 мин выдержки при 700 ^{0}C , 3 – Ti – 18,5Al, $T_{пр}$=770 ^{0}C. *б* – при возрастающей величине *W/Wm* и постоянной $T_{исп}$=700 ^{0}C;1 – повтор Ti - 9Al, $T_{пр}$=700 ^{0}C, после 30 мин выдержки при 700 ^{0}C, 2 – Ti – 18,5Al, $T_{пр}$=770 ^{0}C, 3 - ВТ25У.

Кривые 2 и 3 на рис.1*а* имеют максимумы в области 200 ^{0}C (3) и 400 ^{0}C (2). что может быть связано с возникновением остаточных напряжений на границах слоев при остывании и их релаксации при нагреве. На рис.1 *б* низкие значения σ_a микрослойных материалов – Ti - 9Al и Ti – 18,5Al по сравнению с σ_a ВТ25У при одинаковых значениях относительной подведенной мощности установки W/W_{max} указывает на то, что в слоистых материалах рассеивается большое количество механической энергии колебаний.

Список литературы:

1. Гогаєв К.А. Спосіб виготовлення заготовок металевих ламінатів / К.А. Гогаєв, В.А. Назаренко, Ю.Ф. Луговський// Патент України на корисну модель №107192, зареєстр. 25.05.2016 р., Бюл.№10.

2. Луговской Ю.Ф.Определение эффективности снижения циклических напряжений в образцах с покрытиями / Ю.Ф.Луговской , К.Ю. Яковчук, А.В. Микитчик // Порошковая металлургия. -2020, N1/2. - С.95-105.

ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ $AlMgB_{14}$-TIB_2, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

Никитин П.Ю., Жуков И.А., Матвеев А.Е.

Россия, Томск, Томский государственный университет,

upavelru@yandex.ru

Поликристаллический материал $AlMgB_{14}$ представляет большой интерес в промышленности благодаря уникальному сочетанию высокой твердости (32 ГПа) и низкого коэффициента трения (0.08-0.02) и может быть использован в качестве дополнительного износостойкого покрытия на различные детали машин. Для получения $AlMgB_{14}$ порошки алюминия, магния и бора различной дисперсности смешиваются в соотношении 1:1:14, механически измельчаются и спекаются различными методами (высокотемпературное вакуумное спекание, горячее прессование, искровое плазменное спекание). Добавление 30 масс. % TiB_2 приводит к значительному повышению твердости композиционной системы $AlMgB_{14}$-TiB_2 вплоть до 42 ГПа. Известно, что одним из методов получения диборида титана является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). В этой работе были исследованы фазовый состав и свойства композиционных материалов системы $AlMgB_{14}$-TiB_2, полученных методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и последующим искровым плазменным спеканием полученного СВС-продукта.

Для получения порошковой смеси Al-Mg-B в качестве исходных материалов использовались порошок интерметаллического сплава $Al_{12}Mg_{17}$ (средний размер частиц ~ 20 мкм) и порошок аморфного черного бора (средний размер частиц ~ 2 мкм). Для получения экзотермической порошковой смеси (Ti+2B) использовались порошок титана (средний размер частиц ~ 140 мкм) и порошок аморфного черного бора (средний размер частиц ~ 2 мкм). Затем полученные порошковые смеси (Ti + 2B) и $Al_{12}Mg_{17}$: B смешивали в массовом соотношении 70 масс. % ($Al_{12}Mg_{17}$: B) + 30 масс. % (Ti + 2B). Из полученной порошковой смеси прессовались образцы диаметром 23 мм. Синтез полученной композиции осуществлялся в СВС-реакторе в атмосфере аргона. На следующем этапе полученный СВС-продукт

измельчали вручную в ступке. Затем измельченный порошок засыпался в графитовую матрицу и спекался методом искрового плазменного спекания при температурах 1450 °C и 1470 °C и давлении 70 МПа.

Во время самораспространяющегося высокотемпературного синтеза было обнаружено 3 зоны горения. Сначала происходило резкое повышение температуры до 1580 °C, характеризующее экзотермическую реакцию (Ti+2B). Тепло, выделяемое во время реакции (Ti+2B), использовалось для нагревания компонентов системы $Al_{12}Mg_{17}$-B. В зоне 2 происходила эндотермическая реакция образования $AlMgB_{14}$. Эта зона характеризовалась снижением температуры горения до 1400 °C. Наконец, из-за большого количества тепла, выделяемого при реакции (Ti+2B), происходило повышение температуры до 1550 °C (зона 3).

Результаты рентгенофазового анализа показали, что основной фазой в материале является фаза TiB_2. При этом были обнаружены характерные пики $AlMgB_{14}$. Однако стоит заметить, что содержание $AlMgB_{14}$ в полученном материале значительно ниже 70 масс. %. Таким образом, можно предположить, что в процессе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из-за высоких температур горения происходило разложение $AlMgB_{14}$. Об этом косвенно свидетельствует наличие фазы AlB_{12} в СВС-продукте. В свою очередь, наличие шпинели $MgAl_2O_4$ обусловлено загрязненностью исходных порошков.

Согласно результатам рентгенофазового анализа керамических образцов $AlMgB_{14}$-TiB_2, полученных из порошкового СВС-продукта, фаза $AlMgB_{14}$ в материале сохраняется только при температуре спекания 1450 °C. Дальнейшее увеличение температуры приводит к разложению $AlMgB_{14}$ на AlB_{12} и Mg. При этом плотность образцов варьируется от ~2.98 до ~3.09 г/см^3. Максимальная твердость ~ 32 ГПа была обнаружена в образце, спеченном при температуре 1470 °C с использованием дополнительной изотермической выдержки, равной 5 минут.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №19-79-10042).

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР В ПРОФИЛЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ В ПРОЦЕССЕ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ

Беляков С.В.[1], Семёнов М.Ю.[2]

[1]*Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, E-mail: belyakovsv@student.bmstu.ru*

[2]*Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, E-mail: semenov.m.yu@bmstu.ru*

Введение

Для получения требуемого качества поверхностного слоя деталей, изготовленных технологией селективного лазерного сплавления (СЛС) в авиационной отрасли существует целый ряд различных методов доводки поверхностей. Одним из них является экологически безопасный метод электролитно-плазменного полирования (ЭПП). Данный метод обработки основан на различных физических принципах, приводящих к удалению материала с анодно-поляризованной заготовки посредством возникновения плазменного разряда в виде тонких потоков тока [1].

Цель работы заключалась в анализе количества теплоотвода и распределения температуры в поверхностном слое деталей в процессе электролитно-плазменного полирования с помощью численного моделирования в программном комплексе COMSOL Multiphysics® 5.2.

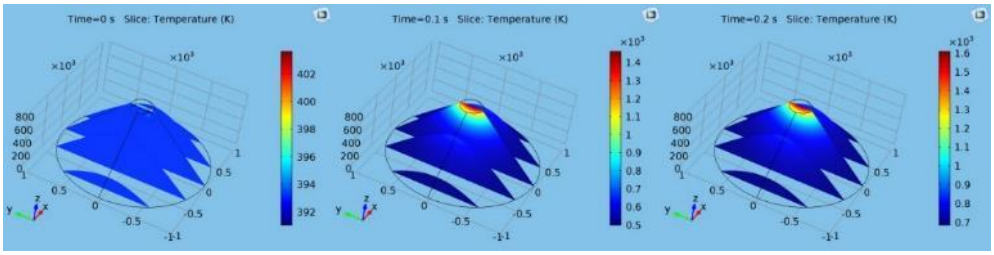
Постановка задачи

Для исследования количественных и качественных характеристик процесса ЭПП были выбраны модели элементов топографии реального профиля поверхности деталей, полученных методом СЛС (рис.1). Применение трехмерной расчетной модели представляет собой значительный интерес, поскольку изучение распределения температур в поверхностном слое позволит анализировать уровень съема материала в зависимости от конфигурации детали и режима её обработки. Выбранный элемент представляет из себя усеченный конус. Размер модели элемента: диаметр при вершине составляет 300 мкм, диаметр основания 2000 мкм, высота элемента 800 мкм. Материал моделируемого элемента-никелевый сплав марки ВЖ159. В расчётной модели материал задавался в табличной форме через значения плотности, модуля Юнга, коэффициента теплопроводности, коэффициента теплоемкости. Общее число тетраэдральных элементов в расчётной модели составляло 2358 с их минимальным размером 110 мкм. Мощность плазменного разряда была рассчитана с учетом методики предложенной в [2].

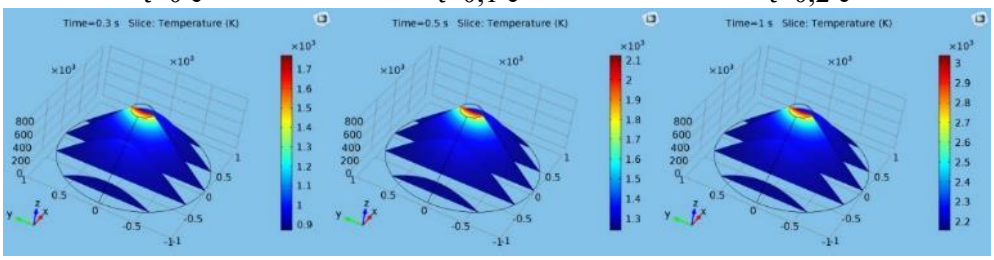
Результаты расчётов

Численное моделирование было проведено в программном комплексе COMSOL Multiphysics® 5.2 с помощью метода Heat Transfer in Solids и с учетом нестационарности задачи был выбран подтип решателя Time Dependent. Метод Heat Transfer in Solids применяется для моделирования задач теплопередачи в твердых телах. Верификация численных расчётов задач подобного рода показывает, что этот метод даёт результаты, которые хорошо согласуются с экспериментальными данными [3].

Результаты моделирования распределения температурного поля в плоскости YZ представлены на рис.1.



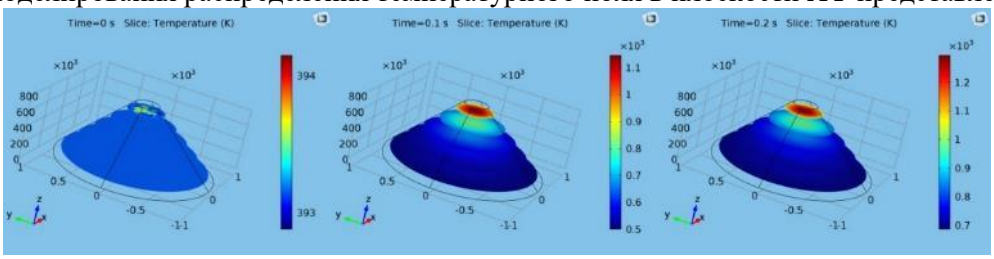
t=0 с t=0,1 с t=0,2 с



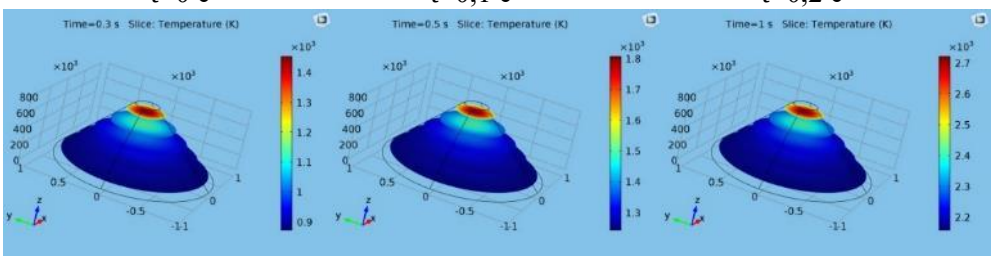
t=0,3 с t=0,5 с t=1 с

Рисунок 1. Результаты моделирования распределения температурного поля в плоскости YZ.

Результаты моделирования распределения температурного поля в плоскости XY представлены на рис.2.



t=0 с t=0,1 с t=0,2 с



t=0,3 с t=0,5 с t=1 с

Рисунок 2. Результаты моделирования распределения температурного поля в плоскости XY.

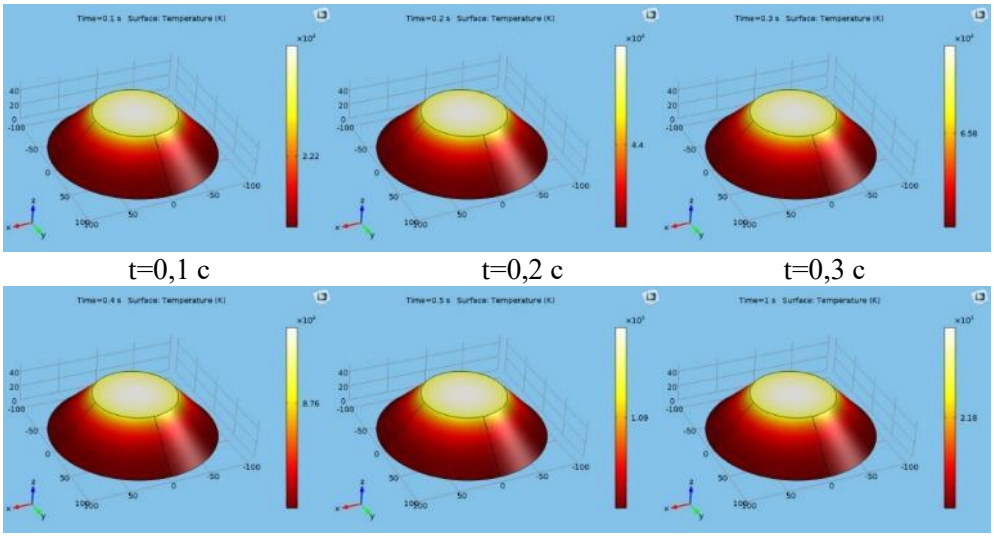
Для данного варианта элемента топографии поверхности изменение распределения температур после t=1 с не наблюдается. За этот промежуток времени технологического процесса обработки часть элемента поверхности в плоскости YZ изменяет свою температуру от 400 К до 3000 К, а в плоскости XY от 500 К до 2700 К. В плоскости YZ можно выделить три температурные зоны: первая зона вплоть до 2400 К, вторая зона от 2400 до 2600 К, и третья от 2600 до 3000 К. В плоскости XY преимущественно преобладают две зоны: первая зона составляет промежуток до 1400 К, а вторая от 1400 К до 2700 К.

Стоит отметить, что уровень по глубине в плоскости YZ третьей зоны составляет объем испарившегося материала (т.е. процесс разрушения профиля шероховатости деталей происходит за счет фазового перехода твердое тело-пар без образования жидкой фазы). Также, исходя из результатов полученного распределения температур видно, что при обработке поверхностей, обладающих высокими значениями высотных параметров шероховатости профиль поверхности может получиться со впадинами относительно исходного его состояния.

Далее было рассмотрено распределение температур в элементе топографии гораздо более меньшего размера (обработка поверхности с более высокой чистотой).

Размер модели элемента: диаметр при вершине составляет 100 мкм, диаметр основания 200 мкм, высота элемента 50 мкм. Общее число тетраэдральных элементов в расчётной модели составляло 1987 с их минимальным размером 0,27 мкм.

Результаты моделирования распределения температурного поля для элемента топографии с более высоким классом чистоты представлены на рис.3.



t=0,1 с t=0,2 с t=0,3 с

t=0,4 с t=0,5 с t=1 с

Рисунок 3. Результаты моделирования распределения температурного поля для модели элемента поверхности с более высоким классом чистоты.

Согласно полученным результатам из рис.5 можно сделать вывод, что для профиля с более высоким классом чистоты после t=0,5 с качественного изменения в перепадах температур элемент поверхности не испытывает. Скорость изменения температурного фронта на 4 порядка выше, чем в аналогичном элементе меньшего размера. Более того, во всем объеме представленного элемента происходит испарение материала, поэтому разделение на температурные зоны не имеет физического смысла.

Выводы

1. В ходе проведенного численного моделирования в программе COMSOL Multiphysics® 5.2 были получены результаты распределения температурного фронта в вертикальной (YZ) и горизонтальной (XY) плоскостях в моделях элемента шероховатости поверхности для детали полученной технологией СЛС из никелевого сплава.

2. При анализе полученных температур весь тепловой фронт можно разделить на 2 или 3 температурные зоны (в зависимости от ориентации исследуемого сечения). При этом был выявлен механизм обработки- в третьей зоне плоскости YZ происходит испарение материала без образования жидкой фазы, что позволит в дальнейшем выработать технологические режимы по снятию припуска заданной величины без лишнего съема материала.

3. Выявлено, что на черновой стадии обработки поверхностей с низким классом шероховатости методом ЭПП возможно образование лунок на вершинах профиля, что служит дальнейшим препятствием для улучшения качества поверхности на следующих стадиях обработки. В связи с этим, рекомендуется применять технологию ЭПП только в виде получистовой/чистовой обработки.

Список литературы:

1. Wang, J.; Suo, L.; Guan, L.; Fu, Y. Analytical Study on Mechanism of Electrolysis and Plasma Polishing. Adv. Mater. Res. 2012, 472-475, 350-353.

2. Алексеев Ю.Г., Королев А.Ю., Паршуто А.Э., Нисс В.С. Электролитно-плазменная обработка при нестационарных режимах в условиях высокоградиентного электрического поля. Наука и Техника.2017;16(5):391-399.

3. Бухмиров В.В. Исследование процесса нестационарной теплопроводности и термонапряжённого состояния твердых тел на численной математической модели: метод. указания/ В.В. Бухмиров, Т.Е. Созинова, С.В. Носова, К.Б. Никитин/ ИГЭУ.- Иваново, 2003.-40 с.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН,

nbakhteeva@imet.ac.ru

Металлические стекла, обладающие высокой прочностью, привлекают внимание исследователей как новые конструкционные материалы для применения в технике. Существенным недостатком таких материалов является их низкая пластичность, не превышающая, как правило, 0.5-1%. Такое поведение аморфных сплавов обусловлено их строением, для которого характерно отсутствие дислокаций, способных при движении обеспечивать деформацию кристаллических материалов. В аморфных сплавах

вследствие отсутствия кристаллических плоскостей деформация происходит путем зарождения и распространения полос сдвига, что неоднократно показано на широком спектре подобных материалов. Различают негомогенную деформацию, которая реализуется при низких температурах и высоких напряжениях, и гомогенную, развивающуюся при высоких температурах и низких напряжениях. При температуре ниже критической (T_p) развивается негомогенная деформация. Обычно эту температуру (T_p) определяют как 0.5 T_g, где T_g – температура стеклования [1].

Локальные внутренние напряжения в аморфном сплаве создают области, в которых способны зарождаться полосы сдвига. Существуют две гипотезы развития негомогенной деформации: 1-снижение вязкости в полосах сдвига, обусловленное увеличением свободного объема во время деформации, и, как следствие, локальное снижение плотности стекла. Поскольку распространение полос сдвига идет с высокой скоростью, релаксация, связанная с диффузионными процессами, развиться не успевает; 2-локальный адиабатический разогрев в полосе сдвига, что обеспечивает снижение вязкости на несколько порядков [1]. Локальный разогрев при этом может приводить к росту температуры выше температуры стеклования.

Известны как теоретические работы, в которых произведен расчет температуры сплава в пределах движущейся полосы сдвига [2], так и экспериментальное определение температуры с помощью съемки инфракрасной камерой [1], в которых показано, что температура в полосе сдвига может достигать температуры плавления сплава. Для аморфных сплавов на основе алюминия такие экспериментальные результаты отсутствуют. Целью настоящего исследования было экспериментально подтвердить повышение температуры в полосах сдвига при реализации негомогенной деформации в аморфном сплаве $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$. Для этого на блестящую поверхность аморфной ленты напыляли тонкий слой олова, температура плавления которого составляла 231.9 °С. После напыления ленты растягивали при комнатной температуре со скоростью движения захватов 0,1 мм/мин на машине Instron до разрушения. После деформации поверхность ленты исследовали на сканирующем микроскопе Tescan Vega II SBU при ускоряющем напряжении 15 кВ. При одноосном растяжении в условиях комнатной температуры сплав продемонстрировал высокий предел прочности $\sigma_в$=799 МПа при низкой пластичности, близкой к нулю. Электронномикроскопически на широкой поверхности ленты наблюдали тонкий слой покрытия оловом толщиной 0,33 мкм. Вблизи зоны разрушения сплошность покрытия нарушается вследствие выхода полос сдвига на боковую поверхность. Деформация распространяется негомогенно, что неоднократно наблюдали при низкотемпературном растяжении аморфных сплавов. Электронномикроскопически в полосах сдвига обнаружены сферические частицы и «тяжи», которые по данным микроанализа, являются чистым оловом и сформированы в результате расплавления оловянного покрытия и его повторной кристаллизации в пределах полос сдвига. Полученный результат свидетельствует о повышении температуры в полосах сдвига выше температуры плавления олова – 231.9 °С.

Высокая скорость распространения полос сдвига препятствует снижению температуры за счет теплоотвода. В полосах сдвига локализуются зоны пониженной вязкости, что способствует их распространению. Впервые этот эффект в подобных экспериментах наблюдали J.J.Lewandowsky и A.L.Greer [3] в Zr- сплаве.Таким образом, экспериментально строго доказано, что в полосах сдвига, посредством которых осуществляется низкотемпературная негомогенная деформация аморфного сплава $Al_{85}Ni_9Fe_2La_4$, локализуется тепловой импульс, обеспечивающий резкий подъем температуры выше температуры плавления олова.

Работа выполнена по государственному заданию № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. C. Suryanarayana, A. Inoue, Bulk Metallic Glasses, Boca Raton: CRC Press, 2010. 523 P.
2. B. Yang, C.T. Liu, T.G. Nieh, J.Mater. Res. 2006. V.21, (4), pp. 915-922
3. J.J. Lewandowski, A.L. Greer, Nat. Mater. 2006.V.5, (1), pp.15-18.

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СОВРЕМЕННЫХ РЕЗИНОВЫХ СМЕСЕЙ

Поветкина Ю.С., Лутовинова Т.А., Чуприкова А.А.
Россия, Тамбовский государственный технический университет, mit@tstu.ru

Резиновая смесь – многокомпонентная система, содержащая полимерную основу, в которой диспергированы различные химические вещества – ингредиенты. Для резиновых смесей очень важен технологический процесс их переработки, поскольку получение превосходного конечного продукта может быть связано с возникновением серьезных проблем: потерей производительности, увеличением технологических режимов переработки, повышением брака, что приводит к необходимости осуществлять корректировку рецептуры резиновой смеси даже в ущерб какому-либо эксплуатационному показателю.

Рассмотрим технологическую схему изготовления резиновой смеси 51-1487 в резиносмесителе РС-71/17.

Перед изготовлением резиновой смеси в резиносмесителе производят подогрев с помощью пластикации каучука. Режим пластикации каучука приведен в таблице 1.

Подогрев резиносмесителей производят при температуре окружающего воздуха ниже плюс 10°С и при температуре в смесительной камере ниже плюс 18°С один раз в смену перед началом работы. Охлаждение резиносмесителя после изготовления пластиката, не менее: при температуре окружающего воздуха ниже плюс 10°С – 8минут; при температуре окружающего воздуха выше плюс 10°С – 20 минут. Температура охлаждающей воды не более 18°С.

Допускаемое отклонение времени загрузки ± 0,1минуты. Смешение производят при закрытом верхнем затворе и под давлением сжатого воздуха не менее 0,4 Мпа. Масса каучука СКС-30АКРМ-15(СКМС-30АКРМ-15), загружаемого в резиносмеситель РС-71/17 составляет 45,0±0,1 кг.

Таблица 1. Режим пластикации каучука.

Последовательность ввода материалов и наименование операции	Резиносмеситель РС-71/17	
	Время начала операции с момента загрузки каучука, мин	Продолжительность операции, мин
Загрузка каучука СКС-30АКРМ-15 (СКМС-30АКРМ-15) и пластикация	0	3-5
Выгрузка каучука	4-6	1
Общее время пластикации, мин	5-7	

Численные результаты испытаний свойств резины не являются физическими константами, поскольку они зависят от режима деформации, формы испытываемых изделий и других особенностей методики испытаний.

Стандартные испытания резиновой смеси дают возможность производить сравнительную оценку резин различных типов на основе механических характеристик, полученных при простейших видах деформации и разрушения изделий, таких, как растяжение, сжатие, изгиб, определение твердости, раздир и др.

Список литературы:

1. Современные технологии получения и переработки полимерных и композиционных материалов [Электронный ресурс] : учебное пособие / В.Е. Галыгин, Г.С. Баронин, В.П. Таров, Д.О. Завражин – Тамбов : Изд-во ФГБОУ ВО «ТГТУ», 2013.

2. Основы реологии полимеров и технологические методы переработки полимерных материалов [Электронный ресурс] : учебное пособие / Д.О. Завражин, О.Г. Маликов, П.С. Беляев – Тамбов : Изд-во ФГБОУ ВО «ТГТУ», 2017.

*Автор выражает благодарность своему научному руководителю Завражину Д.О., к.т.н., доценту кафедры «Материалы и технология» ФГБОУ ВО «ТГТУ».

НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫЕ ФТОРОПЛАСТЫ С ПОВЫШЕННЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ПОГЛОЩЕНИЯ СВЧ-ИЗЛУЧЕНИЯ

Чуприкова А.А., Поветкина Ю.С., Лутовинова Т.А.

Россия, Тамбовский государственный технический университет, mit@tstu.ru

Методы наномодифицирования полимерной матрицы и использование методов обработки пластмасс энергетическими потоками, в т.ч. СВЧ являются перспективными методами получения усиленных пластмасс конструкционного назначения. Получить материалы с повышенными физико-механическими характеристиками позволяет объемная СВЧ-обработка. Проведенные ранее исследования показали эффективность использования кратковременной СВЧ-обработки.

В ходе работы нами были получены следующие научные и научно-технические результаты: изготовлены экспериментальные образцы наномодифицированных полимерных материалов на основе Ф-4 и Ф-42 с содержанием углеродных нанотрубок и нанографита от 0,05 до 1,5% от объема исходного полимера; разработана методика СВЧ-обработки для модифицирования композитов на основе фторполимеров и определены режимы СВЧ-обработки объектов исследования; исследованы физико-

механические характеристики наномодифицированных полимерных материалов, модифицированных в СВЧ-электромагнитном поле.

СВЧ-обработка проводилась в камере с частотой излучения магнетрона 2450 МГц и выходной мощностью 700 Вт. Образец размещался на расстоянии 5 см. от волновода и попадал под прямое воздействие потока СВЧ-излучения. В качестве балластной нагрузки использовалась вода объемом 200 мл.

Полученные результаты свидетельствуют о возможности повышения коэффициента поглощения СВЧ-излучения неполярными полимерами.

Данный эффект можно использовать как в машиностроении для разработки новых методов переработки полимерных материалов с целью сокращения технологического цикла, так и в аппарато-и приборостроении для получения поглощающих защитных покрытий и проводящих элементов из полимерных композиционных материалов.

Таблица 1. Кинетика нагрева образцов Ф-4 и композитов на его основе в СВЧ-электромагнитном поле

Состав композита Ф-4+УНТ, масс.част.	Температура образца композита Ф-4+УНТ (°С) в зависимости от времени СВЧ-обработки, сек										
	0	10	20	30	40	50	60	70	80	90	100
0	21	22	23	25	26	27	28	28	29	30	32
0,2	21	25	29	36	43	46	50	53	58	64	68
0,5	21	36	80	98	123	134	145	172	189	196	202
1	21	48	109	162	183	220	250	273	-	-	-
1,5	21	52	113	212	260	305	-	-	-	-	-

Список литературы:

1. Современные технологии получения и переработки полимерных и композиционных материалов [Электронный ресурс] : учебное пособие / В.Е. Галыгин, Г.С. Баронин, В.П. Таров, Д.О. Завражин – Тамбов : Изд-во ФГБОУ ВО «ТГТУ», 2013.

2. Влияние СВЧ-излучения на формирование структурно-механических свойств модифицированных полимер-углеродных материалов при твердофазной экструзии / Г.С. Баронин, Д.О. Завражин, А.Г. Попов, М.С. Толстых // Научные ведомости Белгородского государственного университета. Серия: Математика. Физика. 2011. № 11 (106). С. 123-128.

3. Способ формования термопластов / Г.С. Баронин, В.М. Дмитриев, А.Г. Ткачев и др. // Патент на изобретение RU 2361733 C2, 20.07.2009. Заявка № 2007128686/12 от 25.07.2007.

4. Влияние СВЧ-излучения на формирование структуры с улучшенными физико-механическими характеристиками модифицированных полимер-углеродных материалов при твердофазной обработке давлением / Д.О. Завражин, А.Г. Попов // Перспективные материалы. 2011. № 11. С. 389-395.

*Работа выполнена под руководством к.т.н., доцента кафедры «Материалы и технология» Завражина Д.О. в рамках гранта РФФИ №19-43-680001 р_а от 19.04.2019г.

НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫЕ ЭПОКСИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С УЛУЧШЕННЫМИ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

Лутовинова Т.А., Поветкина Ю.С., Чуприкова А.А.

Россия, Тамбовский государственный технический университет,

mit@tstu.ru

Композиционные материалы – многокомпонентные материалы, состоящие, как правило, из пластичной основы (матрицы), армированной наполнителями, обладающими высокой прочностью, жесткостью. Многие композиты превосходят традиционные материалы и сплавы по своим механическим свойствам и в то же время они легче. Использование композитов обычно позволяет уменьшить массу конструкции при сохранении или улучшении ее механических характеристик.

В качестве объекта модификации использовалась эпоксидная смола ЭД-20, в качестве отвердителя – ЭТАЛ-45М, обладающий пластифицирующими свойствами.

В качестве модифицирующих веществ применяли углеродные нанотрубки (УНТ) «Таунит-М» (производства ООО «Нанотехцентр», Россия, г.Тамбов) - одномерные наномасштабные нитевидные образования поликристалллического графита в виде сыпучего порошка с размером частиц 40-100 нм в объеме от 0,5 до 1,5 масс.част.

Распределение углеродных наноматериалов в эпоксидной матрице осуществлялось на трехвалковой мельнице «EXAKT 80E» с последующим воздействием ультразвуком на установке ИЛ100-6/4. Связующее смешивалось с отвердителем ЭТАЛ-45, вакуумировалось, формовалось в готовые формы и отверждалось в течение 24 часов. После чего готовые образцы извлекались из форм. Образцы отливались в прямоугольную форму согласно ГОСТ 32656-2014 «Композиты полимерные. Методы испытаний. Испытания на растяжение».

Оценка прочностных свойств исходной эпоксидной смолы и композитов на ее основе проводилась на универсальной испытательной машине УТС 101-5 с использованием механических захватов.

При определении прочности материалов в условиях трехточечного изгиба было установлено, что при введении УНТ «Таунит-М» увеличивается разрушающее напряжение при изгибе и повышается ударная вязкость композита. С повышением количества вносимого модификатора композиты приобретают более высокие эластические свойства.

Разработанные составы применялись в качестве полимерной матрицы при получении композитов на основе стеклоткани. Полимерный композит наносился на уложенную в 5 слоев стеклоткань методом пропитки. Были определены прочность при трехточечном изгибе, ударная вязкость и твердость по Бринеллю.

Трехточечный изгиб показал повышение прочности ненаполненной эпоксидной смолы почти в 4 раза, а для наномодифицированных композитов повышение прочности составило 200-230% (табл.1).

Таблица 1. Свойства армированных эпоксидных композитов.

Состав	Разрушающее напряжение при изгибе, МПа	Ударная вязкость, кДж/м^2	Твердость по Бринеллю, МПа
ЭД-20+ЭТАЛ45	76	13	252
ЭД-20+0,5 масс. част. УНТ	83	48	246
ЭД-20+1 масс. част. УНТ	85	49	249
ЭД-20+1,5 масс. част. УНТ	92	48	255

Список литературы:

1. Современные технологии получения и переработки полимерных и композиционных материалов [Электронный ресурс] : учебное пособие / В.Е. Галыгин, Г.С. Баронин, В.П. Таров, Д.О. Завражин – Тамбов : Изд-во ФГБОУ ВО «ТГТУ», 2013.

2. Основы реологии полимеров и технологические методы переработки полимерных материалов [Электронный ресурс] : учебное пособие / Д.О. Завражин, О.Г. Маликов, П.С. Беляев – Тамбов : Изд-во ФГБОУ ВО «ТГТУ», 2017.

*Работа выполнена под руководством к.т.н., доцента кафедры «Материалы и технология» Завражина Д.О. в рамках гранта для поддержки прикладных исследований молодых ученых Тамбовской области №36-МУ-19(02) от 30.05.2019г.

КОМПОЗИТНАЯ РЕЗОРБИРУЕМАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ $CaNaPO_4$-$CaKPO_4$-$Ca_3(PO_4)_2$ МЕТОДОМ РЕАКЦИОННОГО СПЕКАНИЯ.

Киселёва А. К.[1], Орлова Н.К[1,3], Евдокимов П.В.[1,2,4], Путляев В.И.[1,2]

[1]*Факультет наук о материалах МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия*

[2]*Химический факультет МГУ имени* М.В.Ломоносова*, Москва, Россия*

[3] *Federal Institute for Materials Research and Testing (BAM), Берлин, Германия*

[4]*Институт общей и неорганической химии им. Н.С.Курнакова РАН, Москва, Россия*

anyatca@ya.ru

Создание биорезорбируемого костного имплантата является довольно сложной междисциплинарной задачей ввиду необходимости выполнения большого количества условий. Так, такие имплантаты должны обладать такими свойствами как биосовместимость, биорезорбируемость, остеоиндуктивность, остеокондуктивность и прочность. Именно поэтому разработка материалов, обладающих необходимой скоростью резорбции в организме и достаточной прочностью, является актуальной задачей современного материаловедения. Ввиду этого **целью** данной работы является получение резорбируемых остеокондуктивных имплантатов на основе фосфатов кальция и щелочных металлов (калия или натрия) с уровнем прочности не менее 1МПа при уровне пористости более 70%.

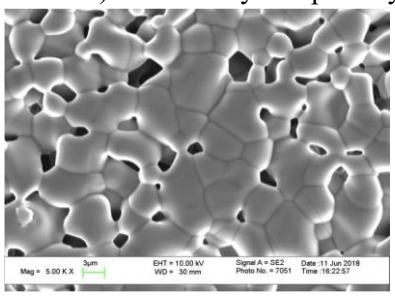
Применение альтернативных методов спекания, например, метода реакционного спекания, который предполагает увеличение скорости диффузии ионов за счет создания разности химических

потенциалов, может способствовать увеличение прочности керамического материала. Всё это формирует необходимость в поиске и отработке твердофазных реакций получения смешанных фосфатов кальция калия или натрия.

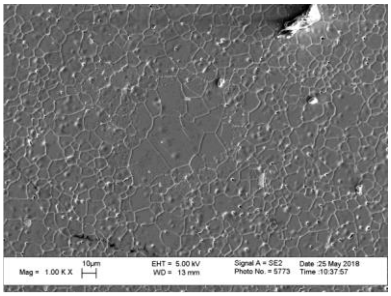
Для определения возможности использования метода реакционного спекания для получения керамических образцов на основе $CaKPO_4$ и $CaNaPO_4$ был произведён дилатометрический анализ реакционных смесей, а также исследовано влияние исходных составов для реакционного спекания на микроструктуру полученных керамик. В последствие аналогичные действия были произведены на модельном $CaK_{0,6}Na_{0,4}PO_4$, для изучения особенностей спекания тройных фосфатов.

Также одним из методов спекания, способствующих улучшению качества получаемой керамики, является Spark Plasma sintering (SPS) (электроискровое плазменное спекание), в котором основной принцип заключается в спекании порошковых материалов путем пропускания электрического тока большой силы через графитовую пресс-форму, в которой находится образец и одновременным приложением давления к системе. За счет быстрого выделения джоулево тепла достигается высокая скорость протекания спекания, а ток, проходящий преимущественно по границам зерен, не позволяет процессу рекристаллизации протекать слишком быстро.

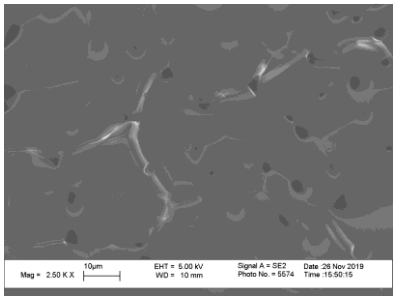
Методом SPS были получены плотные керамические образцы на основе $CaK_{0,6}Na_{0,4}PO_4$ с плотностью 96%. Было также изучено влияние различных параметров спекания (время, температура, давление) на конечную керамику.



Классическое спекание



SPS



Реакционное спекание

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №19-19-00587.

РАЗРАБОТКА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОЙ СТАТИЧЕСКОЙ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

Мишин И.П., Найденкин Е.В., Раточка И.В., Манишева А.И.
Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН,
mishinv1@yandex.ru

Повышение надежности и живучести ракетно-космической техники, являющееся одной из приоритетных задач космической программы Российской Федерации, связано с разработкой и внедрением новых конструкционных материалов, обеспечивающих необходимые технические характеристики. Такие материалы должны обладать необходимыми механическими свойствами в диапазоне рабочих температур, высоким сопротивлением радиационному воздействию и низким уровнем электромагнитных помех работе бортовой радиоаппаратуры. Всем этим требованиям отвечают (α+β) титановые сплавы, которые уже используются при изготовлении элементов космических систем, как в России, так и за рубежом. Повышение удельной прочности (прочность на единицу массы) указанных материалов путем формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры позволит снизить вес несущих конструкций и других элементов космических аппаратов, увеличив полезную нагрузку космического аппарата. Среди методов получения УМЗ структуры в металлах и сплавах наибольший интерес с практической точки зрения представляют методы равноканального углового и всестороннего прессования. Однако применение этих методов при формировании УМЗ состояния в крупногабаритных заготовках труднодеформируемых сплавов весьма затруднено. В связи с этим представляют интерес исследования, направленные на получение УМЗ структуры в металлах и сплавах с помощью промышленных методов механотермической обработки. В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы была разработка титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой, обеспечивающей повышение статической и усталостной прочности.

Исследования были проведены на промышленном титановом сплаве ВТ22 (Ti-5Al-5V-5Mo-1Cr-1Fe). Выбор данного сплава обусловлен тем, что в нем, благодаря высокому содержанию β-стабилизирующих элементов (Mo, V), для повышения прочности, помимо измельчения структуры, может

быть использован эффект старения. Для получения ультрамелкозернистой структуры был использован метод радиально-сдвиговой прокатки, позволяющий обрабатывать заготовки в виде круглых прутков.

Проведенные исследования показали, что в исходном состоянии сплав ВТ22 представляет собой смесь α- и β-фаз (58 и 42 %, соответственно) и имеет крупнозернистую структуру. Средний размер зерен составляет около 150 мкм, внутри которых наблюдается пластинчатая структура α- фазы. Толщина пластин составляет 70-80 нанометров. В результате радиально-сдвиговой прокатки в интервале температур 850-750 ºС наблюдается формирование квази-глобулярной зеренно-субзеренной структуры со средним размером элементов зеренно-субзеренной структуры 0,5 мкм с низкой плотностью решеточных дислокаций и одновременным увеличением содержания β-фазы более чем в 1,5 раза по сравнению с исходным состоянием (с 47 до 73%). Последующий отжиг (старение) в интервале температур 450-550ºС в течение 5 часов не изменяет размер зерен и субзерен сформированной методом радиально-сдвиговой прокатки структуры, но приводит к распаду деформированной в процессе прокатки матрицы β-фазы с образованием наноразмерных (20-50 нм) пластинок мартенситной α"-фазы, наряду с сохранившимися после прокатки мелкодисперсными включениями частиц α-фазы. При этом, по данным рентгеноструктурного анализа, объемная доля α фазы по сравнению с прокаткой существенно возрастает и достигает 52%. Формирование такой неоднородной УМЗ структуры приводит к существенному (более чем на 25%) повышению прочностных свойств сплава по сравнению с исходным состоянием (пределы текучести и прочности повышаются до 1560 и 1650 МПа, соответственно) при сохранении удовлетворительной пластичности (~6 %). Кроме того, полученный указанным способом УМЗ титановый сплав проявляет высокую усталостную прочность в условиях многоциклового нагружения (предел выносливости достигает 680 МПа на базе $1{,}18\cdot10^8$ циклов).

Таким образом, формирование ультрамелкозернистого структурно-фазового состояния методом радиально-сдвиговой прокатки с последующим старением существенным образом влияет на механические свойства и усталостную прочность титанового сплава ВТ22.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 19-19-00033).

УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ФЕМТОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

Жидков М. В.[1], Чэнь Ц.[2], Смирнов Н. А.[2], Кудряшов С. И.[2]

[1]*Россия, г. Белгород, НИУ БелГУ*

[2]*Россия, г. Москва, Физический институт имени П. Н. Лебедева РАН*

zhidkov@bsu.edu.ru, kudryashovsi@lebedev.ru

Технология, основанная на ударно-волновом воздействии лазерных импульсов (англ. Laser shock peening (LSP)) является одним из перспективных методов поверхностного упрочения металлов и сплавов. Как правило, для такой обработки используют наносекундные лазерные импульсы с плотностью мощности порядка нескольких ГВт/см2. Известно, что использование более коротких фемтосекундных импульсов может обеспечивать на порядки большие величины плотности мощности одиночного импульса (~1012 Вт/см2), формируя в абляционном режиме ударные волны давлением 102-103 ГПа [1].

В настоящей работе мы исследовали влияние фемтосекундных лазерных импульсов на изменение механических свойств (микротвердость) приповерхностных слоев титанового сплава ВТ6. Обработку образцов проводили на волоконном иттербиевом лазере, генерирующим ультракороткие лазерные импульсы длительностью ~ 320 фс на длине волны 1030 нм. Образцы облучали на воздухе и под тонким слоем воды. Топографию поверхности исследовали на растровом электронном микроскопе FEI Quanta 600 FEG. Микротвердость по Виккерсу определяли с использованием микротвердомера Wolpert 402 MD при нагрузке на индентор 25 грамм.

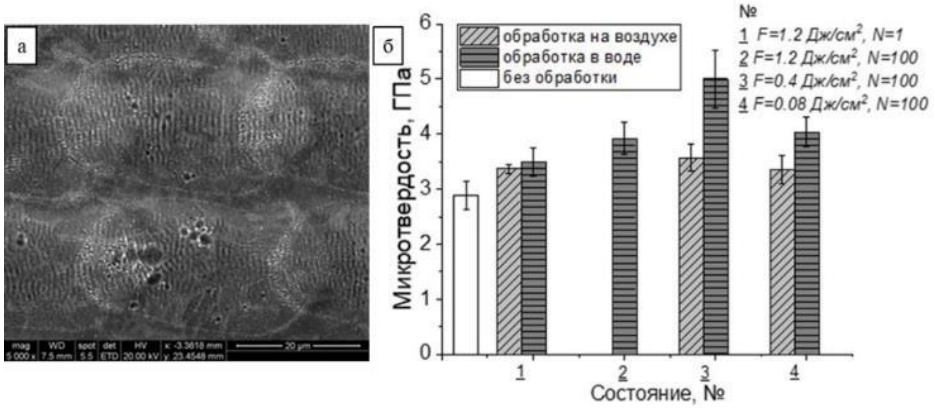


Рисунок 1. Топография поверхности (а) и микротвердость (б) титанового сплава ВТ6.

Показано, что после обработки фемтосекундным лазером на поверхности титанового сплава ВТ6 формируются периодические поверхностные структуры с периодом, близким к длине волны лазерного излучения (рисунок 1а). Период формируемых структур зависит от плотности энергии (F), числа импульсов (N) и среды обработки. Обработка на воздухе приводит к незначительному увеличению микротвердости приповерхностных слоев сплава ВТ6 (в зависимости от параметров на 460-680 МПа или 15-20%). Облучение в воде при аналогичных параметрах обработки оказывает больший упрочняющий эффект на приповерхностные слои титанового сплава (рисунок 1б). Показано, что многоимпульсная обработка под тонким слоем воды позволяет увеличить микротвердость приповерхностного слоя в сравнении с необработанным состоянием более чем на 70 %.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00257).

Список литературы:

1. Ageev E.I., Kudryashov S.I., Nikonorov N.V., Nuryev R.K., Petrov A.A., Samokhvalov A.A., Veiko V.P. Non-contact ultrasonic acquisition of femtosecond laser-driven ablative mbar-level shock waves on ti alloy surface // Applied Physics Letters – 2016. – Vol. 108, No. 8. P.084106.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СПЕЦИФИКУ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СОСТАРЕННЫХ СПЛАВОВ

Малашенко В.В.[1,2], Малашенко Т.И.[3]

[1] *Украина, Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, malashenko@donfti.ru*

[2] *Украина, Донецк, Донецкий национальный университет,*

[3] *Украина, Донецк, Донецкий национальный технический университет*

[2] *Украина, Донецк, Донецкий национальный университет экономики и торговли*

Важность исследования механических свойств состаренных бинарных сплавов обусловлена их широким применением в различных отраслях промышленности [1]. Зависимость механических свойств бинарных сплавов от плотности дислокаций при квазистатической деформации изучена достаточно детально и удовлетворительно описывается соотношением Тейлора, согласно которому, в частности, предел текучести металлов и сплавов пропорционален квадратному корню из плотности дислокаций. Это соотношение является довольно универсальным и выполняется как при квазистатической, так и при высокоскоростной деформации различных материалов. Однако в случае высокоскоростной деформации состаренных бинарных сплавов, содержащих зоны Гинье-Престона, ситуация является более сложной. Высокоскоростная деформация реализуется в таких технологически важных приложениях, как высокоскоростная обработка и формовка материалов, создание ударостойких материалов, пробивание защитных оболочек, ударное повреждение авиационных и космических летательных аппаратов и конструкций, при использовании сварки взрывом, при воздействии на материалы лазерными импульсами высокой мощности, при использовании метода динамического канально-углового прессования [2-4]. При реализации перечисленных выше процессов скорость пластической деформации достигает значений $10^3 - 10^9 \text{с}^{-1}$, а дислокации совершают надбарьерное скольжение, перемещаясь со скоростями $v \geq 10^{-2} c$, где c — скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, и преодолевая структурные дефекты на своем пути динамическим образом. При этом механизм диссипации дислокационной энергии заключается в необратимом переходе кинетической энергии поступательного движения дислокации в энергию ее изгибных колебаний в плоскости скольжения, которые возникают при взаимодействии дислокаций с другими дефектами структуры. Как следует из теории динамического взаимодействия дислокаций со структурными дефектами [5-8], динамика дислокаций при таком механизме диссипации зависит от вида спектра дислокационных колебаний, в первую очередь от наличия щели в дислокационном спектре. При высокоскоростной деформации плотность дислокаций значительно возрастает и может достигать значений $\rho = 10^{15} \text{м}^{-2}$. Благодаря этому именно взаимодействие дислокаций между собой вносит главный вклад в формирование щели в спектре дислокационных колебаний. Наличие такой щели означает, что дислокация совершает колебания в параболической потенциальной яме, перемещающейся по кристаллу вместе с ней. Увеличение плотности дислокаций приводит к увеличению щели, т.е. углублению потенциальной ямы, которая ограничивает амплитуду дислокационных колебаний, а, следовательно, снижает эффективность динамического торможения. При высокой концентрации в сплаве зон Гинье-Престона именно они вносят главный вклад в динамическое торможение дислокаций. Поскольку с ростом плотности дислокаций величина этого торможения снижается, возникает отклонение зависимости предела текучести от соотношения Тейлора. Зависимость динамического предела текучести бинарного сплава от плотности дислокаций в этом случае становится немонотонной: корневой рост

сменяется спадом. Максимум соответствует значению плотности, при которой дислокации начинают вносить главный вклад в формирование спектра дислокационных колебаний.

Список литературы:

1. *Mayer P.N., Mayer A. E.* // J. Appl. Phys. 2016. V. 120. P. 075901.
2. *Batani D.* // EPL. 2016. V. 114. P. 65001(1-7).
3. *J. Lee, D. Veysset, J. Singer, M. Retsch, G. Saini, T. Pezeril, K. Nelson, E. Thomas* // Nature Communications. 2012. N 3. 1164.
4. *D. Tramontina, E. Bringa, P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Y. Tang* // High Energy Density Physics. 2014. V. **10. P.** 9-15.
5. *В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко* // Известия РАН. Серия физическая. 2018. №9. С. 37– 42.
6. *В.В. Малашенко* // Физика твердого тела. 2019. № 10. С. 1845–1848.
7. *V.V. Malashenko* // Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009. V. 404, № 2. P. 3890–3892.
8. *В.В. Малашенко* // Письма в ЖТФ. 2019. № 12. С. 6–8.

ПРОЧНОСТЬ АКРИЛОВОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ РАДИАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Скоркин В.М.

Россия, г. Москва, ФГБУН ИЯИ РАН,

skorkin@inr.ru

Проведено исследование прочности и трещиностойкости композиционного акрилового материала с металлическими компонентами при импульсном радиационном воздействии смешанного нейтронного и гамма излучений. Облучательная установка РАДЭКС на основе линейного ускорителя протонов создавала пучки испарительных нейтронов длительностью 0,3-200 мкс и интенсивностью до 10^{16} нейтрон/с. Композиционный материал, содержащий субмиллиметровые частицы алюминия, марганца, меди, серебра, гадолиния, иттербия, вольфрама, золота, свинца и висмута подвергался неравномерному импульсному нейтронному облучению интенсивностью 10^{14} нейтронов/импульс с частотой 100 Гц при сопутствующих гамма и бета излучениях.

При создании композитных материалов с повышенной прочностью используются полимерные волокна и матрицы, модифицированные различными наполнителями для получения специальных барьерных и эксплуатационных характеристик. Композиты с металлическими наполнителями применяются в конструкционных изделиях в условиях космического или техногенного радиационного излучения [1]. Например, в околоземном пространстве поглощенная доза электронного, протонного и нейтронного излучений может превышать 10^5 Гр за 20 лет эксплуатации. Во время магнитных бурь мощные потоки релятивистских электронов способны через оболочку искусственного спутника Земли создать интенсивное тормозное излучение в материале неметаллических конструкциях, вызывая внутренний электрический пробой.

Образец из оргстекла с металлическими частицами внутри полости был облучен смешанным радиационным излучением средней мощностью дозы ~ 1 Гр/с (Рис. 1).

Рисунок 1. Повреждение акрилового материала при радиационном облучении; 1- радиационный источник; 2- образец из оргстекла с полостью; 3- металлические частицы внутри образца.

Кроме быстрых нейтронов, образец облучался сопутствующим гамма излучением из вольфрамовой мишени источника и вторичным гамма и бета излучением от активированных металлических частиц внутри образца. Поглощенная доза нейтронов, измеренная методом активационного анализа излучения частиц в центре образца, была 10^6 Гр. Для части образца, близкой к радиационному источнику доза быстрых нейтронов составила ~ 10^7 Гр. Это вызвало повреждение образца и растрескиванию материала.

По мере поглощения радиационного излучения в образце, доза облучение в дальней части образца уменьшилась на два порядка. Это создало неравномерное радиационное воздействие на акриловый материал и его неоднородное повреждение.

Список литературы:

1. Кузнецов Ю.В., Гульбин В.Н., Колпаков Н.С., Поливкин В.В. Радиационная защита
2. радиоэлектронной аппаратуры космического назначения. // Успехи современной радиоэлектроники. 2015. № 5. С. 50-59.

НЕЙРОСЕТЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Библик И.В.

Украина, Харьков, Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины, miles@ipmach.kharkov.ua

В настоящее время при изготовлении деталей ГТД широкое применение получили методы пластического деформирования и механической обработки, а также комплексные технологии на финишных операциях технологического процесса. В зависимости от материала детали и условий эксплуатации назначаются режимы обработки, позволяющие достигать необходимых значений усталостной прочности в достаточно широком диапазоне исходных состояний поверхности.

Знание закономерностей раздельного и комплексного влияния параметров поверхностного слоя позволяет использовать высокоэффективные методы обработки, обеспечивающие значительный прирост усталостной прочности деталей ГТД за счет технологического обеспечения оптимального уровня каждого из основных параметров поверхностного слоя деталей при их изготовлении.

Трудности, связанные с описанием сложных зависимостей, при формировании множества показателей качества при изготовлении деталей могут быть преодолены на основе применения современных информационных технологий. В последние годы широкое распространение получило новое направление в области создания моделей, прогнозирующих свойства материалов на основе искусственных нейронных сетей, которые зарекомендовали себя как эффективный метод аппроксимации сложных нелинейных и неявных зависимостей.

Целью настоящей работы является обоснование целесообразности использования нейросетевых моделей для оценки влияния качества поверхностного слоя на предел выносливости деталей ГТД. Для решения задачи прогнозирования усталостной прочности деталей ГТД после технологических операций предлагается реализовать модель нейронной сети, которая состоит из входного слоя, содержащего четыре элемента, одного скрытого слоя с четырьмя нейронами и выходного слоя с одним элементом.

В качестве входных параметров нейронной сети использовались параметры, определяемые технологией изготовления деталей ГТД: R_a – шероховатость поверхности; h_s – глубина упрочнения;

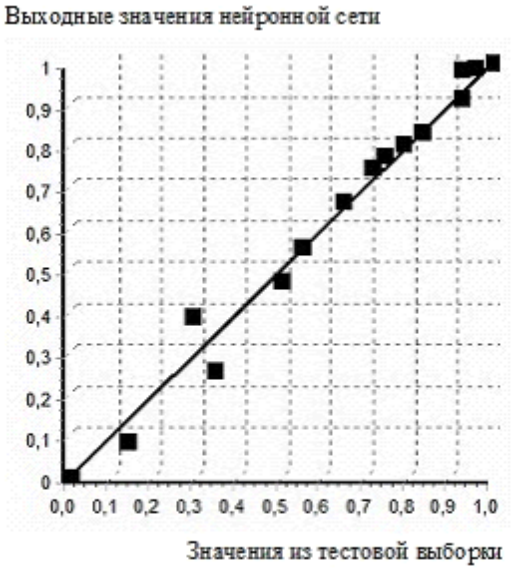


Рис.1. Оценка точности аппроксимации для тестовой выборки

$\sigma_{ост}$ – остаточные напряжения сжатия в поверхностном слое; ΔH – степень упрочнения. Нейросетевая модель реализована в среде программирования *Delphi*. В качестве активационной функции нейронной сети применялась сигмоидальная функция. Обучение нейронной сети происходило по обучающей выборке, в качестве которой использовались экспериментальные и литературные данные. В качестве обучающего алгоритма выбран алгоритм обратного распространения ошибки, основанный на алгоритме минимизации среднеквадратической ошибки.

С помощью разработанной нейронной сети проводилось прогнозирование усталостной прочности поверхностно упрочненных деталей ГТД, изготовленных из хромоникелевых и титановых сплавов. Выходной параметр нейронной сети (усталостная прочность) определялся для постоянной базы ($5 \cdot 10^6$ циклов) и условий испытаний (симметричный цикл нагружения изгибом при температуре 20 °С). Диапазоны значений входных параметров сети выбирались следующими: R_a от 0,2 до 0,4 мкм; h_s от 20 до 80 мкм; $\sigma_{ост}$ от –50 до –600 МПа; ΔH от 0 до 25 %. Для проверки адекватности работы нейросетевой модели использовались данные из тестовой выборки. На рис. 1 приведен фрагмент экрана вывода результатов работы нейронной сети (линия – линия регрессии, точки – выходные значения). По одной из осей откладываются результаты из тестовой выборки, по другой оси – результаты, полученные с помощью нейронной сети. Средняя квадратичная ошибка прогноза, вычисляемого нейронной сетью для обучающей выборки составила 0,021, а для тестовой выборки – 0,034.

РЕЗУЛЬТАТЫ ПРИМЕНЕНИЯ НЕЙРОСЕТЕВОЙ МОДЕЛИ ДЛЯ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Библик И.В.

Украина, Харьков, Институт проблем машиностроения им. А.Н. Подгорного НАН Украины, miles@ipmach.kharkov.ua

Рассмотрим результаты применения разработанной нейронной сети для оценки усталостной прочности деталей ГТД. Весовые коэффициенты сети после ее обучения составляли: для шероховатости поверхности – -2,255; для глубины упрочнения – 0,255; для остаточных напряжений сжатия – 5,5; для степени упрочнения – 2,2. Из сравнения весовых коэффициентов входных следует, что наибольшее влияние на повышение предела выносливости деталей после технологической обработки оказывают остаточные напряжения сжатия и степень поверхностного упрочнения.

С помощью разработанной нейронной сети может быть решена и обратная задача, состоящая в нахождении входных параметров по известным значениям выходного параметра (в нашем случае, усталостной прочности). На рис. 1, 2 в качестве примера показаны зависимости между значениями входных параметров нейронной сети из тестовой выборки и ожидаемыми значениями шероховатости поверхности (R_a) и степени поверхностного наклепа (ΔH) соответственно. Ожидаемые значения определялись нейронной сетью по известным выходным значениям усталостной прочности. Значения коэффициентов корреляции между ожидаемыми значениями входных параметров и данными из тестовой выборки находятся в интервале от 0,890 для R_a до 0,984 для ΔH.

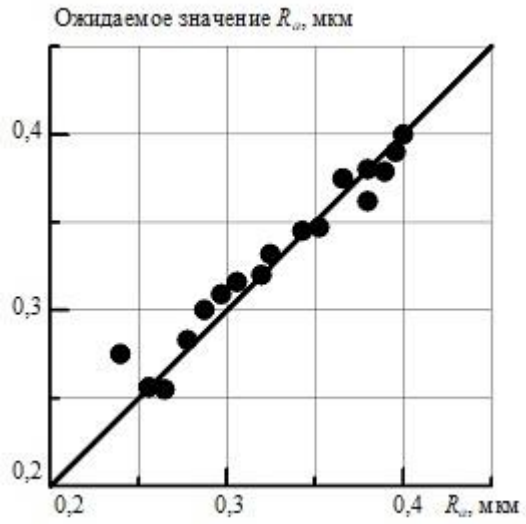


Рисунок 1.

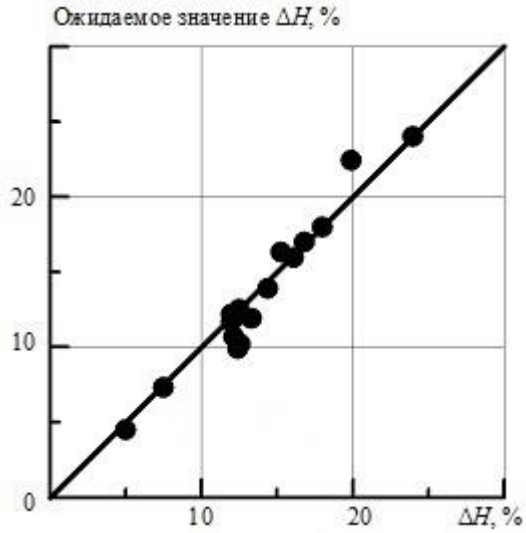


Рисунок 2.

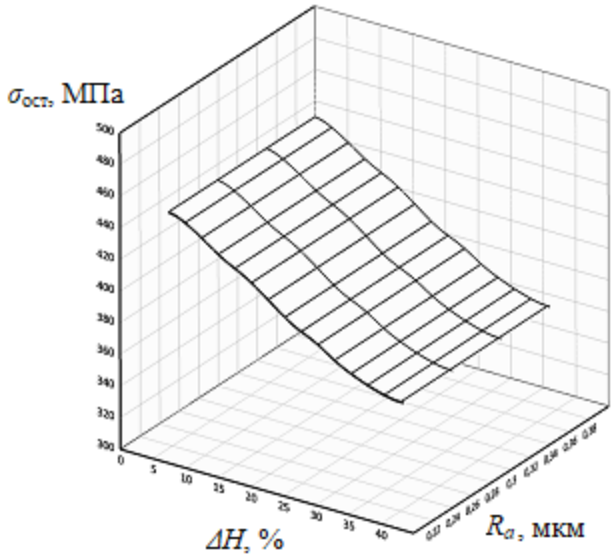


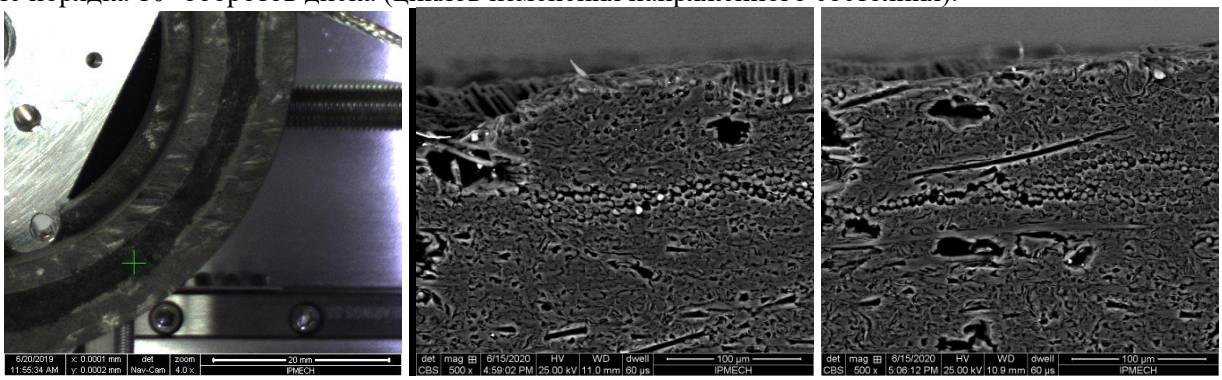
Рис. 3.

Полученные результаты позволяют не только установить степень влияния основных параметров качества поверхностного слоя на усталостную прочность деталей ГТД при их технологической обработке, но и определить в случае необходимости значения каждого из входных переменных нейронной сети для обеспечения заданного значения усталостной прочности. Так, на рис. 3 в качестве примера изображена поверхность равноусталостной прочности (580 МПа), которая получена в результате подбора нейросетевой моделью необходимых значений входных параметров. Используя разработанную нейронную сеть, можно составить таблицу значений входных параметров, обеспечивающих любое из выбранного диапазона значение усталостной прочности.

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИТОВ В ПРОЦЕССЕ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИЗНАШИВАНИИ.

Шпенев А.Г., Муравьева Т.И., Шкалей И.В., Буковский П.О.
Россия, Институт Проблем Механики им. А.Ю. Ишлинского РАН
muravyeva@list.ru.

Композитные материалы на основе углеродного волокна и углеродной матрицы находят широкое применение в узлах трения, требующих высокой стойкости к температурам и нагрузкам (прежде всего в качестве основы авиационных тормозных дисков и фрикционов сцепления спецтехники). Особенностью вышеперечисленных узлов является полное перекрытие поверхностей трущихся деталей, поэтому напряжённо-деформированное состояние в них остаётся практически постоянным в течение рабочего цикла. Однако, например, в тормозных системах типа колодка-диск напряжения в тормозном диске меняются циклически в течение каждого оборота диска, что создаёт предпосылки для развития усталостного механизма изнашивания. В процессе трибологических испытаний такого материала по схеме палец-диск [1] было обнаружено усталостное разрушение поверхности дискового образца (рис. 1 а) после порядка 10^4 оборотов диска (циклов изменения напряжённого состояния).



а б в

Рисунок 1, а – усталостное разрушение дорожки трения, б, в – усталостные трещины под поверхностью трения углеродного композита.

Под поверхностью дорожки трения после отслоения верхнего слоя материала имеются трещины, параллельные поверхности трения (рис. 1 б, в), на глубине примерно равной толщине отслоившегося слоя (50 мкм). Исследования показывают, что при усталостном изнашивании однородных материалов после первичного разрушения поверхности дальнейший износ происходит без расслоения. Однако для слоистых материалов с несовершенным межслоевым интерфейсом характерна как раз такая картина износа [2]. Углеродные композиты имеют крайне сложную структуру, и выбор способа описания этих материалов при моделировании различных процессов является критически важным. Проведённое исследование показывает, что при моделировании усталостного разрушения при тернии углеродных композитов имеет смысл использовать модель слоистого основания, а не анизотропного однородного тела, которая часто применяется при моделировании композитов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант №19-19-00548). Авторы выражают благодарность ОАО «Авиационная корпорация «Рубин» за предоставленные композитные материалы.

Список литературы:

1. П.О. Буковский, А.В. Морозов, А.Н. Кириченко. Влияние приработки на коэффициент трения углеродных композитных материалов авиационных тормозов // Трение и износ. — 2020. №4. С. 19-26

2. Goryacheva I.G., Torskaya E.V. Modeling of fatigue wear of a two-layered elastic half-space in contact with periodic system of indenters // Wear. – 2010, Vol.268, №11-12, P. 1417-1422

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРОМАГНИТНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Ni-Mn-In ПОСЛЕ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Грешнова Е.Д.

Россия, Екатеринбург, Институт физики металлов УрО РАН,

kaletina@imp.uran.ru

Создание новых конструкционных и многофункциональных материалов разного назначения востребовано и составляет одну из задач современного материаловедения. К таким материалам относятся ферромагнитные сплавы Гейслера нестехиометрических составов на основе системы Ni-Mn-In [1]. Эти сплавы могут быть использованы в различных технологических устройствах, которые часто подвергаются знакопеременным термическим воздействиям. Однако практическое использование сплавов Гейслера в качестве магнитоуправляемых устройств ограничено присущей им хрупкостью и низкой пластичностью при реализации циклов мартенситных превращений, в результате чего может быть снижена термоциклическая долговечность.

Исследовали влияние многократных циклов нагрева (в область существования парамагнитной $L2_1$ фазы) и охлаждения (до температуры жидкого азота) на структуру и свойства трехкомпонентных сплавов семейства Ni-Mn-In с разным соотношением Ni/Mn.

Сплавы подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 1123 К в течение 24 ч с последующим охлаждением с печью. После отжига проводили термоциклическую обработку - нагрев в область существования высокотемпературной фазы $L2_1$ (473 К) с последующим охлаждением до температуры жидкого азота (77 К). Количество циклов нагрев-охлаждение варьировалось от 1 до 20.

Исследуемые сплавы при температурах выше 350 К находятся в аустенитном состоянии с кристаллической структурой типа $L2_1$ [2]. После отжига и последующего охлаждения до комнатной температуры микроструктура всех исследованных сплавов поликристаллическая, как правило с ровными границами исходных крупных зерен. При охлаждении во всех сплавах наблюдается магнитный переход высокотемпературной $L2_1$ фазы из парамагнитного в ферромагнитное состояние, температура перехода не зависит от состава сплава. Затем происходит мартенситное превращение, которое сопровождается изменением кристаллической решетки и микроструктуры.

Температура мартенситного перехода понижается с 300 до 212 К с уменьшением содержания марганца с 44 до 42 ат.% при неизменном содержании индия. В сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ температура мартенситного превращения близка к комнатной и температуре магнитного перехода. В двух других сплавах при замещении атомов никеля атомами марганца температуры магнитного и мартенситного превращений не совпадают.

Установлено, что с увеличением числа циклов нагрева и охлаждения уровень микротвердости сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ существенно повышается по сравнению с микротвердостью двух других сплавов $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ и $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$. Заметное увеличение микротвердости наблюдается в сплаве $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ с близкими к комнатной температурами магнитного перехода и мартенситного превращения. После термоциклической обработки в структуре сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$ мартенситные кристаллы деформируют границы зерен, что приводит к появлению их зубчатости и охрупчиванию сплава.

Исследовано влияние различных режимов термоциклической обработки на микроструктуру и свойства ферромагнитного сплава $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$. Методом дифракции обратно отраженных электронов была проведена оценка уровня напряжений после отжига и последующей термоциклической обработки.

Сравнение магнитных свойств сплавов в отожженном состоянии и после термоциклической обработки показало, что уровень намагниченности исследованных сплавов после термоциклической обработки практически не изменяется.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6, а также при частичной поддержке проекта РФФИ № 20-03-00056.

Список литературы:

1 *Васильев А.Н., Бучельников В.Д., Такаги Т., Ховайло В.В., Эстрин Э.И.* Ферромагнетики с памятью формы // УФН. 2003. Т. 173. № 6. С. 577-608.

2 *Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г.* Мартенситные превращения и магнитные свойства в нестехиометрических сплавах Ni-Mn-In // ФТТ. 2014. № 8. С. 1583-1588.

АНАЛИЗ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР, ВОЗНИКАЮЩИХ В ИОННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ ВДАВЛИВАНИИ И КАЧЕНИИ СФЕРИЧЕСКИХ ИНДЕНТОРОВ

Савенко В.И.

Россия, Институт физической химии и электрохимии им А.Н.Фрумкина РАН

visavenko@rambler.ru

Введение. При изготовлении элементной базы полупроводниковой техники, использующей планарные и аддитивные технологии необходимо иметь высококачественные монокристаллы с поверхностью, обладающей заданной шероховатостью и мало дефектным приповерхностным слоем. Приготовление поверхности таких монокристаллов традиционно включает операции шлифования, полирования, доводки, элементарным актом которых является контактное воздействие единичного зерна абразива на приповерхностный слой монокристальной заготовки. Такое воздействие приводит, как правило, к пластическому деформированию этого слоя и сопровождается насыщением его кристаллической решетки линейными и точечными дефектами. Толщина указанного слоя, концентрация в нем дефектов, а также распределение последних по глубине зависит от граничных условий в контакте абразива с поверхностью заготовки. К таким условиям относятся форма и размер абразивных зерен, характер и скорость их перемещения по обрабатываемой поверхности, усилие, приходящееся на единичное зерно и т.п. Данная работа посвящена изучению влияния некоторых из вышеперечисленных факторов на характеристики дислокационной структуры, возникающей при пластической микродеформации монокристаллов фторида лития – широко применяемого материала акустоэлектронной техники. В данной работе анализировали наиболее «мягкие» виды контактных взаимодействий, моделируемые процессами качения и вдавливания сферических инденторов в плоскую поверхность образцов. В обширной литературе, посвященной данному вопросу, отсутствует за редкими исключениями, сопоставительный анализ деформационных процессов, протекающих в приповерхностных слоях монокристаллов при качении и вдавливании таких инденторов. Цель данной работы – восполнить указанные пробелы.

Образцы и методика. Образцами служили монокристаллические пластинки LiF с рабочей поверхностью {001}. Опыты по вдавливанию проводили на микротвердомере ПМТ-3. Инденторами служили изготовленные из стали ШХ-15 шары радиусом R = 0,5 мм, шероховатость их поверхности соответствовала 12 классу. Нагрузка на индентор варьировалась в диапазоне от 5 мН до 0.5 Н. Опыты по качению проводили с использованием того же прибора, снабженного специальной приставкой для реализации режима качения. Скорость качения варьировали в интервале 0.01 – 0.1 мм/сек. После проведения механических испытаний образцы подвергали избирательному травлению, выявлявшем на их рабочих поверхностях дислокационные микроструктуры, вокруг индивидуальных отпечатков и дорожек качения. Для выявления объемного расположения зон пластической деформации каждый образец раскалывали по плоскостям, перпендикулярным его рабочей поверхности и повторно травили в том же дислокационном травителе. Для количественного описания состояния пластически микродеформированного подповерхностного слоя образцов определяли линейные размеры характерных дислокационных зон, параметры дислокационных скоплений в них и местоположения особых точек, возникающих в этих зонах при указанных видах испытаний.

Результаты и их обсуждение. Качение. Опыты показали, что при использованных в данной работе скоростях качения дислокационные характеристики пластически деформированной приконтактной зоны не зависят от этой скорости. Получена экспериментальная зависимость приведенного радиуса

пластического контакта a/R, а также параметров дислокационной структуры указанной зоны от нагрузки на индентор F. Показано, что все характеристики $\{x_i\}$ дислокационной структуры качения возрастают с увеличением нагрузки F по степенному закону: $F = \{x_i\}^n$, с показателем n = 2.0 – 2.2. Определена критическая нагрузка F_{cr}, соответствующая переходу от чисто упругого к упруго-пластическому контакту: F_{cr} = 0.2 мН. Такой переход реализуется при $(a/R)_{cr} = 2\cdot10^{-3}$. **Вдавливание.** Как и в случае качения, зависимости характеристик дислокационной структуры вдавливания $\{y_i\}$ от нагрузки F подчиняются степенному закону: $F = \{y_i\}^n$. Однако значения показателя n для различных групп характеристик оказываются различными. Тем не менее, общая тенденция при этом такова, что с ростом нагрузки F величины показателя n для всех характеристик $\{y_i\}$ приближаются к значению n = 3, типичному для зависимости размеров контактной зоны в области упругого контакта. Анализ экспериментальных результатов показывает, что численные значения всех характеристик дислокационной структуры вдавливания, созданных при одной и той же нагрузке, по мере удаления плоскости раскола от центра отпечатка индентора монотонно убывают.

Заключение. Таким образом, закономерности формирования и развития дислокационных структур качения и вдавливания наряду со сходными чертами обнаруживают существенные различия.

ДЕСТРУКЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В НИОБАТНЫХ СЕГНЕТОКЕРАМИКАХ

Коваленко М.И., Дудкина С.И., Резниченко Л.А.
Россия, Южный федеральный университет, Научно-исследовательский институт физики
s.i.dudkina@yandex.ru

Принятие в 2002 г. и 2011 г. законодательных Директив Европарламентом [1, 2] о недопустимости в электротехнических областях использования Pb-содержащих керамик, в которых в качестве основного компонента присутствует токсичный свинец, побудило научное сообщество к разработке альтернативных бессвинцовых материалов, способных заменить Pb-содержащие в пьезотехнических приложениях.

Наиболее перспективными оказались сегнетокерамики на основе ниобатов щелочных металлов (НЩМ) (ниобатные сегнетокерамики, НСК). Но их известная склонность к саморазрушению [3] препятствует широкому практическому использованию подобных композиций.

В работе рассмотрены основные причины деструкционных явлений в НСК и пути их минимизации.

Полученные экспериментальные данные и их анализ позволяют определить следующие причины деструкционных явлений в НСК:

- вторичная прерывистая рекристаллизация I типа, обусловливающая рост отдельных кристаллитов до критического размера (~ 14 мкм), выше которого целостность образцов нарушается;

- вторичная прерывистая рекристаллизация II типа, связанная с наличием в ниобатных сегнетокерамиках фторсодержащей жидкой фазы (ЖФ), являющейся матрицей для чрезмерно быстрого роста монокристаллов до гигантских размеров как в краевых областях («корковый эффект»), так и в центре образца; с помощью различных экспериментальных методик (определение прочности, вязкости разрушения и др.) выявлено, что предельно допустимая концентрация F, не приводящая к деструкционным явлениям в НСК менее 0.2 масс. %. Увеличение содержания F приводит к ухудшению механических свойств, подавлению пьезоэлектрического состояния (уменьшению K_p, $|d_{31}|$, g_{31}, V_R, $Q_м$), а также к нежелательному для НСК увеличению $\varepsilon_{33}^T/\varepsilon_0$ на 50 %;

- неоднородность исследуемых твердых растворов (ТР), обусловленная одновременным существованием в процессе спекания кристаллической и жидкой фаз, каждой – различного состава;

- реологические характеристики (высокая слеживаемость и малая сыпучесть) исходных порошков, приводящая к неоднородной плотности, а впоследствии – низкой активности к спеканию, что вызывает образование центров с более (менее) плотной структурой и неоднородной микроструктурой, являющихся источниками внутренних напряжений;

- существование критических значений удельной поверхности частиц Nb_2O_5 различных квалификаций, выше которых прочность НСК резко снижается (для Nb_2O_5 квалификации Нбо-Пт – 550÷650 м^2/кг; осч – 950÷1000 м^2/кг; типа осч – 2500÷3500 м^2/кг).

Рассмотрим один из путей минимизации описанных эффектов путем изо- и гетеровалентного модифицирования НСК. Большие возможности модифицирования обусловлены существованием значительного количества монооксидов металлов и их сочетаний, способных растворяться в НЩМ в широких пределах концентраций; оксидов элементов, образующих в исходных объектах «плавни» (B_2O_3, SiO_2, V_2O_5 …), добавок комбинированного действия, влияющих на свойства исходных систем за счет образования ЖФ и катион-обменного взаимодействия с основой (модифицирующие стекла). Путем целевого выбора модификаторов, их концентраций, способа введения, характера распределения вакансий

можно направленно изменять некоторые (или все) параметры ТР, формируя новые фазовые состояния и свойства.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание в области научной деятельности, Южный федеральный университет, 2020 г.)

Список литературы:

1. Directive 2002/95/EU of the European Parliament and of the Council of 27 January 2003 on the restriction of the use of certain hazardous substances in electronic equipment // Official Journal of the European Union. L. 37. 2003. V. 46. P. 19-23.

2. Directive 2011/65/EU of the European Parliament and of the Council of 8 June 2011 on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment // Official Journal of the European Union. L. 174. 2011. V. 54. P. 88-110.

3. Бондаренко Е.И., Комаров В.Д., Резниченко Л.А., Чернышков В.А. Саморазрушение сегнетокерамики // ЖТФ. 1988. Т. 58, № 9. С. 1771-1774.

ВЛИЯНИЕ ОХРУПЧИВАЮЩЕГО ОТЖИГА НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ 22К

Никулин С.А., Рогачев С.О., Васильев С.Г., Белов В.А., Комиссаров А.А.

Россия, Москва, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», nikulin@misis.ru

Представлены результаты испытаний образцов стали марки 22К на ударный изгиб с построением сериальных кривых и анализа изломов образцов после испытаний.

Сталь 22К для исследований взята в состоянии поставки (нормализованный лист толщиной 60 мм). Из листа вырезали поперечные (поперек направлению прокатки) ударные образцы размером 10×10×55 мм с V-образным надрезом.

Испытания на ударный изгиб образцов проводили в состоянии поставки и после термической обработки, провоцирующей отпускную хрупкость. Термическую обработку проводили в печи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме $6{,}5\times10^{-3}$ Па. При проведении термической обработки образцов осуществлялась автоматическая цифровая запись сигналов с контрольных термопар. Термическую обработку проводили по следующему режиму: нагрев до 650 °С со скоростью 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью 1 °С/ч; охлаждение с печью. Таким образом, общая продолжительность термического воздействия составила около 7 суток.

Испытания на ударную вязкость проводили при температурах от 200 до минус 50 °С на маятниковом копре INSTRON SI-1M с максимальной работой удара 300 Дж при скорости движении маятника в момент удара 5±0,5 м/с. Нагрев ударных образцов до температуры испытаний осуществляли в электропечи. Охлаждение ударных образцов до температуры испытаний осуществляли в климатической камере LAUDA Proline RP890. Нагрев (охлаждение) образцов осуществляли в течение не менее 15 мин, после чего в течение 5 сек их переносили на маятниковый копер и разрушали. Для каждого состояния было испытано по 18 образцов.

Исследования изломов образцов после испытаний проводили визуально, а также на сканирующем электронном микроскопе Hitachi TM-1000 при увеличениях до ×3000.

Показано, что провоцирующая отпускную хрупкость термическая обработка стали 22К приводит к снижению температуры вязко-хрупкого перехода на ~30–40 °С. При температурах испытания от 200 до 50 ºС значения ударной вязкости KCV стали в исходном состоянии составили 180–208 Дж/см^2, при этом в изломах образцов не наблюдается хрупкой составляющей. После термической обработки значения ударной вязкости при температурах испытания от 200 до 50 ºС значимо не изменяются, однако после испытания при температуре 50 ºС в изломах образцов присутствует 10–30 % хрупкой составляющей.

МОДЕЛИРОВАНИЕ 6D - ОБСЛУЖИВАНИЕ, ЭКСПЛУАТАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ ТРАЛОВОЙ СИСТЕМОЙ

Недоступ А.А., Ражев А.О., Багрова А.А., Васильев Д.Е., Сысенко В.В.

Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ» e - mail: nedostup@klgtu.ru

Промышленное рыболовство являются важной отраслью и элементом экономики приморских регионов Российской Федерации, способствующим их социально-экономическому развитию и обеспечению продовольственной безопасности, как приморских регионов, так и России в целом. Россия

располагает крупнейшим в мире водным фондом внутренних водоемов и прибрежных акваторий морей, использование которого носит комплексный многоотраслевой характер. Добывают в основном (70%) гидробионтов орудиями рыболовства - тралами. Донные и разноглубинные тралы применяются на различных по мощности судах. Тралы представляют собой сложные инженерные сооружения, которые изменяют свою форму в процессе эксплуатации, и таки образом обслуживать, эксплуатировать и управлять ими достаточно сложно [1]. В данной статье поставлена задача применения 6D управления, как инструмента эффективного контроля проектирования, создания и сопровождения жизненного цикла траловой конструкции. Принцип 6D управления подразумевает создание цельной многомерной модели, отражающей динамику конструирования, расходования средств и ресурсов на постройку трала, его эксплуатация на промысле, а также износа трала в процессе его использования, хранения, моделирование работ по ремонту.

Создание единой базы данных по тралам, содержащая актуальные сведения о проектах тралов и истории всех внесённых изменений в проекты, а также их эксплуатация позволяет проводить быстрый мониторинг прошедших, текущих и будущих работ по модернизации донных и разноглубинных тралов. Ликвидированние ННН. Контроль за промыслом со стороны Федерального агентства по рыболовству. Унифицированная система классификации и кодирования тралов, разработанная ООО «ЛЦТ», позволит накапливать базу данных, истории промысла гидробионтов в различных районах Мирового океана. Так же она применяется с целью идентификации всех конструкций орудий рыболовства, любых сетных садков по выращиванию гидробионтов, а также места их установки в процессе проектирования, эксплуатации и технического обслуживания. Применение единой методики кодирования тралов кодов позволяет построить корректную структуру орудий рыболовства.

6D управление сокращает сроки подготовки и согласования проектной документации на трал, позволяя выгружать данные напрямую из 3D модели. Такую САПР создает ООО «ЛЦТ». Выполнение грамотного экономического и ресурсного планирования, приводящего к сокращению трудовых, денежных и временных затрат в среднем на 5-20 %. Устранение коллизий ещё на этапе проектирования. Полноценная визуализация проекта трала позволяет проводить оперативную проверку практического выполнения организационных и технологических решений.

С развитием технологий искусственного интеллекта все большую популярность приобретают системы управления, основанные на модели предсказательного моделирования [2]. На их основе в ходе решения поставленной задачи 6D управления траловой системой будет предложена новая концепция по энергопотреблению, надежности и эффективности. Из-за противоречивых требований к производительности, стабильности и энергоэффективности, концепция управления должна быть улучшена посредством численной оптимизации, основанной на моделировании временной области траловой системы с учетом промышленных ограничений на энергоснабжение траловых досок. Система управления, основанная на модели предсказательного моделирования, должна решать сложные задачи и ограничения. Таким образом, модуль предсказательного моделирования не требует больших вычислительных затрат, необходимых для моментальной реакции на быстро изменяющиеся динамические процессы.

Список литературы:

1. Недоступ А.А., Ражев А.О. Применение показаний датчиков для автоматизации управления траловой системой. Морские интеллектуальные технологии. №2(44) Т.2. 2019. - С. 155-158.

2. Недоступ А.А., Ражев А.О. Постановка задачи управления разноглубинными траловыми комплексами// Материалы XI Национальной (всероссийской) научно-практической конференции «Природные ресурсы, их современное состояние, охрана, промысловое и техническое использование». П-Камчатский. ФГБОУ ВО «КамчатГТУ». - 2020. - С. 217-221.

АВТОМАТИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КАНАТНО-СЕТНОГО ТРАЛА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СОВРЕМЕННЫХ ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Недоступ А.А., Ражев А.О., Багрова А.А., Васильев Д.Е., Сысенко В.В.

Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ» e - mail: nedostup@klgtu.ru

Канатно-сетные тралы представляют собой буксируемые орудий рыболовства, которые облавливают протяженные и косячные скопления гидробионтов. Тралы состоят из канатов, веревок, ниток, оснастки и такелажа. Канаты, веревки и нитки представляют собой крученые и шнуровидные материалы, которые имеют различную структуру и состав, что в последствии при эксплуатации тралов сказывается на их управлении, работе и износе. Так уже применяется в рыболовстве композитные

рыболовные материалы - ваера, которые легче стальных и удобней в работе. Исследование механических свойств рыболовных материалов, а это разрывная нагрузка, удлинение, изгибная и поперечная жесткость и тд возможно экспериментально на разрывных машинах, и на другом оборудовании, но также с применением компьютерного моделирования. При этом нужно понимать, что для компьютерного моделирования необходимы математические модели, описывающие характеристики и механические свойства рыболовных материалов. А так как канаты, веревки и нитки являются неоднородными, и в процессе эксплуатации меняют свои свойства, то и возникают трудности при описании соответствующих процессов и свойств. На помощь исследователю идет физическое моделирование процессов [1]. Причем физическое моделирование должно моделировать динамические процессы, которые протекают с канатами, веревками и нитками в процессе их эксплуатации. Так в процессе физического моделирования канатов возможно предсказать его свойства [2-4]. Тем самым актуальность научных исследований состоит в автоматизации процесса физического моделирования канатно-сетного трала с использованием информационных технологий. Под информационными технологиями будем иметь в виду компьютерные программы. Так к примеру на кафедре промышленного рыболовства ФГБОУ ВО «КГТУ» была создана компьютерная программа на языке С++ для расчета гидродинамики распорных траловых досок [5]. Данная компьютерная программа позволяет решить уравнения Навье-Стокса. Имея опыт создания программ по расчету гидродинамических характеристик траловых конструкций, кафедра промышленного рыболовства приступила к расчету механических свойств рыболовных материалов. Но главным и одним из основных элементов расчета является компьютерно-физическое моделирование процессов. Это новое понятие, которое сопряжено с тем, что масштабы подобия всех механических процессов описаны и выведены [1]. На основании масштабов подобия создается компьютерная программа для автоматизации физического моделирования канатно-сетного трала. Таким образом, модуль компьютерно-физического моделирования механических свойств рыболовных материалов, канатов, веревок и ниток является неотъемлемой часть САПР тралов, который позволяет предсказать механические свойства различных материалов в изменяющихся динамических процессах.

Список литературы:

1. Недоступ А.А. Физическое моделирование гидродинамических процессов движения орудий рыболовства// Вестник томского государственного университета. Математика и механика. Томск. - №. 3(19). - 2012. - С. 55-67.

2. Недоступ А.А., Ражев А.О., Насенков П.В., Коновалова К.В., Никифорова М.В., Аникин А.А. К обоснованию правил подобия разрывной нагрузки рыболовных материалов // Материалы VII международного Балтийского морского форума «Морская техника и технологии. Безопасность морской индустрии» / КГТУ. - Т.2. - 2019. - С. 281-285.

3. Недоступ А.А., Насенков П.В., Ражев А.О., Коновалова К.В., Федоров С.В. Обоснование правил подобия разрывной нагрузки рыболовных крученых изделий //Вестник Астраханского государственного технического университета. Серия: Рыбное хозяйство. Астрахань. АГТУ. №1. 2020. - С. 38-45.

4. Недоступ А.А., Коновалова К.В., Насенков П.В., Ражев А.О., Федоров С.В. Обоснование правил подобия изгибной жесткости рыболовных крученых изделий //Вестник Астраханского государственного технического университета. Серия: Рыбное хозяйство. Астрахань. АГТУ. №1. 2020. - С. 77-85.

5. Недоступ А.А., Ражев А.О. Программное обеспечение для исследования гидродинамики распорных траловых досок. Морские интеллектуальные технологии. №3(37) Т.1. 2017. - С. 168-173.

ПОДОБИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЫБОЛОВНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Недоступ А.А., Ражев А.О., Насенков П.В., Коновалова К.В., Багрова А.А.
Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ»
nedostup@klgtu.ru

Рассмотрена проблема физического моделирования физико-механических свойств рыболовных крученых нитевидных материалов - разрывной нагрузки и изгибной жесткости. Возникшие сложности при проведении натурных экспериментов, особенно исследование разрывной нагрузки и изгибной жесткости канатов больших диаметров, а также при больших длинах. Проектирование технических систем рыболовства, а они бывают сетными, канатно-сетными и канатными, должно начинаться с выбора критериев подобия. Критерии подобия механических свойств рыболовных материалов ничем не отличаются от критериев механического подобия [1]. Далее определяют масштабные коэффициенты моделирования, которые позволяют, на основе известных значений натурного материала, правильно рассчитать значения физико-механических свойств проектируемого объекта. Правила подобия разрывной нагрузки рыболовных крученых нитевидных изделий, применяемых для постройки орудий

промышленного рыболовства, позволяют моделировать новые элементы этих орудий без проведения натурных экспериментов. При этом в них уже будут заложены решения проблем, связанные с исследованиями динамических процессов, деформации, разрушения, а также прогнозом надежности и ресурса материала. Предложенная методика, которая основана на определении масштабов подобия крученых нитевидных изделий, изготовленных из полиамидных волокон, позволяет без проведения энергоемких экспериментальных исследований на канатах большого диаметра моделировать разнообразные сетные и канатно-веревочные элементы из крученых нитевидных изделий различных размеров и структур. Описан метод определения масштабов подобия рыболовных нитевидных изделий на примере испытаний крученых нитевидных изделий, изготовленных из полиамидных волокон. Предложенный метод позволяет без проведения экспериментов на канатах большого диаметра определять их основные физико-механические свойства, которые необходимы для моделирования новых элементов орудий промышленного рыболовства. Данный метод можно применять при расчете физико-механических свойств, в конечном итоге влияющих на уловистость орудия рыболовства. В контексте решения проблемы физического моделирования рыболовных крученых нитевидных материалов рассматривается вопрос обоснования правил подобия изгибной жесткости нитевидных изделий. Данные проблемы обусловлены, во-первых, масштабностью, высокой стоимостью и сложностью инженерных сооружений в промышленном рыболовстве, в связи с чем их практически невозможно испытывать только в натурных условиях; во-вторых, отсутствием систематических опытов по измерению изгибной жесткости синтетических канатно-веревочных изделий. Таким образом, возникает необходимость в проведении модельных экспериментов, связанных с физическим моделированием динамических процессов, которые протекают в рыболовных крученых изделиях, а также в подробном изучении теории подобия. В качестве исследовательской задачи была предпринята попытка оценить изгибную жесткость натурного объекта из полиамида на основе анализа экспериментальных данных изгибной жесткости синтетических крученых нитевидных изделий из полиамида различного диаметра и длины (длиной 0,08; 0,10; 0,12; 0,16; 0,20 и 0,24 м при диаметре 1,1; 2,0; 3,1; 4,0; 5,0 и 6,0 мм). Полученные данные позволили подтвердить правильность использования теории динамического подобия при обосновании правил подобия изгибной жесткости крученых нитевидных изделий и дают возможность без проведения экспериментов на канатно-веревочных изделиях большого диаметра определять их основные физико-механические свойства, которые необходимы для моделирования орудий промышленного рыболовства.

Список литературы:

1. Недоступ А.А. Физическое моделирование гидродинамических процессов движения орудий рыболовства// Вестник томского государственного университета. Математика и механика. Томск. - №. 3(19). - 2012. - С. 55-67.

2. Недоступ А.А., Насенков П.В., Ражев А.О., Коновалова К.В., Федоров С.В. Обоснование правил подобия разрывной нагрузки рыболовных крученых изделий //Вестник Астраханского государственного технического университета. Серия: Рыбное хозяйство. Астрахань. АГТУ. №1. 2020. - С. 38-45.

3. Недоступ А.А., Коновалова К.В., Насенков П.В., Ражев А.О., Федоров С.В. Обоснование правил подобия изгибной жесткости рыболовных крученых изделий //Вестник Астраханского государственного технического университета. Серия: Рыбное хозяйство. Астрахань. АГТУ. №1. 2020. - С. 77-85.

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ МУЛЬТИФЕРРОИКА $0.5BiFeO_3$–$0.5PbFe_{0.5}Nb_{0.5}O_3$

Жидель К.М.[1], Павленко А.В.[1,2]

[1]*Россия, Научно-исследовательский институт физики Южного федерального университета, e-mail: karinagidele@gmail.com*

[2]*Россия, Федеральный исследовательский центр Южный научный центр Российской академии наук, e-mail: tolik_260686@mail.ru*

Мультиферроидные материалы, в которых сегнетоэлектрическое и магнитное упорядочение присутствуют одновременно, привлекают большое внимание исследователей благодаря возможности их применения в устройствах памяти, электронных управляемых полем ферромагнитных резонансных устройствах, преобразователях и спинтронике. Мультиферроики редко встречаются в природе, поскольку одновременное проявление сегнетоэлектрических и ферро/антиферромагнитных свойств является взаимоисключающим. Сегнетоэлектричество требует пустой *d*-оболочки в отличие от ферромагнетизма, где электроны присутствуют в *d*-оболочке.

Среди немногих известных мультиферроидных материалов перовскит $BiFeO_3$ (BFO), который кристаллизуется в ромбоэдрической искаженной структуре (пространственная группа *R3c*) и уникален

тем, что проявляет как сегнетоэлектрическое, так и антиферромагнитное упорядочение одновременно выше комнатной температуры. Однако широкому практическому применению BFO препятствует, прежде всего, его структурная неустойчивость, вызванная пограничным положением $BiFeO_3$ в структурном типе перовскита, а также высокая проводимость и термическая нестабильность, обусловленная появлением дополнительных аномалий (максимумов) на термочастотных характеристиках диэлектрических свойств соответствующих керамик. Для устранения данной проблемы нами был создан твердый раствор на основе феррита висмута с ферониобатом свинца в качестве дополнительного компонента.

В данной работе представлены результаты исследования диэлектрических и пьезоэлектрических свойств мультиферроика твердого раствора состава $0.5BiFeO_3$–$0.5PbFe_{0.5}Nb_{0.5}O_3$ (0.5BFO–0.5PFN), изготовленного в виде керамики.

Керамики твердого раствора стехиометрического состава 0.5BFO–0.5PFN были получены по обычной керамической технологии путем твердофазного синтеза с последующим спеканием.

Измерения относительной комплексной диэлектрической проницаемости $\varepsilon^*/\varepsilon_0 = \varepsilon'/\varepsilon_0 - i\varepsilon''/\varepsilon_0$ производили в диапазоне частот $f = 20–2 \cdot 10^6$ Hz в интервале температур 20–600 ºC на автоматическом измерительном стенде на базе LCR-метра Agilent E4980A и терморегулятора Варта ТП703.

На основе проведенных измерений диэлектрических характеристик объекта установлено, что аномалии на зависимостях действительной $\varepsilon'/\varepsilon_0$ и мнимой $\varepsilon''/\varepsilon_0$ частей комплексной диэлектрической проницаемости при $T \sim 400$ K обусловлены переходом объекта из сегнетоэлектрической фазы в параэлектрическую, а при $T \sim 450$ K — с происходящим при этих температурах магнитным превращением в объекте.

Поведение зависимостей действительной $\varepsilon'/\varepsilon_0$ и мнимой $\varepsilon''/\varepsilon_0$ частей комплексной диэлектрической проницаемости в высокотемпературной области является следствием проявления Максвелл-Вагнеровской поляризации недебаевского типа и соответствующей ей релаксации, что так же имело место и в керамиках $BiFeO_3$ и $PbFe_{0.5}Nb_{0.5}O_3$. Принимая во внимание литературные данные, нами показано, что исследуемый объект при $T < 450$ K одновременно проявляет сегнетоэлектрические и магнитные свойства. Данное поведение диэлектрических параметров свидетельствует о том, что исследуемый объект принадлежит к сегнетоэлектрикам-релаксорам. Обсуждаются причины выявленных закономерностей. Предполагается, что релаксорные свойства в исследуемом объекте могут быть следствием разупорядочения его структуры и специфики дефектной подсистемы.

Предприняты попытки поляризации исследуемой керамики различными технологическими способами. Оказалось возможным фиксировать только пьезомодуль d_{33}, измеряемый квазистатическим методом, который спадал с 24 пКл/Н до нуля в течение 240 часов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание в сфере научной деятельности проект № БАЗ0110/20-3-07ИФ, Южный федеральный университет, 2020 г.).

УПРУГАЯ И УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ОБЛАСТИ ДИАГРАММЫ ВДАВЛИВАНИЯ ПРИ КИНЕТИЧЕСКОМ (ИНСТРУМЕНТАЛЬНОМ) ИНДЕНТИРОВАНИИ МЕТАЛЛА СФЕРИЧЕСКИМ ИНДЕНТОРОМ

Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Жгут Д.А., Горячкина М.В.
Россия, НИУ «МЭИ»,
MatiuninVM@mpei.ru

Кинетическое (инструментальное) индентирование за последние 20 лет получило развитие как новый метод механических испытаний материалов [1, 2]. В основе этого метода лежит кинетическая диаграмма вдавливания «нагрузка F – перемещение индентора α», включающая области упругой и упругопластической деформации.

Предложена методика преобразования диаграммы «F - α» в диаграмму «невосстановленная твердость по Бринеллю HB_t – относительная глубина невосстановленного отпечатка t/R». Для пластичных металлов эта диаграмма имеет максимум с координатами $(HB_t)_B$ и $(t/R)_B$ и сходна с диаграммой растяжения «условное напряжение σ – относительное удлинение δ», имеющей максимум с координатами «временное сопротивление σ_B» и «предельное равномерное удлинение δ_P».

С использованием уравнения Г. Герца получена зависимость HB_t от t/R в упругой области индентирования:

$$HB_t = \frac{a_0}{2\pi R^{0.5}\gamma^{1.5}}\left(\frac{t}{R}\right)^{0.5}, \qquad (1)$$

где $a_0 = \dfrac{4R^{0.5}}{3\left[\dfrac{\left(1-\nu_M^2\right)}{E_M} + \dfrac{\left(1-\nu_И^2\right)}{E_И}\right]}$; $\gamma = \dfrac{E_И}{E_И + E_M}$; $E_И$ и E_M – модули нормальной упругости, $\nu_И$ и ν_M – коэффициенты Пуассона материала индентора и испытуемого материала соответственно.

Для упругопластической области индентирования зависимости HB_t от t/R при $HB_t \le (HB_t)_B$ имеют следующий вид:

$$HB_t = \frac{A}{2\pi}\left(\frac{t}{R}\right)^{n-1}, \qquad (2)$$

где $A = aR^{n-2}$ a и n – коэффициенты, связывающие нагрузку вдавливания F с невосстановленной глубиной отпечатка t: $F = at^n$.

При совместном решении уравнений (1) и (2) получена формула для определения твердости на пределе упругости $(HB_t)_У$:

$$\left(HB_t\right)_У = \frac{a_0^{(n-1)/(n-1.5)}}{2\pi R a^{\frac{0.5}{n-1.5}} \gamma^{\frac{1.5(n-1)}{n-1.5}}}. \qquad (3)$$

Максимальная твердость $(HB_t)_B$ равна:

$$\left(HB_t\right)_B = \frac{A}{2\pi}\left[2(n-1)\right]^{n-1}. \qquad (4)$$

Эксперименты, выполненные на сталях различных классов и марок с определением предела упругости $\sigma_{0,05}$ и временного сопротивления σ_B при растяжении образцов, а также $(HB_t)_У$ и $(HB_t)_B$ при кинетическом индентировании, показали, что отношения $\sigma_{0,05}/(HB_t)_У$ и $\sigma_B/(HB_t)_B$ примерно равны 1/3.

Список литературы:

1. Федосов, С.А. Определение механических свойств материалов микроиндентированием [Текст] / С.А. Федосов, Л. Пешек. – М.: МГУ, 2004. – 98 с.

2. Матюнин, В.М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов [Текст] / В.М. Матюнин. – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.

ЭЛЕКТРОМАГНИТНАЯ НАПЛАВКА ФЕРРОПОРОШКОВ С ИМПУЛЬСНЫМ МЕХАНИЧЕСКИМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ НА УПРОЧНЯЕМУЮ ПОВЕРХНОСТЬ

Витязь П.А.[1], Хейфец М.Л.[2], Бородавко В.И.[3], Грецкий Н.Л.[3], Ратуцкая Д.С.[3]

ОИМ НАН Беларуси[1], ИПФ НАН Беларуси[2], ОАО «НПО Центр» НАН Беларуси[3], mlk-z@mail.ru

Для восстановления и упрочнения изношенных поверхностей деталей машин применяют электромагнитную наплавку (ЭМН) высоколегированных ферропорошков.

Высокое качество формирования покрытий при ЭМН достигается установками, позволяющими реализовать импульсное механическое воздействие полюсного наконечника на формируемый участок покрытия (рис. 1-3). Устройства (рис. 2, 3) кроме возвратно-поступательного движения полюсного наконечника обеспечивают его дополнительное вращение. Дополнительное вращение полюсного наконечника способствует лучшей очистке рабочего зазора от частиц ферропорошка, не участвовавшего в предыдущих разрядах и от продуктов эрозии в твердой фазе, что повышает стабильность образования токопроводящих цепочек, увеличение переноса капель расплава порошка на поверхность детали, повышение стойкости полюсного наконечника.

Работу устройства с импульсным механическим воздействием можно пояснить на примере упрочнения наружной поверхности вращения (рис. 1). Деталь 1 помещают с некоторым зазором δ_1 вблизи полюсного наконечника 2, который укреплен на пластинчатой пружине 3. Между полюсным наконечником и сердечником 4 электромагнита имеется воздушный промежуток δ_2. Деталь через скользящий контакт 5 подключают к отрицательному, а полюсный наконечник – к положительному полюсу источника технологического тока. В качестве источника тока может быть принят один из типов сварочных трансформаторов с выпрямляющим устройством, обеспечивающим однополупериодное выпрямление напряжения в его вторичной цепи. Электромагнитная катушка 6 питается выпрямленным по однополупериодной схеме током от промышленной сети. При вращении детали в рабочий зазор из бункерного дозирующего устройства 7 с определенным расходом непрерывно подают ферромагнитный порошок 8. Ориентируясь в зазорах вдоль магнитных силовых линий, зерна ферропорошка образуют

множество токопроводящих цепочек, замыкающих электрическую цепь между сердечниками и деталью. Под действием электрической эрозии в результате происходящих разрядов часть материала ферропорошка переносится на упрочняемую поверхность.

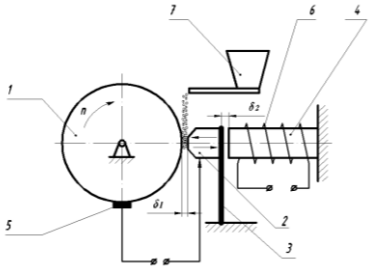


Рисунок 1. Схема упрочнения поверхности вращения детали ферропорошками в пульсирующем магнитном поле при вибрации полюсного наконечника: 1 – деталь; 2 – полюсный наконечник; 3 – пластинчатая пружина; 4 – сердечник; 5 – скользящий контакт; 6 – электромагнитная катушка; 7 – дозирующее устройство

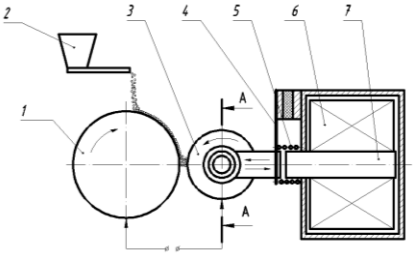


Рисунок 2. Устройство с самовращающимся осциллирующим наконечником: 1 – обрабатываемая деталь; 2 – дозирующее устройство; 3 – самовращающийся наконечник; 4 – гибкая металлическая пластина; 5 – пружина; 6 – электромагнитная катушка; 7 – сердечник

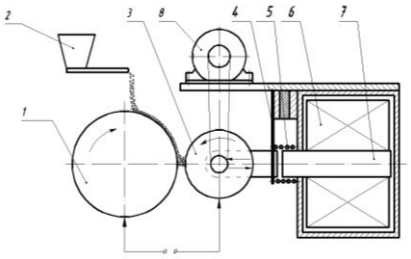


Рисунок 3. Устройство с принудительно вращающимся осциллирующим наконечником: 1 – обрабатываемая деталь; 2 – дозирующее устройство; 3 – самовращающийся наконечник; 4 – гибкая металлическая пластина; 5 – пружина; 6 – электромагнитная катушка; 7 – сердечник; 8 – электродвигатель

Рабочая поверхность полюсного наконечника для снижения энергопотребления может выполняться гладкой, с продольными или поперечными пазами.

Для повышения стойкости полюсного наконечника и качества формирования покрытий в электромагнитном поле необходимо учитывать направление электрического тока и магнитной индукции и фазовые соотношения напряжений, питающие электромагнитную катушку и сварочный трансформатор.

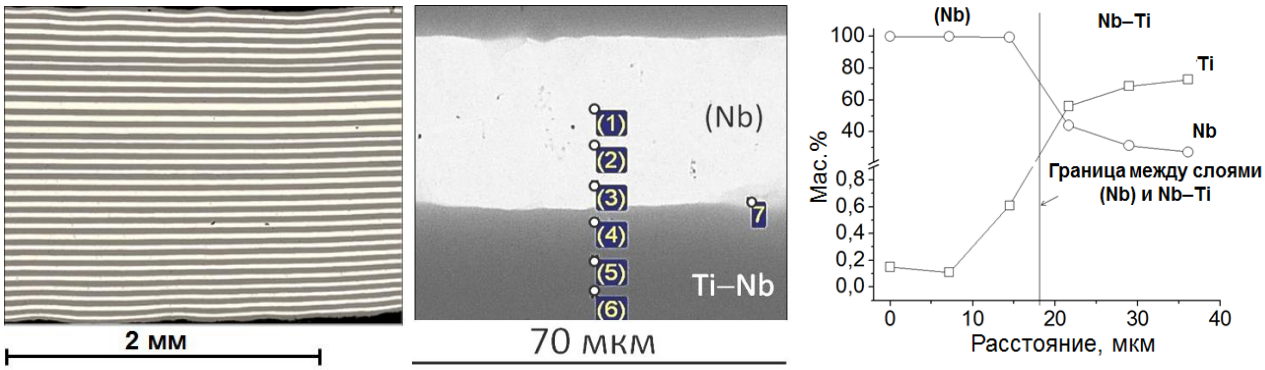
Исследования показали, что применение оборудования с импульсным механическим воздействием при ЭМН способствует повышению сплошности нанесенного покрытия и улучшению его физико-механических характеристик.

ТВЕРДОФАЗНОЕ ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СПЛАВА Nb50Ti И МНОГОСЛОЙНОЙ ЛЕНТЫ С МЕДНОЙ СТАБИЛИЗАЦИЕЙ НА ЕГО ОСНОВЕ

Коржов В.П.

Россия, г. Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН,
korzhov@issp.ac.ru

За два цикла, состоящих из диффузионной сварки (ДС) многослойных пакетов и их последующей прокатки при комнатной температуре, получена композитная лента из сверхпроводящего сплава Nb–50 мас. %Ti с медной стабилизацией.



а *б* *в*

Рисунок 1. Макро- (*а*) и микроструктура (*б*) поперечного сечения пакета после ДС в 1-м цикле и концентрационные профили титана и ниобия (*в*) границы между (Nb) и Ti–Nb: 1–7 – точки анализа

В 1-м цикле Nb/Ti-пакеты собирали из Ti- и Nb-фольг толщиной соответственно 45 и 50 *мкм*. Сварка пакетов проходила при 1050 °С и давлении 16–17 *МПа* в течение 10 *мин* (рис. 1, *а*). Полученные многослойные пакеты прокатывали до ленты толщиной 0,2 *мм*.

Во 2-м цикле пакеты формировали из отрезков ленты после 1-го цикла, двух или более Cu-пластин толщиной 0,15 *мм* и Nb-фольг толщиной 20 *мкм*, прокладываемых между Cu-пластинами и пачками из отрезков после 1-го цикла (см. рис. 2, *а*). Фольги ниобия были диффузионными барьерами от взаимодействия между медью и титаном из сплава Nb–Ti. Режим сварки пакетов: 950 °С, 19 *МПа*, 2 *ч*.

Анализ микроструктуры композита после 1-го этапа сварки показал, что достаточно было 10-минутной сварки, чтобы на месте Ti-слоев образовались (Ti–Nb)-слои с 27 мас. %Nb в середине (рис. 1, *а* и *б*). Титан же в слоях ниобия растворялся в количестве, не превышавшем 0,2%, т. е. твердофазное взаимодействие между слоями происходило, в основном, за счет диффузии ниобия в титан.

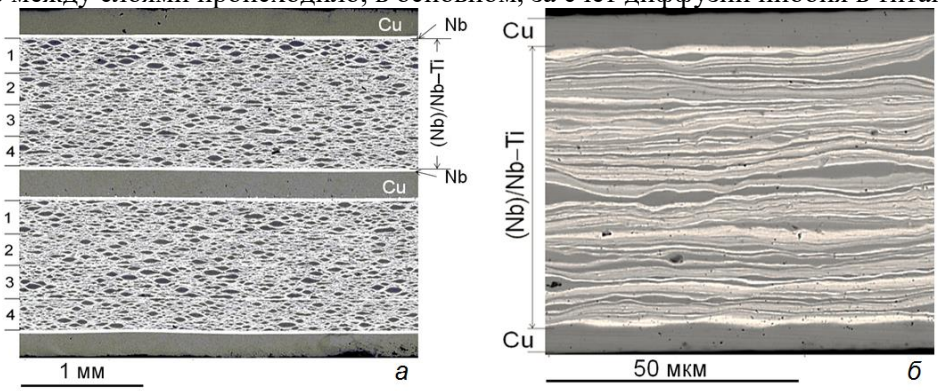


Рисунок 2. Микроструктура многослойного композита из сплава Nb50Ti с двумя наружными и одним внутренним Cu-слоями и Nb-экранами после ДС (*а*) и ленты толщины 65 *мкм* из композита без Cu-слоя внутри после ДС и прокатки (*б*): 1–4 – отрезки ленты после 1-го цикла

Расчетные толщины отдельных слоев твердого раствора титана в ниобии (Nb) и NbTi-сплава в многослойной ленте конечной толщины составляли ~150 *нм*. Лента шириной 2 *мм* со структурой на рис. 2,*б* при 4,2 К в магнитном поле 5 *Тл*, ||-ом плоскости прокатки ленты и ⊥-ом транспортному току, имела критический ток I_C, равный 30 *А*.

ТВЕРДОФАЗНЫЕ КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ФОЛЬГАХ НИОБИЯ И Ti-СПЛАВА И, ПОЛУЧЕННЫЕ ИЗ НИХ, ЖАРОПРОЧНЫЕ СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ

Коржов В.П.
Россия, г. Черноголовка, Институт физики твердого тела РАН
korzhov@issp.ac.ru

Покрытия относятся к категории диффузионных, различающихся нанесением материала покрытия на поверхность металла, как-то – из порошковых смесей, газовых сред, расплавов, паст и суспензий. Здесь же насыщению металла углеродом служат ленты терморасширенного графита (ТРГ – thermally expanded graphite), использующиеся в пакетах как прокладки между фольгами ниобия или Ti-сплава, то есть в «закрытой» от их окисления конструкциях. Состав Ti-сплава: Ti–10,0%Cr–7,3%Mo–2,6 мас. %Al.

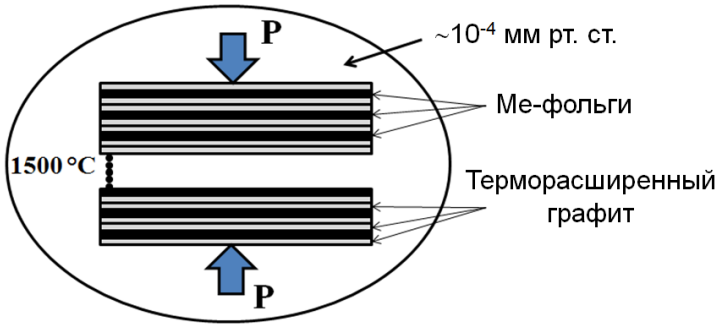


Рисунок 1. Схематическое изображение пакета и его термической обработки под давлением для получения карбидных покрытий на Me-фольгах

Получение лент из Ti-сплава и Nb-лент с 2-сторонним карбидным покрытием включает: *сборку* пакетов из 10–20 лент, например, из ниобия, толщиной несколько десятков *мкм*, и лент ТРГ, *термическую обработку* (ТО) пакетов под давлением до 15 *МПа* при 1500°С в течение 15–60 *мин* (рис. 1) и *разборку* пакетов по границам между двух лент ТР-графита.

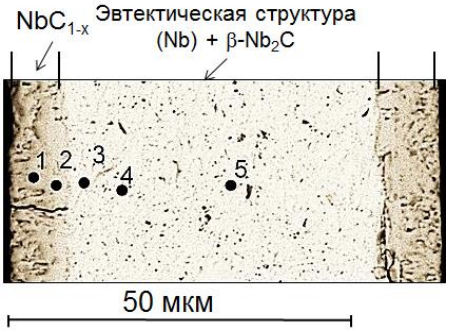
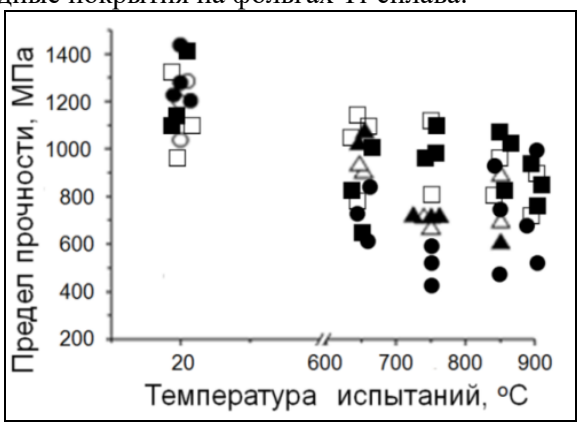


Рисунок 2. Структура сечения Nb-фольги толщиной 60 *мкм* после ТО при 1500 ºС и 15 *МПа* в течение 1 *ч*: 1–5 – точки локального рентгеновского спектрального анализа

При ТО пакетов ТРГ/ТРГ/Nb/ТРГ/ТРГ/Nb… Nb-фольги насыщались углеродом до эвтектического состава (Nb) + β-Nb_2C, а на поверхностях фольг формировались монокарбидные покрытия NbC_{1-x} (рис. 2). Аналогично получали Ме-карбидные покрытия на фольгах Ti-сплава.



Рисугок 3. Прочность σ_B композитов из лент Ti-сплава (●, △, ▲) и ниобия (■, □, ○) с NbC- и MeC-покрытиями (Ме – Ti, Cr и Mo) после диффузионной сварки

На рис. 3 показаны результаты прочностных испытаний обоих композитов на 3-точечный изгиб при 20ºС и температурах от 650 до 900ºС. При комнатной температуре их предел прочности σ_B = = 1000–1400 *МПа*, в интервале 650–900ºС – от 600 до 1100 *МПа*.

Из Nb-фольг и фольг Ti-сплава с карбидными покрытиями составлялись многослойные пакеты Nb/CNbC/…/CNbC и Me/CMeC/…/CMeC, которые подвергались диффузионной сварке (ДС), но уже для получения слоистых композитов с карбидным упрочнением. Режим ДС: 1250ºС, 2 *ч*, ~10 *МПа*.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИНЕРАЛ-ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИВИНИЛПИРРОЛИДОНА С ДИКАЛЬЦИЙФОСФАТОМ ДИГИДРАТОМ

Форысенкова А.А. [1], Фадеева И.В. [2], Трофимчук Е.С. [3], Тютькова Ю.Б. [2], Баринов С.М.[1 2]

[1]*Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования РТУ МИРЭА – Российский технологический университет Институт тонких химических технологий им. М.В. Ломоносова*

[2]*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)*

[3]*Россия, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова»*

aforysenkova@gmail.com

В настоящее время активно ведутся поиски новых материалов для восстановления поврежденных костных тканей. Для создания таких материалов рассматриваются различные композиты на основе полимеров и фосфатов кальция. К прекурсорам предъявляются высокие требования нетоксичности и биосовместимости. Так, поливинилпирролидон (ПВП) используется в качестве заменителя плазмы крови, в растворах с йодом он находит широкое применение в качестве антисептиков в хирургии и

комбустиологии. То есть ПВП является биосовместимым полимером. Гидроксиапатит (ГА) и дикальцийфосфат дигидрат (ДКФД) представляют собой компоненты минерального матрикса костной ткани.

Цель настоящей работы − получение пленочных композиционных материалов на основе ПВП с ГА и ДКФД, изучение механических свойств полученных материалов.

Пленочные композиционные материалы из ПВП и ДКФД получали in situ путем синтеза ДКФД в растворе ПВП. Для получения композиционных материалов из ПВП с ГА синтезировали ГА в растворе ПВП.

Изучение состава полученных материалов проводили методами рентгенофазового анализа и ИК-спектроскопии.

Степень набухания плёнок из блендов ПВП с альгинатом натрия определяли по изменению массы при их погружении в физиологический раствор. Прочность полученных плёнок из блендов ПВП с альгинатом натрия, частично сшитых хлоридами двухвалентных металлов, изучали методом динамометрии.

На основании ИК-спектров образцов ГА-ПВП сделан вывод об образовании карбонатзамещенного гидроксиапатита (КГА) А-типа.

Структура пленки альгинат-ПВП-ДКФД представлена полимерными стенками, содержащими фосфаты кальция.

Исследование механических характеристик полученных пленок показало, что смесевая пленка альгинат-ПВП более хрупкая, чем пленка из альгината. Введение частиц ДКФД в смесевую матрицу альгинат-ПВП не влияет на механические параметры полимерного материала, но сшивка салицилатом железа приводит к резкому охрупчиванию композита, снижению его разрывных характеристик и некоторому росту модуля упругости. Введение частиц ДКФД в матрицу альгината ее охрупчивает, но повышает модуль упругости и прочность.

По результатам изучения набухаемости полученных пленок в физиологическом растворе сделан вывод о том, что с введением ДКФД в альгинатную матрицу степень набухания пленок снижается, в то время как при введении ДКФД в смесевую матрицу альгинат-ПВП степень набухания увеличивается, по сравнению с исходной матрицей. Сшивка пленки салицилатом железа снижает набухаемость. Сравнение механических характеристик плёнок, полученных без сшивания и частично сшитых хлоридами металлов демонстрирует, что плёнки после сшивания характеризуются большей прочностью при растяжении.

Таким образом, выявлено, что по своим характеристикам (механической прочности и набухаемости) пленки на основе ПВП с минеральными наполнителями, такими как ГА и ДКФД, перспективны для использования в качестве мембран при операциях по восстановлению пораженных костных тканей.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы Президиума РАН П13.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 10КП5, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ОБРАБОТАННОЙ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ ИЛИ ПОДВЕРГНУТОЙ ЦИКЛИЧЕСКОМУ НАГРУЖЕНИЮ, ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ПРИЛОЖЕНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Иванов А.М. [1], Троицкий О.А. [2], Ващенко С.С. [1]

[1]Россия, Федеральный исследовательский центр «Якутский научный центр СО РАН», Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова,

[2]Россия, ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,

iam53@mail.ru, oatroitsky@mail.ru, vss1971@bk.ru

Как известно, обработка материалов направлена на улучшение их физико-механических, функциональных и эксплуатационных свойств. Поэтому для установления закономерностей и степени её влияния необходимо изучение свойств, механизма разрушения материалов и т.д. Одними из способов обработки металлических материалов являются воздействие импульсным током высокой плотности и циклическое нагружение.

В работе используется электропластический эффект для повышения пластичности и циклическое нагружение в диапазоне напряжений $\sigma_т<\sigma_{max}<\sigma_в$ для упрочнения низкоуглеродистой стали 10кп5. Рассматривается механическое поведение предварительно обработанной одним из указанных способов стали при одноосном растяжении с приложением импульсов электрического тока во время деформирования материала. Также исследуется механизм разрушения стали 10кп5 в различных состояниях, определяемых видом предварительной обработки и деформирования с приложением тока и без него.

Плоские образцы с головками типа I из стали 10кп5 были подвергнуты воздействию импульсным током с помощью двух генераторов импульсного тока ГИТ общей выходной мощностью 10 кВт (разработчик и изготовитель – ООО «Научно-производственный консультационный центр «КУРСОР», г. Климовск, Россия) с внешним блоком управления с интерфейсом RS-485.

Предварительная обработка импульсным током осуществлялась при следующих параметрах: напряжение U=5,9÷6,6 В, плотность тока j=130÷187 А·мм$^{-2}$, длительность импульса τ=15 мкс, частота следования импульсов F=1 кГц, время выдержки 1 ч. Для охлаждения образца использовался вентилятор. При этом температура образца поднималась до 327 К, которая контролировалась с использованием инфракрасного термометра DT-8859 (Россия).

Предварительные циклические испытания образцов в 1000 циклов были выполнены на универсальной испытательной машине Инстрон-1195 (Великобритания). Максимальное напряжение задавали в пределах $\sigma_т<\sigma_{max}<\sigma_в$.

При выборе режима воздействия импульсным током рассматривали растяжение с охлаждением образца из стали в исходном состоянии посредством вентилятора или без него. При испытаниях растяжением охлаждение снижает пластичность стали в 1,5 раз, тогда как прочность не меняется. При подаче импульсного тока (τ=45 мкс при других неизменных параметрах) при деформировании температура образца повышается до ~310 К в случае охлаждения вентилятором, а без охлаждения – до ~430 К.

Растяжение с импульсным током образца (τ=45 мкс) при охлаждении (нагрев образца до ~310 К), предварительно подвергнутого воздействию импульсным током (τ=15 мкс, нагрев до ~320 К), не внесло изменений в прочностных характеристиках, но пластичность стали практически восстановилась до значений, соответствующих испытаниям образца в исходном состоянии без охлаждения.

Предварительное циклическое нагружение по «отнулевому» режиму при $\sigma_{max}=1{,}11\cdot\sigma_т$ оказывает упрочняющее воздействие на сталь и предел текучести при растяжении с импульсным током повышается в ~1,4 раза, а пластичность снижается по сравнению с предварительным воздействием импульсным током, но на ~25 % ниже, чем при растяжении исходного образца с импульсным током без предварительной обработки.

Анализ диаграмм нагружения практически подтверждает установленную закономерность по механическим свойствам. Воздействие импульсного тока отражается на скачкообразных падениях нагрузки на стадии деформационного упрочнения стали.

Анализ фрактограмм показал качественно одинаковый характер разрушения для всех состояний стали 10кп5 – вязкое с образованием классического «чашечного» излома.

АКТУАЛИЗАЦИЯ МЕТОДИКИ ОДИНГА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ТОЧНОСТИ РАСЧЕТА ЦИКЛИЧЕСКИ НАГРУЖЕННОГО НЕФТЕГАЗОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Дубинов Ю.С., Дубинова О.Б.
Российская Федерация, г. Москва, РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина,
dubinovys@gmail.com, olga.dubinova90@mail.ru

Российская Федерация входит в первую тройку стран мира по уровню добычи нефти, по данным за 2016 год он составляет около 10 млн. баррелей в сутки.

Свыше 20% из этого объема добывается при помощи скважинных штанговых насосных установок (СШНУ), около 70 % - при помощи установок электроприводных лопастных насосов (УЭЛН) и порядка 10% - иными способами. В то же время, наибольшее количество скважин оборудовано СШНУ. Это объясняет тем, что фонд скважин Российской Федерации в основном представлен мало- и среднедебитными скважинами, дебит которых не превышает 25 м^3/сут. Также увеличению количества скважин, оборудованных СШНУ, способствует высокая энергоэффективность оборудования.

В настоящее время существует большое количество различных по конструкции и по материальному исполнению СШНУ, однако, недостаточная надежность основного элемента СШНУ-штанговой колонны - ограничивает более широкое распространение данного способа добычи [1,2].

Подбор штанговой колонны производится только по приведенным напряжениям по причине её сложнонагруженного состояния. Широкое распространение получили следующие методики расчета приведенных напряжений: зависимость Одинга, зависимость Марковца, зависимость Серенсена-Кинасошвили, зависимость АзИНМаш, а также на территории США: зависимость Гудмана и диаграмма Смита.

Анализ расчета приведенных напряжений, проведенный по более 200 отказам насосных штанг, показал, что ни одна из методик не может должным образом описать ситуацию в скважине. Анализ ГОСТ

31825-2012 «Штанги насосные, штоки устьевые и муфты к ним. Технические условия» в котором зависимость Одинга является основополагающей также показал низкую сходимость результатов расчета и реальной ситуации в скважине.

Авторами был проведен анализ причин расхождения расчетов. Основная причина в том, что применяемые материалы, конструкции и методы обработки поверхности вносят вклад только в готовую конструкцию насосной штанги, а не только на материал и величину напряжений в гладкой части, и использование данных, полученных при испытаниях только материала, без её конструкции, не целесообразно.

На основании данного анализа, авторами предложено дополнить зависимость Одинга комплексным поправочным коэффициентом ***k****(1).Общий вид зависимости будет иметь вид (2).

$$k^* = \frac{K_s \cdot K_{ds} \cdot K_v \cdot K_r}{K_f} \quad (1)$$

, где:

K_s – коэффициент концентрации напряжений; K_{ds} - коэффициент масштабного фактора; K_v – коэффициент, учитывающий метод технологического упрочнения поверхности; K_r – коэффициент разупрочнения; K_f - коэффициент, учитывающий качество обработки поверхности.

$$\sigma_{\text{пр}} = k^* \cdot \sqrt{\sigma_{max} \cdot \sigma_a} \quad (2)$$

, где: ***k****-коэффициент, учитывающий конструктивные особенности насосных штанг и свойства материала сплошных насосных штанг;

σ_a-амплитудные напряжения, МПа;

σ_{max}-максимальные напряжения за цикл, МПа.

В результате проверки методики получено, что в 90% случаев результаты расчетов по видоизмененной методике совпали с ситуацией в скважине.

Список литературы:

1. Дубинов Ю.С. Анализ и модернизация методики подбора полых насосных штанг, применяемых при одновременно-раздельной эксплуатации, диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук // Ухта: Ухтинский государственный технический университет, 2017, 132 с.

2. Ивановский В.Н., Елагина О.Ю., Гантимиров Б.М., Сабиров А.А., Дубинов Ю.С., Долов Т.Р. Анализ работы различных конструкций клапанных пар скважинного штангового насоса //Территория Нефтегаз, 2015, №9, с.92-99.

СОПОСТАВЛЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ЧИСЛЕННОГО И ФИЗИЧЕСКОГО ЭКСПЕРИМЕНТА ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дубинова О.Б., Дубинов Ю.С.

Российская Федерация, г. Москва, РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина,

dubinovys@gmail.com, olga.dubinova90@mail.ru

В процессе эксплуатации нефтегазовое оборудование, находится в состоянии постоянной случайной вибрации, которая в некоторых случаях положительно влияет на технологические свойства оборудования, а в некоторых является производной от некорректного процесса работы оборудования. Для уменьшения влияния вибрации на надежность оборудования применяются различные конструкции вибродемпферов, виброгасителей и пр.

Однако не всегда есть возможность внести конструктивные изменения в оборудование для установки демпфирующих устройств. В таком случае применение демпфирующих материалов является единственным способом уменьшения количества случайных вибраций.

Классификация механизмов демпфирования вибраций согласно [1] могут быть с применением: 1) материалов с высокой гетерогенностью структур; 2) материалов с магнитными свойствами; 3) материалов со структурой термоупругого мартенсита; 4) материалов с легкоподвижными дислокациями.

Авторами были проведены исследования возможности применения материалов для гашения вибраций, возникающих в процессе трения: сплавов с магнитными свойствами на основе железа (сталь 01Ю5Т), сплавов со структурой термоупругого мартенсита (никелид титана) и сплавов со структурным деформированием (сталь 40ХН2МА).

На первом этапе авторами был проведен численный эксперимент в САПР Solid Works по схеме, представленной на рисунке 1.

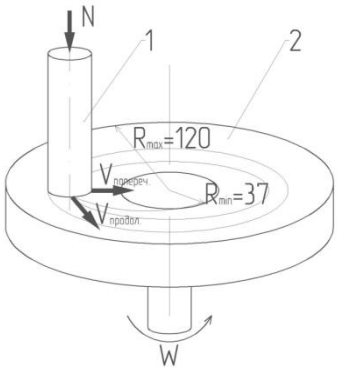


Рисунок 1 – Схема лабораторных испытаний по схеме «палец – диск»: 1- испытуемый образец; 2 – диск из монолитного абразива

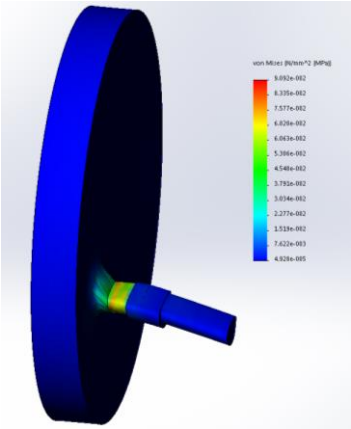


Рисунок 2 – Напряжения в зубке при использовании оправки из стали 01Ю5Т при нагрузке 2 кН

Испытуемый образец 1 имеет составную конструкцию: в зоне трения установлен твердосплавный элемент, который закреплен в оправке из исследуемых материалов.

В результате проведенного численного моделирования, было получено, что наиболее эффективным способом гашения колебаний из всех является применение материалов с магнитными свойствами на примере стали 01Ю5Т. Проведенный физический эксперимент полностью подтвердил результаты численного эксперимента с минимальной расходимостью результатов. Однако стоит отметить, что уменьшение вибраций привело к снижению эффективности процесса резания.

Список литературы:

1. Elagina, O.Yu., Vyshegorodtseva, G.I., Dubinov, Yu.S., Dubinova, O.B. «The current state of the use materials with shape memory effect in the oil and gas and related industries». Journal of Physics: Conference Series Volume 1347, Issue 1, 17 December 2019, № 012020 DOI: 10.1088/1742-6596/1347/1/012020

2. Прыгаев А.К., Мурадов А.В., Дубинов Ю.С. Оптимизация конструкции и материального исполнения нефтегазового оборудования как основа создания эффективного способа добычи нефти // Сборник докладов III Региональной научно-технической конференции «Губкинский университет в решении вопросов нефтегазовой отрасли России», посвященной 110-летию А.И. Скобло и 105-летию Г.К. Шрейбера. 24-26 сентября 2019 г. – М.: Издательский центр РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина, 2019. – с. 115.

РАЗВИТИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ПРИ ИЗГИБЕ С РАСТЯЖЕНИЕМ ШИРОКОГО ЛИСТА ПРИ РАЗВИТЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Лямина Е.А.

Российская Федерация, Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН

lyamina@inbox.ru

Развит эффективный численный метод решения краевой начально-краевой задачи, описывающей развитие поврежденности при изгибе с растяжением широкого листа. Определяющие уравнения включают произвольный закон деформационного упрочнения и произвольный частично связный закон развития поврежденности. Упругие деформации не учитываются. Принимаются условия плоскодеформированного состояния. В связи с этим, все возможные условия пластичности для изотропного материала, независящие от среднего напряжения, описываются единым выражением. Параметр поврежденности D уменьшает предел пластичности, но не влияет на уравнения ассоциированного закона пластического течения. Решение для напряжений и параметра поврежденности строится в лагранжевых координатах. Общее решение для скоростей, которое, в частности, определяет связь лагранжевых и эйлеровых координат, не зависит от растягивающей силы и имеет такой же вид, как в случае чистого изгиба листа [1]. Система уравнения для напряжений и параметра поврежденности принадлежит к гиперболическому типу и ее решение строится методом характеристик. Характеристическое соотношение вдоль характеристики, совпадающей с выпуклой поверхностью листа, может быть проинтегрировано без построения решения во всем объеме материала. Конкретное численное решение строится для широко применяемых законов упрочнения и развития поврежденности. Характерное распределение параметра поврежденности по толщине листа показано на Рис.1 для нескольких стадий процесса. На этом рисунке X - безразмерная лагранжева координата, отсчитываемая от вогнутой поверхности листа. Координата $X = 1$ соответствует выпуклой поверхности листа.

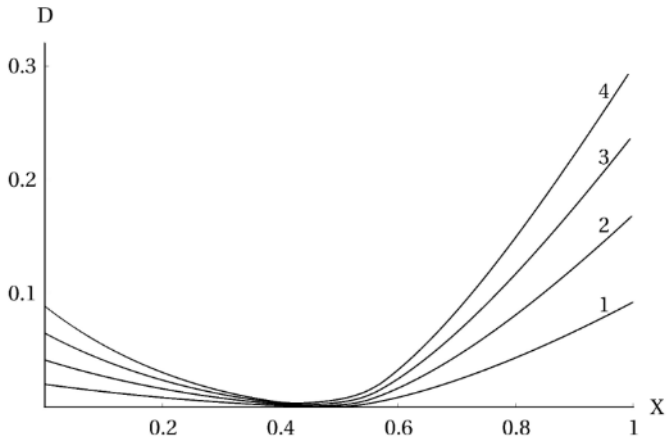


Рисунок 1.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ-20-51-54005.

Список литературы:

1. Alexandrov S. and Gelin J.-C. (2011) Plane Strain Pure Bending of Sheets With Damage Evolution at Large Strains, *Int. J. Solids Struct*., **48**(11-12), 1637-1643.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ СВИНЦОМ И УСЛОВИЙ ПОЛУЧЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ТВЕРДОГО РАСТВОРА ТЕЛЛУРИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ НА ИХ МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ

Никулин Д.С., Иванова Л.Д., Гранаткина Ю.В., Нихезина И.Ю., Мальчев А.Г., Емельянов М.В.
ИМЕТ РАН, Москва Россия
dsnikulin@niitfa.ac.ru

Цель данного исследования определить влияния свинца, который используется в качестве легирующей добавки сплавов раствора Sb_2Te_3–Bi_2Te_3 *p*-типа проводимости, на их механическую прочность. Свинец добавляют для получения максимальной термоэлектрической добротности при разных температурных уровнях. Исследованы свойства образцов твердых растворов $Sb_{1.5}Bi_{0.5}Te_3$, легированных 0.2, 0.12 и 0.14 масс.% Pb (табл. 1, образцы *2-4*) и $Sb_{1.6}Bi_{0.4}Te_3$, легированных 0.04, 0.45 и 0.05 масс.% Pb (табл. 1, образцы *8-10*). Образцы получали экструзией и горячим прессованием гранул, приготовленных быстрой кристаллизацией расплава в жидкости, спиннингованием расплава и измельченных в ступке, планетарной и ножевой мельнице. Исследования РЭМ-изображений и микроструктуры сколов образцов показали, что образцы, полученные из гранул, измельченных в ножевой мельнице, имеют хорошо выраженную слоистую микроструктуру с вытянутыми зернами длиной до сотен микрон, толщиной от нескольких десятых микрона до нескольких микрон. Образцы, полученные из гранул, измельченных в планетарной мельнице, имеют мелкозеренную структуру, размеры зерен в них не превышают нескольких микрон. Все образцы содержат небольшое количество второй фазы (эвтектики на основе теллура), которая проявляется в виде светлых включений на микроструктурах, полученных на оптическом микроскопе.

Деформацию образцов сжатием проводили при комнатной температуре на установке фирмы Instron при скорости нагружения 1 мм/мин. Из зависимостей напряжения от деформации определяли следующие прочностные характеристики: предел прочности, относительную деформацию при разрушении и модуль упругости. Эти зависимости – линейные, что говорит об упругой деформации. Рассчитанные значения указанных выше характеристик приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Прочностные характеристики: предел прочности на сжатие, $\sigma_в^{сж}$, предельная деформация, $\varepsilon_в$, и модуль упругости, $d\sigma/d\varepsilon$, полученные при испытаниях на сжатие при комнатной температуре образцов, легированных свинцом

№№ образцов	Pb, масс.%	Получение		$\sigma_в^{сж}$, МПа	$\varepsilon_в$, %	$d\sigma/d\varepsilon$, ГПа
		порошка	образца			
1	0	СП	ГП	132	0.9	14.7
2	0.2	СП	ГП	93	0.8	11.6
3	0.12	С	ГП	68	1.35	5.4
4	0.14	Н	ГП	67	0.98	6.8
5	0	Н	ГП	118.5	0.75	15.8
6	0	П	ГП	103	0,66	15.5
7	0	П	Э	240	1.0	24.0
8	0.04	П	Э	225	1.00	20.5
9	0.045	П	Э	213	0.95	22.4
10	0.05	П	Э	170	0.85	20.0

СП – спиннингование расплава, С – ступка, Н – ножевая мельница, П – планетарная мельница, ГП– горячее прессование, Э – экструзия

Наименьшие пределы прочности получены для горячепрессованных образцов из порошков, приготовленных измельчением в ступке и в ножевой мельнице (табл. 1, образцы *3−5*). Наиболее прочными оказались образцы, экструдированные из гранул, измельченных в планетарной мельнице (табл. 1, образцы *7−10*), их предел прочности почти в 3 раза превышает $\sigma_в^{сж}$ горячепрессованных образцов из порошков, полученных измельчением в ступке и ножевой мельнице, и в 2 раза выше, чем у образца, спрессованного из порошка, измельченного в планетарной мельнице (образец *6*). При легировании свинцом наблюдалось уменьшение предела прочности (табл. 1, образцы *2−4* и *8−10*).Таким образом, установлено, что предел прочности на сжатие образцов твердого раствора теллуридов висмута и сурьмы в основном зависит от условий их получения и уменьшается при увеличении содержания добавки свинца.

Работа выполнена по государственному заданию № 075-00947-20-00.

МЕХАНИЧЕСКАЯ ДОБРОТНОСТЬ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ОДНОРОДНОСТЬ ИХ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ

Титов С.В., Шилкина Л.А., Титов В.В., Алешин В.А., Резниченко Л.А.
Россия, Южный федеральный университет,
svtitov@sfedu.ru

По электромеханическим свойствам сегнетоэлектрические (СЭ) пьезоматериалы принято разделять на сегнетожесткие (СЖ) и сегнетомягкие (СМ). В России традиционно также выделяются и материалы средней степени сегнетожесткости (ССЖ). Под сегнетожесткостью понимается устойчивость доменной структуры материала к внешним воздействиям. Сегнетожесткость СЭ керамического материала, в основном, определяется величиной локальных упругих напряжений, возникающих при переориентациях доменов под воздействием электрического поля. С ростом таких напряжений увеличивается сегнетожесткость материала, уменьшаются диэлектрические и механические потери при преобразовании энергии, а механическая добротность Q_M и скорость звука V_R возрастают. СЖ материалы являются устойчивыми к электрическим и механическим воздействиям. Они применяются в устройствах, работающих в силовых режимах: пьезотрансформаторах, пьезодвигателях, генераторах высокого напряжения, излучателях ультразвука. В таких устройствах необходимы высокие значения добротности, КПД и низкие потери. СМ материалы, как правило, имеют высокие значения диэлектрической проницаемости и пьзомодулей. СМ материалы используются в устройствах, когда механические и электрические воздействия на пьезоэлемент малы, а потери не имеют большого значения. Это приемники низкочастотных акустических сигналов, ультразвука, приборы медицинской диагностики, линейные и шаговые двигатели малой мощности. Материалы ССЖ могут сочетать в себе преимущества, присущие СМ и СЖ материалам. Сегентожесткость материала в основном определяется отличием формы элементарной кристаллической ячейки вещества от кубической. Чем выше спонтанная деформация кристаллической ячейки в СЭ, тем большую сегентожесткость материала следует ожидать [1]. Однако СЭ керамики иерархически структурированы на различных масштабных уровнях и итоговые параметры материала определяются всей цепочкой связей: «состав — кристаллическая структура – мезоструктура – условия изготовления - зёренный ландшафт – макроскопические отклики». Поэтому, в работе проведено комплексное исследование структуры и свойств ряда СЭ керамических материалов, основой которых являются многокомпонентные твердые растворы (ТР) на базе цирконата-титаната свинца (ЦТС): СЖ - ПКР-8, ПКР-77М, ПКР-78, ПКР-23; ССЖ - ПКР-87, ПКР-86, ПКР-6; СМ - ПКР-73, ПКР-7М, ПКР-7, ПКР-66. Исследованием установлено, что в СЖ и ССЖ материалах с высокими значениями Q_M , значения параметра мультифрактальной однородности для сетки плоских сечений межзеренных границ керамик f_∞

[2], в 1,8- 2 раза выше, чем СМ керамиках с низкой Q_M. Низкие значеия параметра однородности микроструктуры в сегнетокерамиках, как правило коррелируют с повышенными микродеформациями элементарной ячейки ТР [3]. Повышеный уровень микродеформации ячейки часто наблюдается в областях морфотропных фазовых переходов и является признаком возникновения в фазе-матрице кластеров новых фаз или фазовых состояний, повышающих внуренние напряжения в керамическом объекте. Однако, по-видимому, существование таких кластеров, и рост их размеров и количества по мере приближения к фазовому переходу не является фактором, затрудняющим движение доменных стенок. Результаты исследования показали, что определяющее влияние на рост Q_M оказывает смещение ТР ЦТС по фазовой диаграмме в направлении тетрагональной области с большей спонтанной деформацией ячейки. Совместное применение рентгеноструктурного и мультифрактального анализа при разработке новых СЭ материалов предоставляет возможность оптимизировать технологический процесс без проведения всего спектра диэлектрических измерений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание в области научной деятельности, Южный федеральный университет, 2020 г.)

Список литературы:

1.Фесенко Е.Г., Данцигер А.Я., Разумовская О.Н. Новые керамические материалы, Изд. Ростовского ун-та, 1983, 156с.

2. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов/ Москва-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика». 2001. 116с

3. Титов В.В., Титов С.В., Резниченко Л.А. // Влияние полиморфизма Nb_2O_5 на мультифрактальные параметры зеренной структуры, совершенство кристаллической структуры и свойства ниобатных сегнетокерамик.// Физическая мезомеханика 2004, Т.7. , Спец. вып., Ч.1, С.275–278

КОМПОЗИЦИОННЫЙ ДИФФУЗИОННО-ТВЕРДЕЮЩИЙ ПРИПОЙ НА ОСНОВЕ ЖИДКОГО СПЛАВА Ga-Sn

Скачков В.М., Пасечник Л.А., Бибанаева С.А., Яценко С.П.

Россия, Екатеринбург, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела УрО РАН

skachkov@ihim.uran.ru

Традиционные свинцово-оловянные припои обладают многими достоинствами, и широко использовался, однако в современном мире с каждым годом возрастает уровень охраны окружающей среды и токсичность свинца в припоях ограничивает их использование, и во многих развитых странах уже приняли законы, запрещающие использование свинца [1]. Неразъемное соединение разнородных материалов диффузионно-твердеющими припоями (ДТП) путем нанесения паст при комнатной температуре с последующей низкотемпературной обработке (до 180 °С) уже широко применяется в новой технике (гироскопы, оптические квантовые генераторы, солнечные батареи, электронные системы и др.). Введение в состав такой пасты-композита гетеродисмических соединений позволяет получить соединительный шов, обладающий промежуточным значением коэффициента термического расширения между соединяемыми деталями [2].

Пастообразное состояние композита позволяет намного проще решить многие актуальные вопросы неразъемного соединения разнородных материалов (металлы, сплавы, стекло, керамика, ситаллы, полупроводники и др.). Традиционная пайка обычно требует применения флюсов, что приводит к загрязнению шва, а температура пайки и распая шва близки. Пайка при температуре выше 300 °С приводит к образованию внутренних напряжений, снижающих прочность. Прочность сцепления галлиевых припоев с подложками после термообработки, кг/мм^2: Ga/SiO_2=1.5; $(Ga+In)/SiO_2$=1.5; $(Ga+Sn)/SiO_2$=1.6; $(Ga+In+Sn)/SiO_2$=1.7; Ga/Al_2O_3=0.8; Ga/C=0.2; для металлических материалов (*Ni-Ni, Cu-Cu, Ti-Ti, Ti-Ni*, нержав.-нержав., ковар-никель и др.)=0.8-4.4; германиевых и кремниевых пластин, кг/см^2: 3.9-8.0. Введение в пастообразный припой материалов, слабо взаимодействующих при выбранной температуре, таких как титановый и молибденовый порошки, требует обеспечения полного взаимодействия жидкой фазы матричного сплава со всеми вводимыми порошками (смачивание). Важную роль в пайке ДТП играют интерметаллические соединения (ИМС). Сплав *Sn-Cu* имеет ИМС Cu_6Sn_5 со сложным структурным поведением. Система *Ga-Sn* не имеет ИМС, зато наличествует эвтектика при 8,4%*Sn* с температурой плавления — 20,5°С. ИМС $CuGa_2$ образуется по перитектической реакции при температуре 254°С. *Ti* слабо растворяется в *Ga* и образует ИМС Ga_3Ti, растворимость *Ti*: $9.5\cdot10^{-3}$ при

температуре 400°С и $3.9 \cdot 10^{-2}$ ат.% при 500°С [3]. *Mo* с *Ga* начинает значительно взаимодействовать только с 600°С.

У разработанных составов композитных ДТП с порошками *Ti* и *Mo*, за счет изменения количества этих добавок позволяет регулировать коэффициентом объемного термического расширения, что часто необходимо для соединения разнородных материалов, особенно используемых в экстремальных термических условиях, при этом прочность остается приемлемой. Получаемые припои имеют температуру разрушения не менее 600°С. Образование ИМС и твердых растворов значительно снижает пластичность сплавов, но появляются другие свойства, благоприятствующие их техническому использованию.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием и планами НИР ИХТТ УрО РАН.

Список литературы:

1. Meng Zhao**.** Structure and properties of Sn-Cu lead-free solders in electronics packaging. / Meng Zhao, Liang Zhang, Zhi-Quan Liu, Ming-Yue Xiong & Lei Sun. // Science and Technology of Advanced Materials. 2019. V. 20. No 1. P.421–444.

2. Патент РФ№2438844. Диффузионно-твердеющий припой / Т.В. Красненко, С.П. Яценко, Л.В. Андрианова, О.Н. Леонидова, Л.М. Скрябнева, Л.А. Пасечник.; опубл. 10.01.12, Бюл. № 1.

3. Пасечник Л.А. Интерметаллические соединения в жидком галлии / Л.А. Пасечник, В.М. Скачков, С.П. Яценко // Сборник тезисов докладов V Российской научно-технической конференции «Физические свойства металлов и сплавов» г. Екатеринбург, 16-18 ноября 2009 года. Екатеринбург: УГТУ-УПИ. С.68.

ДИНАМИЧЕСКАЯ МЕМБРАНА УЛЬТРАФИЛЬТРАЦИИ С ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ ИЗ ЧАСТИЦ АЦЕТАТА ЦЕЛЛЮЛОЗЫ

Фазуллин Д.Д.

Россия, г. Набережные Челны, Казанский (Приволжский) федеральный университет

e-mail: denr3@yandex.ru

Применение мембран с точки зрения разделения водных смесей различного происхождения и состава имеет повседневный спрос и широко используется в таких отраслях промышленности как: химическая, нефтехимическая, пищевая, электронная, газовая, фармацевтическая, микробиологическая, атомная, сельское хозяйство, медицина, водоподготовка с различными целевыми назначениями и других. Актуальность данной работы обусловлена необходимостью разработки новых мембран, обладающих высокой задерживающей способностью и проницаемостью, стойкостью к поверхностному загрязнению, для очистки природных и сточных вод от нефтепродуктов.

Целью данной работы заключается в получении и исследовании свойств динамической мембраны ультрафильтрации с поверхностным слоем из частиц ацетата целлюлозы для удаления нефтепродуктов из природных и сточных вод.

Для удаления нефтепродуктов из сточных вод получена динамическая мембрана с поверхностным слоем из частиц ацетата целлюлозы (АЦ). В качестве основы для получения мембраны выбрали микрофильтрационную мембрану из политетрафторэтилена (ПТФЭ) с гидрофильной поверхностью марки “МФФК-3” со средним размером пор 0,45 мкм производства ЗАО НТЦ “Владипор”, г. Владимир, которая, как известно, обладает уникальными свойствами: высокой прочностью, инертностью, стойкостью к агрессивным средам. Динамический слой мембраны формировался из АЦ присутствующих суспензии. Из раствора ацетата целлюлозы в ацетоне, путем добавления дистиллированной воды в соотношении 1:1 получили 0,5% суспензию АЦ в водном растворе ацетоне. График распределения размеров частиц суспензии АЦ в водном растворе ацетона, установленный методом динамического светорассеяния с помощью анализатора марки “Nano Brook Omni”, представлены на рисунке 1.

По данным рисунка размеры частиц 0,5% суспензии АЦ распределены в диапазоне от 42 до 128 нм.

Определено, что после нанесения слоя АЦ на подложку из ПТФЭг его содержание в мембране растёт и приводит к уменьшению краевого угла смачивания с 86º до 52º, что свидетельствует о повышении гидрофильности мембраны ПТФЭг-АЦд. Так же выявлено увеличение пористости и влагоёмкости динамической мембраны, что связано с образованием дополнительных пор за счет нанесения нового слоя и с гидрофильными свойствами ацетата целлюлозы.

Полученные мембраны рекомендуется использовать для очистки нефтесодержащих сточных вод, для разделения отработанных эмульсий. Задерживающая способность композитных мембран по эмульгированным нефтепродуктам из 0,1 % водомасляной эмульсии составила в зависимости от количества динамических слоев от 54 до 97 %, при удельной производительности от 228 до 556 $дм^3/м^2$ час.

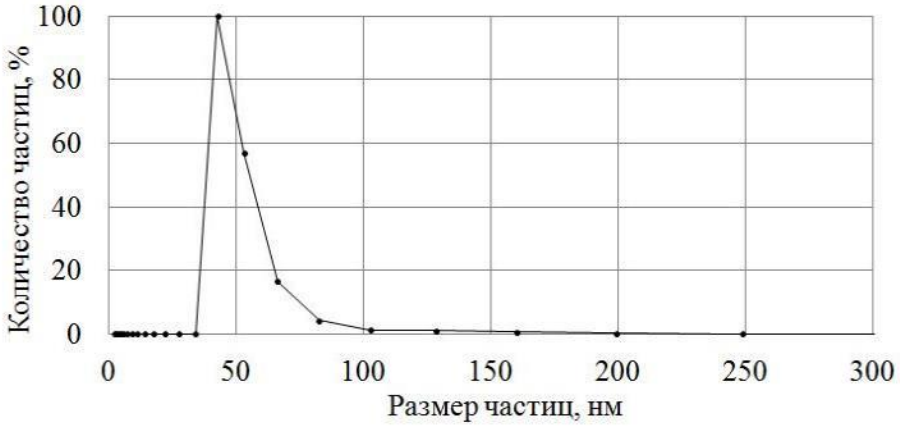


Рисунок График распределения размеров частиц дисперсной фазы суспензии ацетата целлюлозы в водном растворе ацетона.

Работа выполнена при финансовой поддержке по гранту Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук (МК-1107.2019.8).

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ОКСИДНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Кийко В.М.

Россия, Институт физики твердого тела РАН,

kiiko@issp.ac.ru

Композитные оксидные волокна нацелены на применение в высокотемпературных композитах с хрупкой матрицей. Разработаны технологические схемы получения волокон из расплавов исходных смесей оксидов Al_2O_3 и – CaO, или BaO, или La_2O_3, или CaO и Y_2O_3 с использованием метода внутренней кристаллизации [1]. Исследована структура полученных волокон на основе различных соединений: Al_2O_3 и $CaAl_{12}O_{19}$, Al_2O_3 и $BaAl_{12}O_{19}$, Al_2O_3 и $LaAl_{11}O_{18}$, а также Al_2O_3, $CaAl_{12}O_{19}$ и $Y_3Al_5O_{12}$; кроме того, волокна испытаны на прочность. Примеры некоторых результатов показаны на рис. 1.

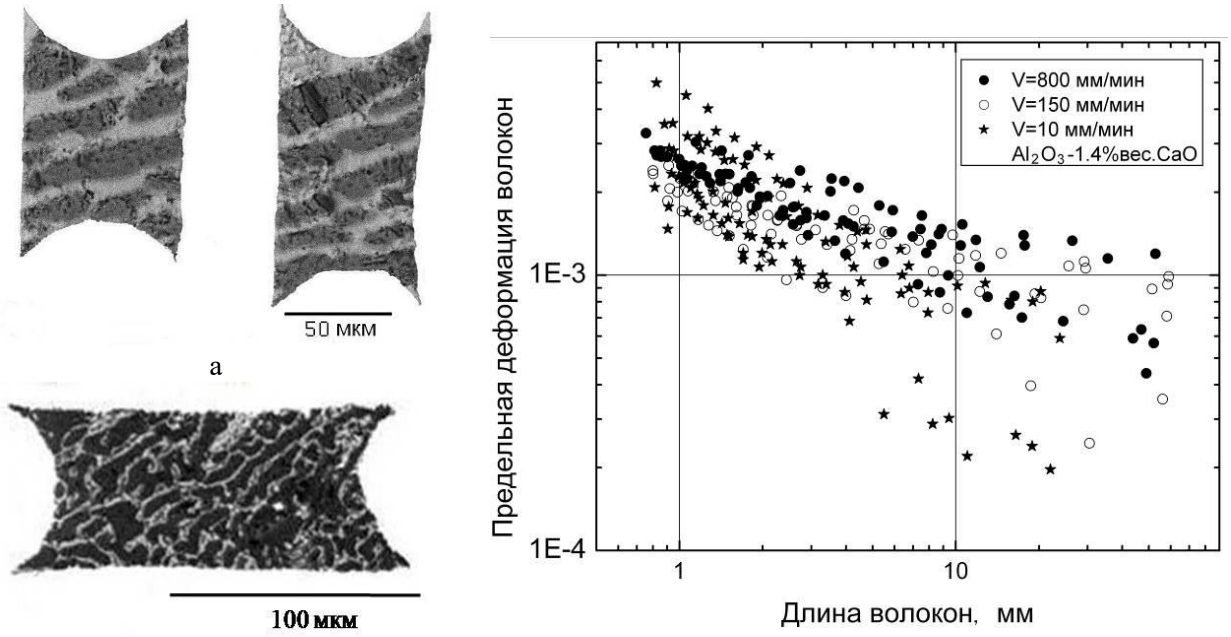


Рисунок 1. Структуры композитных волокон, полученных их исходных оксидов Al_2O_3 и CaO (а) или Al_2O_3 и CaO, и Y_2O_3 (б), – в поперечных сечениях: черного цвета – Al_2O_3, светлого – сложные оксиды, включая гексаалюминаты, представленные в тексте; (в) – результаты испытаний на изгиб при комнатной температуре волокон, полученных из исходных смесей оксидов Al_2O_3 и CaO при различных скоростях вытягивания V при кристаллизации волокон из расплава шихты (весовой состав исходной смеси шихты и значения V указаны в поле графика), прочность волокон составляет более 1000 МПа на длине 1 мм.

Основными задачами представленных волокон в композитных материалах являются: обеспечение высокой прочности за счет сапфира Al_2O_3; трещиностойкости за счет гексаалюминатов кальция $CaAl_{12}O_{19}$, или бария $BaAl_{12}O_{19}$, или лантана $LaAl_{11}O_{18}$, слабые плоскости в структуре которых служат тормозами трещин в композитах, содержащих хрупкие компоненты [2]; повышенного сопротивления ползучести за счет алюмоиттриевого граната $Y_3Al_5O_{12}$.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 а). Автор выражает благодарность за помощь в работе Милейко С.Т., Новохатской Н.И., Колчину А.А., Пиженину Д.Г., Чумичеву В.А., Абашкину С.А.

Список литературы:

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов, 1991, № 5, с. 898-908.

2. Cinibulk M.K. Hexaluminates as a cleavable fibre-matrix interphase: Synthesis, texture development, and phase compatibility. J. Eur. Ceram., 2000, 20, pp. 569-582.

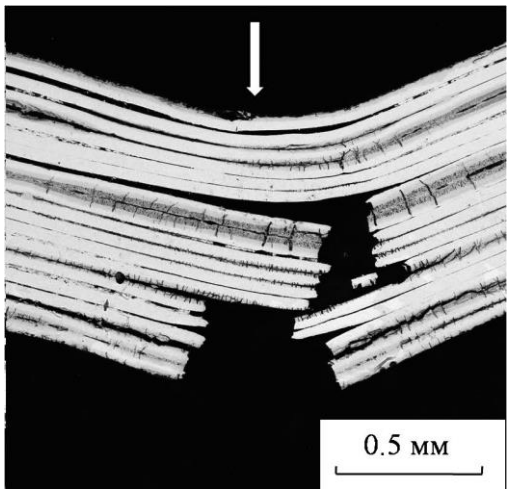
СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА С УПРОЧНЕНИЕМ БОРОСИЛИЦИДАМИ

Кийко В.М., Коржов В.П.

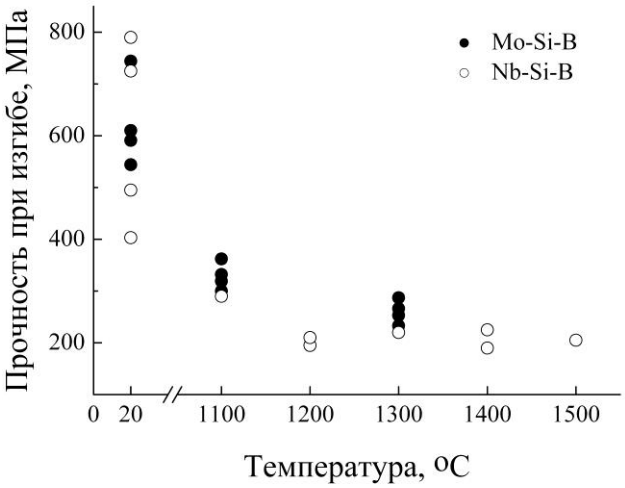
Россия, Институт физики твердого тела РАН,

kiiko@issp.ac.ru

К конструкционным материалов, разрабатываемых для работы в широком диапазоне температур предъявляется целый спектр в известном смысле противоречивых требований – прочность, трещиностойкость, сопротивление ползучести [1]. Решение этой проблемы возможно на путях организации неоднородных структур (волокнистых, слоистых, слоисто-волокнистых), позволяющих добиться необходимого баланса механических характеристик. В работе представлены слоистые композиты на основе тугоплавких металлов и их интерметаллидов. Изготовление композитов выполнялось твердофазным способом – диффузионной сваркой под давлением в вакууме фольг ниобия [2] или молибдена [3], покрытых суспензией, содержащей кремний и бор. В результате вариаций соотношений исходных компонентов и режимов изготовления могут быть получены различные структуры композитов (пример на рис. 1а) и достигнуты необходимые значения механических характеристик.



а



б

Рисунок 1. Сечение Mo–Si–B композитного образца после разрушения при температуре 20 °С, стрелкой показано направление нагрузки при испытании на прочность (а); (б) – зависимость прочности композитных образцов от температуры.

Слои достаточно пластичных твердых растворов (светлого цвета на рис. 1а) обеспечивают необходимую трещиностойкость и служат тормозами микротрещин, возникающих в слоях прочных, обладающих повышенным сопротивлением ползучести, но хрупких интерметаллидов (темного цвета с микротрещинами черного цвета на рис. 1а). Образцы были испытаны на прочность (рис. 1б) и трещиностойкость с полученными значениями критических коэффициентов интенсивности напряжений

до 16 МПа·м$^{1/2}$ и эффективной поверхностной энергией до 10·10^3 Дж/м^2. Материалы могут быть использованы также в качестве основы матриц слоисто-волокнистых композитов.

Работа выполнена при финансировании Российским фондом фундаментальных исследований (проект 20-03-00296).

Список литературы:

1. Милейко С.Т. Будущее композитов и композитоведения. Наука – производству, 2007, №2, с. 10-24.

2. Kiiko V.M., Korzhov V.P. The structure, heat resistance, and fracture toughness of the laminate composite based on niobium with boridosilicide strengthening. Journal of International Scientific Publications: Materials, Methods, and Technologies, 2017, 11, pp. 28-37.

3. Кийко В.М., Коржов. В.П. Получение, структура и механические характеристики Mo–Si–B композита. Поверхность. Рентген., синхротрон. и нейтрон. исследования, 2019, №5, с. 62-69.

ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКОН САПФИРА, ВЫРАЩЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА И ЕГО МОДИФИКАЦИЯМИ

Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О., Коржов В.П.
Россия, Институт физики твердого тела РАН
kiiko@issp.ac.ru

Схема выращивания волокон сапфира методом Степанова/EFG (Edge-defined Film-fed Growth) показана на рис. 1а [1]. Волокна предназначенны для оптических применений и в качестве армирующих компонентов композитных материалов. Выращивание волокон групповым методом позволяет качественно повысить производительность метода. А устройство для стабилизации диаметра волокон повышает их оптические характеристики и прочность [2], (рис. 1б, 1в, 1г).

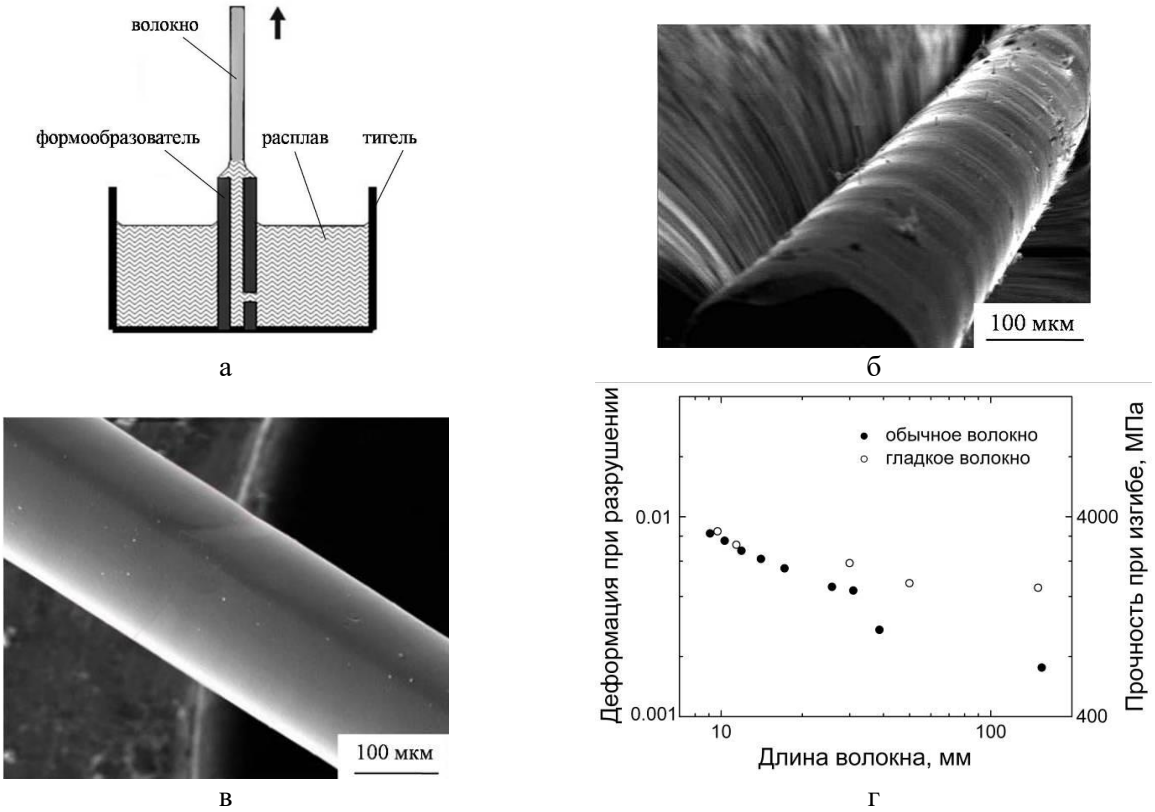


Рисунок 1. Схема выращивания волокон (а); вид поверхности волокна, выращенного обычным образом (б) и со стабилизацией диаметра волокна (в); зависимость прочности волокон от их длины (г).

Работа выполнена в рамках госзадания Института физики твердого тела РАН при частичном финансировании Российским фондом фундаментальных исследований (проект 20-03-00296). Авторы выражают благодарность за помощь в испытаниях волокон Пиженину Д.Г.

1. Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique. Journal of Physics: Conference Series, 2016, v. 673, art. 012017.

2. Kiiko V.M., Mileiko S.T. Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method. Composites Science and Technology, 1999, v. 59, pp. 1977-1981.

АРМИРОВАННЫЕ АНТИФРИКЦИОННЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Шевелева Е.В. [1], Памфилов Е.А. [2], Пилюшина Г.А. [2]

[1] Россия, ФГБОУ ВО «Брянский государственный инженерно-технологический университет», e-mail:

[2] Россия, ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет»,

epamfilov@yandex.ru

elshev78@yandex.ru

Анализ создания антифрикционных композиционных материалов показал, что перспективно использование в конструкциях подшипников скольжения вкладышей, которые изготавливаются на основе модифицированной древесины и объединяют в своей структуре элементы из металлического наполнителя, это позволяет обеспечить достаточно высокие триботехнические характеристики материалов.

Повышение показателей работоспособности деталей узлов скольжения может достигаться за счет оптимизации древесной составляющей вкладышей, состава применяемых наполнителей, а также путем формирования требуемой геометрии поверхностных слоев деталей в результате окончательной обработки.

Обеспечить требуемую работоспособность древесно-металлических вкладышей подшипников скольжения возможно, применяя послойное размещение сферических элементов металлического наполнителя в объеме древесной составляющей, что позволяет обеспечить равномерное распределение элементов наполнителя в древесной основе и управлять его концентрацией во вкладыше. Металлические включения по толщине вкладыша предлагается распределять слоями с различной концентрацией наполнителя в каждом слое и различными размерами металлических частиц. Предложенные составы и структура древесно-металлических материалов позволяют обеспечить повышенные механические, теплофизические и триботехнические характеристики путем рационального комбинирования древесины различных пород и металлических составляющих композита.

Для оптимизации температурного режима в зоне фрикционного контакта предлагается увеличение объема теплоотводящих металлических элементов и достижение аккумулирования тепловой энергии при плавлении металлов, используемых в композите, или вследствие теплопоглощения. Таким образом, предложен подшипник скольжения с вкладышем из древесной составляющей и теплоотводящими элементами, выполненными в виде капсул с оболочкой, заполненной легкоплавким сплавом. Реализация такого теплоаккумулирующего эффекта способствует дополнительному улучшению теплофизических свойств композиционных древесно-металлических материалов.

Для снижения трудозатрат при изготовлении подшипника и упрощения конструкции предложен вкладыш, состоящий из чередующихся древесных и металлических слоев, которые выполняют функцию армирующего элемента во вкладыше. Используемая металлическая полоса в конструкции может изготавливаться как сплошной, так и с выполненными в ней сквозными отверстиями. Также возможно использовать в качестве металлической составляющей мелкоячеистую сетку.

Также предложены новые конструкции антифрикционных диссипативных вкладышей, которые обладают более широкими возможностями управления их функциональными характеристиками. В данных конструкциях демпфирующий элемент вводится в виде растянутой пружины, которая наматывается по спирали между слоями проклеенной древесины. Использование предложенных конструкций позволяет уменьшить концентрацию металлической составляющей, увеличить площадь отвода тепла, а также обеспечить увеличение прочностных и демпфирующих характеристик вкладыша.

Предложенные новые армированные древесно-металлические композиционные материалы позволяют значительно повысить их технологичность и расширить сферу промышленного использования.

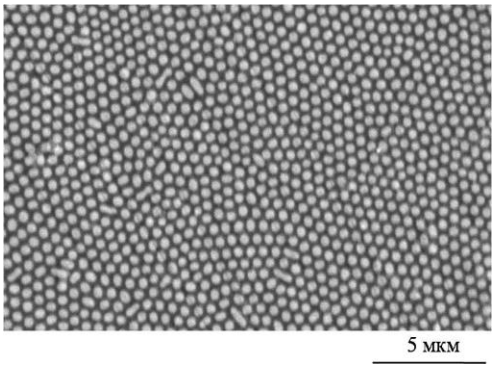
Список литературы:

1. Пилюшина Г.А., Памфилов Е.А., Шевелева Е.В. Подшипники скольжения из армированных композиционных материалов // Вестник Брянского государственного технического университета. 2019, № 6 (79), С. 56-64.

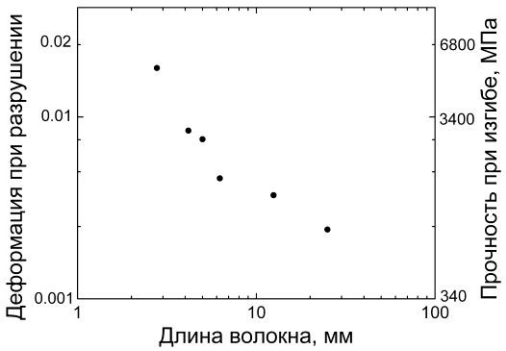
ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА, СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О.
Россия, Москва, Институт физики твердого тела РАН
kiiko@issp.ac.ru

Оксидные волокна эвтектических составов Al_2O_3–$Y_3Al_5O_{12}$, Al_2O_3–$Er_3Al_5O_{12}$, Al_2O_3–$AlGdO_3$ [1] нацелены на использование их в качестве армирующих компонентов высокотемпературных композитных материалов. Выращивание волокон из расплава выполнялось по методу Степанова [2], использование группового метода выращивания позволяет добиться необходимой производительности и приемлемой стоимости волокон. Исследованы влияния условий кристаллизации при получении волокон на структуру и прочность волокон. Установлено, что зависимости размеров фаз от скорости роста соответствуют модели кристаллизации Ханта-Джексона. На рис. 1а приведен пример структуры одного из волокон в поперечном сечении. А на рис. 1б – результаты испытаний волокна на изгиб [3]: прочность волокна составляет на длине 5 мм более 1000 МПа.



а



б

Рисунок 1. Структура участка поперечного сечения эвтектического Al_2O_3–$AlGdO_3$ волокна, полученного из расплава исходной смеси оксидов Al_2O_3 и Gd_2O_3: черного цвета – Al_2O_3, светлого – $AlGdO_3$ (а); (б) – зависимость деформации при разрушении и прочности одного из волокон указанного состава от длины.

Неоднородная структура волокон обеспечивает им повышенную трещиностойкость, особенно важную при использовании их в хрупких матрицах, наличие алюмоиттриевых гранатов в структуре – повышенное сопротивление ползучести, сапфира – жесткость и прочность, удовлетворяющие уровням требований, необходимых для использования их в составе композитных конструкционных материалов, предназначенных для работы в широком диапазоне температур, учитывая, что температура плавления волокон превышает 1700 °С. Кроме того, разнообразие химических составов и кристаллических структур волокон может обеспечить им толерантность с различными матрицами, формирование необходимых границ раздела волокно-матрица, а также обеспечить композитам специальные физические и химические свойства.

Работа финансирована Российским фондом фундаментальных исследований (проект 20-03-00296). Авторы выражают благодарность за помощь при испытаниях волокон Пиженину Д.Г.

Список литературы:

1. В.М. Кийко, А.Н.Толстун, В.Н. Курлов, А.А. Колчин, Н.И. Новохатская, Н.С. Саркисян, М.Ю. Старостин, С.Т. Милейко. Микроструктура и механические свойства эвтектических оксидных волокон, получаемых методом внутренней кристаллизации. Наука – производству, 2007, №6, с. 5-14.

2. Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique. Journal of Physics: Conference Series, 2016, v. 673, art. 012017.

3. V.M. Kiiko, S.T. Mileiko. Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method. Composites Science and Technology, 1999, v. 59, pp. 1977-1981.

АСМ-ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ СТЕКЛЯННЫХ ПОЛЫХ МИКРОСФЕР, МОДИФИЦИРОВАННЫХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОГО НАСЛАИВАНИЯ

Кочеткова А.С., Малков А.А., Малыгин А.А.
Россия, г. Санкт-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет)
annywka_08@list.ru

Сферопластики - легкие и прочные композиционные материалы на основе полимерных связующих, основным наполнителем которых являются полые стеклянные микросферы - находят широкое применение в различных отраслях науки и техники благодаря сочетанию низкой плотности и теплопроводности материала с высокими механическими характеристиками и звукоизолирующей способностью. Особый интерес такие композиты представляют для судостроения, нефте- и газодобывающей промышленности, где к конструкционным материалам предъявляются повышенные требования относительно их прочности, водо-, термо- и огнестойкости.

Как известно [1], реальная прочность стеклосфер составляет менее 1% от теоретической. Это связано с процессами, происходящими как в объеме материала, так и на поверхности - образование и рост локальных напряжений, возникновение гидролитических и механических повреждений поверхности и др. Поэтому модифицирование стеклосфер с целью «залечивания» дефектов их поверхности открывает широкие перспективы для решения задач повышения прочностных и адгезионных свойств таких наполнителей при создании полимерных композиционных материалов.

Целью данной работы является исследование структуры и морфологии поверхности стеклосфер, как исходных, так и подвергнутых поверхностной модификации.

В качестве объектов исследования были использованы стеклянные микросферы из натрийборосиликатного стекла, содержащие в качестве основных компонентов SiO_2 – 88 мол. %, Na_2O - 9,6 мол. % и 2,1 мол. % B_2O_3 (марка МС-В) и представляющие собой серый сыпучий порошок, состоящий из шариков диаметром 20 - 120 мкм и толщиной стенки ~ 0,5 – 0,7 мкм, плотность которых составляла 0,19 г/см^3.

Модифицирование поверхности стеклосфер осуществляли по методу молекулярного наслаивания (МН) [2] путем их попеременной обработки парами $TiCl_4$ и H_2O, с удалением после каждой стадии синтеза избытка непрореагировавшего $TiCl_4$ и газообразного продукта реакции (HCl).

Морфологию поверхности образцов исследовали методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver P47 Pro (НТ-МДТ, Россия). Сканирование образцов проводили в полуконтактном режиме («tapping mode») на воздухе с использованием кремниевого позолоченного кантилевера марки NSG01.

В ходе сканирования на поверхности исходных стеклосфер было выявлено наличие углублений в форме окружности диаметром от 100 до 350 нм, количество которых варьировалось в пределах 0,4 – 0,8 шт/мкм^2. Анализ морфологии поверхности показал наличие на границах таких углублений обваловки высотой 4 – 5 нм, что позволяет предположить механизм формирования данных дефектов на поверхности микросфер: по-видимому, возникающие при изготовлении стеклосфер газосодержащие включения, в случае их приповерхностного залегания, мигрируют к поверхности микросферы, где разрушаются при достижении толщины стенки, отделяющей газовое включение от внешней среды, ~ 40 нм. Необходимо отметить, что такие впадины не являются сквозными, однако само их наличие на поверхности может снижать прочностные характеристики стеклосферы не столько за счет уменьшения толщины стенки в месте разрушения газового пузырька, сколько из-за изменения структуры слоев стекла, сквозь которые пузырьки мигрируют к поверхности.

Проведение 4 циклов молекулярного наслаивания приводит к формированию плотного титаноксидного покрытия, состоящего из частично перекрывающихся наночастиц с латеральными размерами 80 – 100 нм, которое полностью перекрывает поверхность микросферы, заращивая при этом микро- и нанодефекты структуры, что в свою очередь должно в значительной степени повысить механическую прочность стеклосфер.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП (идентификатор проекта RFMEFI60719X0328)

Список литературы:

1. Витман Ф.Ф., Журков С.Н., Левин Б.Я., Пух В.П. К вопросу о повышении прочности стекла.– В кн.: Некоторые проблемы прочности твердого стекла. - М.-Л.: АН СССР, 1959. - С. 340-348.

2. Малыгин А.А. Нанотехнология молекулярного наслаивания//Российские нанотехнологии. - 2007. – Т. 2, № 3-4. - С. 87 – 100.

О МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОМ РАЗРУШЕНИИ ПРУЖИННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КРУЧЕНИИ С АСИММЕТРИЧНЫМ ЦИКЛОМ

Завойчинская Э.Б.

Россия, Москва, МГУ имени М.В.Ломоносова,

elen@altomira.ru

Настоящее исследование посвящено актуальной проблеме много- и гигацикловой усталости клапанных пружин, пружин подшипников и системы подвески из высокопрочных сталей при циклическом кручении с коэффициентами асимметрии цикла $-1 \le R \le 0.5$ и различным состоянием поверхности [1,2]. Вследствие требований минимального рабочего веса при максимальном сроке службы в статически деформированных пружинах возникают крутильные колебания с высокими амплитудами до одного миллиарда циклов. При применяемых технологиях производства возможно образование на поверхности технологических дефектов, мелких царапин. Проанализированы данные Kaiser et all. на представительном классе пружинных сталей, Akiniwa et all. на сталях SiCr, Hue and Bathias на феррито-перлитных и мартенситных сталях, Schuller et all. на сталях VDSiCr, Shimamura et al. на углеродистых и не науглероженных сталях типа SCM420H, Sandaiji et all. на подшипниковых сталях JISSUJ2, Karr U. et al. на ферритно-перлитных, мартенситных и углеродистых сталях, Mayer H. на мягких сталях 0.15%C и сталях VDSiCr, в том числе, о механизмах эволюции микро- и макротрещин при асимметричном кручении с различными типами включений и состоянием поверхности. Распространенная гипотеза заключается в том, что асимметрия цикла сдвига не влияет на пределы многоцикловой усталости сталей в упругой области. Вместе с тем существуют данные по ее существенному влиянию на развитие усталости, например, в пружинных сталях VDSiCr и SWOSC-V [1]. Особенно проявляется эта проблема в областях гигацикловой усталости сталей, не имеющих предела выносливости (например, для сталей SiCr, SiCrV). В целом, влияние постоянной компоненты сдвига меньше, чем при осевом нагружении, особенно, для пластичных материалов. Разрушения сталей при асимметричном кручении связаны с состоянием поверхностного слоя, наличием дефектов механической обработки, остаточными напряжениями растяжения, технологической наследственностью, структурной неоднородностью матрицы, случайным распределением пор, литейных дефектов и др., а также возможным зарождением и развитием коррозионных дефектов в процессе эксплуатации. Гигацикловая усталость в ряде случаев начинается с образования микродефектов в обьеме тела около структурных неоднородностей матрицы или от различных включений. Более 90% общей долговечности сталей приходится на развитие микроразрушения. Отмечается стадийность развития усталостного разрушения.

Представлены результаты расчетов по модели [3,4] для стали SWOSC-V, согласно которой разрушение рассмотрено на шести масштабно-структурных уровнях, выписаны определяющие соотношения для вероятности разрушения и уравнения кривых усталости по уровням дефектности. В этих соотношениях переменными являются амплитуда сдвига и число циклов нагружения. Предложены выражения для базовых значений в зависимости от асимметрии цикла, глубины и ориентации поверхностных царапин. Исследовано влияние асимметрии на пределы усталости гладких- и поврежденных образцов по различным уровням дефектности, построены диаграммы Хея выносливости стали SWOSC-V и показано хорошее соответствие опытным данным. Во всех рассмотренных случаях в диапазоне $-1 \le R \le -0.3$ наличие асимметрии цикла не влияет на пределы усталости по уровням дефектности. При $-0.3 \le R \le 0.5$ пределы усталости уменьшаются, в среднем, на 12% по сравнению с симметричным случаем. С ростом глубины царапины от 0.04 мм до 0.14 мм пределы усталости уменьшаются, в среднем, на 27%. С изменением угла ориентации царапины с осью образца от $\varphi = 0^o$ до $\varphi = 45^o$ пределы усталости уменьшаются, в среднем, на 20%.

Список литературы:

1. Nishimura K., Yanase Y., Tanaka N., Miyamoto S., Miyakawa, M. Endo. Effects of mean shear stress on the torsional fatigue strength of a spring steel with small scratches // Int. J. Damage Mechanics. 2020. Vol. 29(1). p.4–18.

2. Karr U.,Sandaiji Y.,Tanegashima R.,Murakami S.,Schönbauer B., Fitzka M., Mayer H. Inclusion initiated fracture in spring steel under axial and torsion very high cycle fatigue loading at different load ratios//Int. J.Fatigue. 2020. n.134.105525.

3. Завойчинская, Э.Б. Усталостное масштабно-структурное разрушение и долговечность конструкций при пропорциональных процессах нагружения: автореф. дис. докт. физ.-мат. наук. М.: Генезис. 2018. 46 с.

4. Zavoychinskaya E.B. On the Theory of Scale Structural Fatigue of Metals at the Proportional Loading// J. Physics. 2020. v. 1431, pp. 012024-012032.

РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ МОДЕЛЕЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ОПТИМАЛЬНОЙ СЛОЖНОСТИ В ВАРИАЦИОННЫХ ПОСТАНОВКАХ ЗАДАЧ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИТОВ

Гусев Е.Л. [1,2]

[1]*Россия, Институт проблем нефти и газа Сибирского Отделения РАН,*

[2] *Россия , Институт математики и информатики Северо-Восточного федерального университета ,*

elgusev@mail.ru

В последние десятилетия в связи со все возрастающим применением в современных областях науки и техники, определяющих научно-технический прогресс, таких, как авиационная и ракетно-космическая техника, судостроение, нефтяная и газовая промышленность и др. композиционных материалов, конструкций, композиционных покрытий, все большую актуальность приобретают проблемы построения эффективных усложненных моделей долговечности в условиях воздействия на композиты экстремальных факторов внешней среды. Особенно данные проблемы являются актуальными для условий резкоконтинентального климата регионов Крайнего Севера, Арктической и Субарктической зоны [1-5].

Целью исследования являлась разработка моделей долговечности оптимальной структуры и сложности для решения задач эффективного прогнозирования определяющих характеристик (остаточного ресурса, долговечности, прочности, надежности) композиционных материалов и конструкций при воздействии деструктивных факторов внешней среды и эксплуатационных нагрузок, характерных для регионов Крайнего Севера, Арктической и Субарктической зоны.

В основу разрабатываемого подхода к построению моделей долговечности оптимальной структуры и сложности для решения задач эффективного прогнозирования определяющих характеристик композитов положена разработка методики выявления и исследование устойчивых качественных закономерностей определяемых особенностями микро-, и макроструктуры конкретных видов полимерных, композиционных материалов . Включение установленных новых качественных закономерностей влияния микро-, и макроструктурных особенностей полимерных, композиционных материалов на характер изменения остаточного ресурса, долговечности композитов , в постановку задачи, позволяет существенно уточнить постановку задачи прогнозирования , а также существенно повысить эффективность и достоверность прогнозирования остаточного ресурса, прочности, долговечности полимерных, композиционных материалов

На основе разработанных моделей долговечности оптимальной структуры и сложности проведена оценка погрешности прогноза, допускаемой при использовании моделей долговечности с малым числом параметров [5]. Показано, что применение моделей прогнозирования с малым числом параметров может быть не адекватным сложности решаемой задачи прогнозирования и приводить к значительным ошибкам прогноза. При этом ошибка прогнозирования при использовании моделей прогнозирования с малым числом параметров, таких как модель В. Н. Булманиса [5], может многократно превосходить ошибку прогноза, получаемую в результате применения разработанных многопараметрических моделей долговечности оптимальной структуры и сложности с оптимальным числом параметров.

Список литературы:

1. Уржумцев Ю.С. Прогнозирование длительного сопротивления полимерных материалов - М. : Наука, 1982. - 222 с.

2. Gusev E.L., Bakulin V.N. Optimal control under a decrease in the thermal-field intensity based on selection of the heterogeneous –construction structure in the variational formulation/ / Doklady physics, 2018, v. 63, N 5, p. 213-217.

3. Gusev E.L., Bakulin V.N. Variation formulations of inverse problems in forecasting the residual life of composites //Doklady physics, 2018, v. 63, N 9, p. 388-392.

4. Gusev E.L. Using parallel procedures for the searching of the extremum for the decision of the inverse problems prediction of the defining characteristics of the composite materials// Material Physics and Mechanics , 2016, v.26, N 1 , p. 70-72.

5. Булманис В.Н., Старцев О.В. Прогнозирование изменения прочности полимерных волокнистых композитов в результате климатического воздействия. Препринт. – Якутск: ЯФ СО АН СССР, 1988. - 32 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОУПРУГИХ СВОЙСТВ ПЛЕНОК НА ПОДЛОЖКАХ САПФИРА

Клунникова Ю.В., Малюков С.П.
Россия, ФГАОУ ВО «Южный федералтный университет»,
yvklunnikova@sfedu.ru

Тонкие пленки на подложках сапфира используются во многих микроэлектронных устройствах. Получение тонких пленок на диэлектрических подложках сапфира очень важно для разработки функциональных устройств, таких как фотоэлектрические преобразователи или чувствительные элементы газовых датчиков. В настоящее время интерес к изучению свойств тонких пленок возрос в микро- и наноэлектронике. Несоответствие параметров решетки сапфира и свойств теплового расширения между тонкопленочными слоями и материалами подложки является основной причиной возникновения межслоевого дефекта и возникновения напряжений. Термоупругие напряжения в тонкой пленке часто ухудшают ее характеристики. Поэтому, чтобы повысить качество тонких пленок и минимизировать их дефекты, важно иметь возможность контролировать образование напряжений в тонкой пленке.

Целью нашего исследования является анализ возникновения и эволюции термоупругих напряжений и дефектов в тонких пленках на подложках, полученных различными методами.

Проведено исследование термоупругих свойств пленок на подложках сапфира. В качестве подложки использовали сапфировые пластины толщиной 0.43 мм, диаметром 50 мм, С-ориентация и сапфировые пластины площадью 1×1 см^2, толщиной 3 – 5 мм, на поверхности которых различными методами (лазерный отжиг, магнетронное распыление, плазмохимическое осаждение из газовой фазы) получали тонкие пленки (Si, Cu, Cr, Fe_2O_3, TiO_2 и другие) толщиной до 1 мкм.

Влияние технологического процесса магнетронного распыления пленок на термоупругие напряжения в них исследуется как экспериментально, так и с помощью компьютерного моделирования на основе метода конечных элементов, который является эффективным методом исследования сложных систем, в том числе исследования термоупругих напряжений системы тонкая пленка-подложка. Экспериментальные исследования для измерения механических напряжений в тонких пленках были проведены на установке Tencor FLX-232 (Япония) в исследовательском центре «Пьезоприбор» (Ростов-на-Дону, Россия). Исследования влияния температурных полей на механические напряжения в пленках хрома на сапфировой подложке показали, что при нагреве исследуемой структуры до 200 ^{0}С величина механических напряжений изменяется от 400-600 МПа до 1600-1800 МПа. Дальнейшее увеличение температуры приводит к возрастанию величины механических напряжений в пленках хрома на сапфировой подложке, что может оказывать негативное влияние на характеристики микромеханических устройств на основе данных пленок.

Проведена оценка уровня термоупругих напряжений в полученных пленках на сапфировой подложке от условий получения, толщины пленки, что позволяет анализировать генерацию и эволюцию напряжений в тонкопленочных структурах и влияние условий обработки на распределение напряжений, что важно при разработке более долговечных и функциональных газовых датчиков, интегральных микросхем и других микроэлектронных устройств.

СОВМЕСТНОЕ ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОЙ «ОДНОНАПРАВЛЕННОЙ» ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6

Степушин А.С., Шалин А.В., Гвоздева О.Н.
Россия ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» (МАИ),
69steel@gmail.com

В настоящее время постоянно ведутся работы по увеличению поражающей способности боевой техники, поэтому совершенствование материалов для их защиты, обладающих более высокой удельной прочностью и меньшими габаритными размерами, всегда остается актуальной задачей. В этой связи титан может быть перспективной основой для создания материалов с повышенной прочностью против динамического концентрированного воздействия. Такие материалы в процессе эксплуатации должны обеспечивать повышенную работу зарождения трещины и сниженную скорость её распространения. Обычно в этих случаях прибегают к созданию многослойных структур типа «Сэндвич» из разных материалов или слоистых композиционных материалов. Перспективными считаются методы, направленные на формирования в материалах градиентных структур, в которых наблюдается плавный переход от одного типа структуры на поверхности к другому типу в центре. Градиентные «однонаправленные» структуры создают с помощью интенсивной пластической деформации, локального

высокоэнергетического нагрева или поверхностного упрочнения путём химико-термической обработки. В титановых сплавах такие градиентные структуры могут быть сформированы с помощью термоводородной обработки, основанной на обратимом легировании водородом. При определенных термодинамических условиях водород может как «вводиться», так и «выводиться» из материала без изменения его агрегатного состояния. При этом, обладая сильным β-стабилизирующим действием, его введение позволяет увеличивать на промежуточной стадии обработки количество β-фазы почти до 100%. Это дает возможность при последующей дегазации в более широком диапазоне управлять структурой титановых сплавов и, соответственно, получать уникальные свойства, которые невозможно достичь традиционными способами обработки. Однако в случае «однонаправленного» преобразования структуры встаёт задача в «изолировании» отдельных сторон полуфабриката от проникновения водорода.

Поэтому цель работы заключалась в исследовании совместного влияния температурно-временных и температурно-концентрационных параметров обработок на закономерности формирования поверхностных градиентных структур и их свойства.

Исследования проводились на образцах, вырезанных из горячекатаной плиты толщиной 13 мм промышленного титанового сплава ВТ6. Работа выполнена на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ: электропечах с воздушной атмосферой и с вакуумом, установки Сиверста и установки вакуумного ионно-плазменного напыления нитрида, оптическом микроскопе и твердомерах по Виккерсу и Роквеллу.

Вначале в работе была оценена стойкость при обработке в вакууме «изоляционных» оксидных и нитридных слоёв, сформированных при разных режимах термической обработки в воздушной среде и вакуумной ионно-плазменной обработке. А затем исследованы принципы формирования структуры при односторонней поверхностной термоводородной обработке.

Повыведенные исследования показали, что для защиты полуфабриката от проникновения водорода при термоводородной обработки, предварительное изотермическое окисление следует проводить в течение не менее 4 часов при температуре 900°С, а напыление нитрида – в течение не менее 0,5 часа температуре 400°С. При этом «защитный» нитридный слой, в отличие от оксидного слоя практически не образует диффузионной переходной зоны и имеет существенно меньше толщину при высокой адгезионной прочности.

Установлено, что изоляционная эффективность окисного слоя сохраняется при введении до 0,4% водорода, а нитридного слоя до 0,5% водорода. Показано, что в процессе наводороживающего отжига создаются условия, при которых практически весь водород концентрируется в поверхностном слое образца, и преобразование структуры происходит не по всему сечению, а только на некоторую глубину. Показано, что, варьируя концентрацией вводимого водорода можно изменять глубину его диффузионного проникновения и, соответственно, структуру в приповерхностных слоях. Показано, что в поверхности формируется дисперсная (α+□)-структура, которая плавно переходит в крупнопластинчатую (α+□)-структуру. Установлено, что создание на поверхности мелкодисперсной структуры с помощью термоводородной обработки позволяет на 8 – 10 ед. HRC повысить твёрдость поверхности по сравнению с сердцевиной.

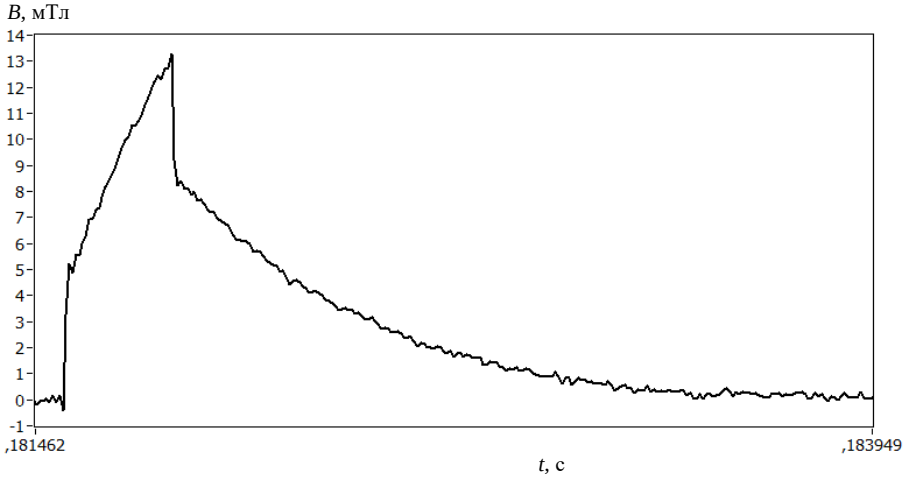
РАЗРАБОТКА МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИЙ ПОД ВЛИЯНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ТОКА В МЕТАЛЛАХ, НАХОДЯЩИХСЯ В СТАТИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Скворцов О.Б.[1,2], Сташенко В.И.[1], Троицкий О.А.[1]

[1]*Россия, ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, vis20-11@rambler.ru*

[2]*Россия, НТЦ «Завод балансировочных машин», skv@balansmash.ru*

Воздействие электрических импульсов на проводники во время их изготовления и обработки позволяет изменять механические свойства металла (электропластический эффект) и управлять свойствами металла (изменение зернистости поверхностных слоев и снижение остаточных механических напряжений) [1]. При проведении такой обработки электрическими импульсами с длительностью 50-200 мкс необходимо контролировать происходящие электрические процессы. В зависимости от используемого оборудования должен быть выполнен контроль электрического тока через проводник с учетом динамического перераспределения плотности тока по сечению проводника под влиянием скин- и пинч-эффектов, а также влияния емкости и индуктивности проводников. Контроль величины тока обеспечивается быстродействующими бесконтактными датчиками Холла, например SE39, и показывает наличие значительных скачкообразных изменений магнитной индукции *B* в моменты начала переднего и заднего фронтов приложенного электрического импульса, как показано на рисунке.



Контроль вибрационного отклика выполняется высокочастотными миниатюрными акселерометрами, например АП19 или АР1019, которые позволяют наблюдать вибрации на частотах порядка 100 КГц.

Проведение исследований динамического воздействия импульсных токов [2] показало наличие линейной зависимости оценок размаха вибрационного отклика от размаха оценок электрического воздействия, зависимость полярности вибрационного отклика от полярности приложенного электрического импульса, а также наличие изгибных форм механических колебаний даже для осесимметричных одиночных металлических проводников круглого сечения. Кратковременное воздействие одиночных электрических импульсов малой длительности не сопровождается сколько-нибудь заметным нагреванием образцов. Такие экспериментальные данные показывают, что описание механического воздействия электрических импульсов не удается описать простыми проявлениями известных явлений (силы Лоренца, термические эффекты, поляризация поверхности, перемещение дислокаций или фазовые изменения в материале образца). При этом линейная зависимость динамического вибрационного отклика от величины приложенного электрического воздействия сохраняется в широком диапазоне, в том числе и при относительно слабых электрических воздействиях, когда отсутствуют пластические деформации материтала образца.

Список литературы:

1.Троицкий О.А., Сташенко В.И., Савенко В.С., Скворцов О.Б., Самуйлов С.Д., Правоторова Е.А., Терещук В.С. Воздействия импульсами тока и СВЧ-изучением на конструкционные материалы. Электродинамические и электрохимические эффекты в проводниках // М.: Изд-во «Ким Л.А.», 2019.−278 с.

2.Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Динамические эффекты в проводниках при воздействии импульсных токов // Вестник Сибирского государственного индустриального университета, № 1 (31). 2020.− С. 27−34.

РАЗРАБОТКА МЕТОДИК ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИЙ В ДЕФОРМИРУЕМОМ МЕТАЛЛЕ ПРИ ОДНОВРЕМЕННОМ ДЕЙСТВИИ ТОКА И СВЧ–ИЗЛУЧЕНИЯ

Скворцов О.Б.[1,2], Сташенко В.И.[1], Троицкий О.А.[1]

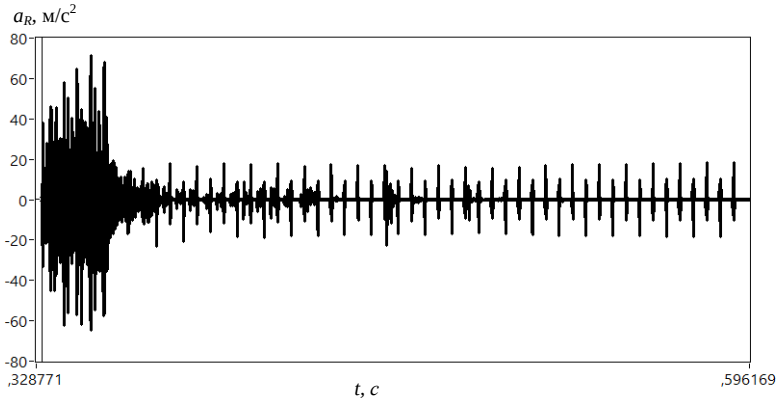
[1]Россия, ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, vis20-11@rambler.ru

[2]Россия, НТЦ «Завод балансировочных машин», skv@balansmash.ru

Электродинамические воздействия на металлы в процессе их обработки оказывают заметное влияние на свойства поверхностных слоев металла. Как воздействие внешних электромагнитных полей, так и отклик на действие импульсных токов, пропускаемых через металл, связаны с появлением вблизи поверхности вихревых токов описываемых как скин-эффект. Воздействие пакета электрических импульсов или СВЧ импульсов облучения большой мощности кроме чисто электрических процессов, сопровождается тепловыми, а также вибрационными и акустическими явлениями в поверхностных слоях металла. Электрические, тепловые, механические и акустические процессы при этом взаимосвязаны между собой [1]. Сложность теоретического и экспериментального исследования совокупности происходящих при этом физических процессов связана с значительными различиями временных масштабов таких процессов. При проведении анализа в частотной области вибрационные и акустические явления характеризуются частотами порядка нескольких килогерц. Электрические процессы при воздействии импульсов длительностью порядка 100 мкс характеризуются частотами в диапазоне 100-

1000 килогерц, а СВЧ воздействия связаны с частотами в сотни и тысячи мегагерц. Температурные изменения характеризуются низкими частотами (менее 10 Гц). Такие различия существенно затрудняют автоматизацию и синхронный сбор данных о происходящих процессах при проведении комплексных экспериментальных исследований.

Динамика вибрационного отклика на воздействие электрических импульсов меняющейся полярности на проводник из меди представлена на рисунке. Следует отметить, что если в начале пакета импульсов наблюдается сравнительно большие и изменяющиеся во времени вибрационные ускорения a_R в направлении перпендикулярном поверхности проводника, то после 6-10 импульса вибрационные процессы стабилизируются.



Приведенный пример показывает, что происходящие процессы могут сравнительно медленно изменяться. Изменение вибрации может быть связано с нагреванием проводника (в данном случае на несколько десятков градусов), что приводит к существенному изменению упругих свойств материала образца. При этом затухание вибрационных колебаний значительно ускоряется и доминирующими вибрационными сигналами становятся не упругие колебания, а вибрационные отклики на начальные моменты переднего и заднего фронтов электрических импульсов, составляющих воздействующий на материал образца пакет.

Для синхронного сбора детальной информации о происходящих процессов необходимо использование систем сбора данных, включающих как низкочастотные модули типа NI USB-6009, так и среднечастотные NI USB 4431 или NI USB 6331, а также высокочастотные, для контроля параметров СВЧ излучения NI USB 5681.

Список литературы:

1.Manish Oraon, Vinay Sharma Investigation of electromagnetic radiation emission during sheet metal incremental micro forming // Materials Research. v.21, no.1 São Carlos 2018. – С. 1–7.

2.Троицкий О.А., Сташенко В.И., Савенко В.С., Скворцов О.Б., Самуйлов С.Д., Правоторова Е.А. Электродинамические эффекты действия импульсного тока на проводники в статическом состоянии и при пластической деформации совместно с СВЧ-излучением / О.А. Троицкий и др. – Мозырь. МГПУ им. И.П. Шамякина. 2019. – 260 с.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИИ ДЕФОРМИРУЕМОГО МЕТАЛЛА ПОД ВЛИЯНИЕМ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

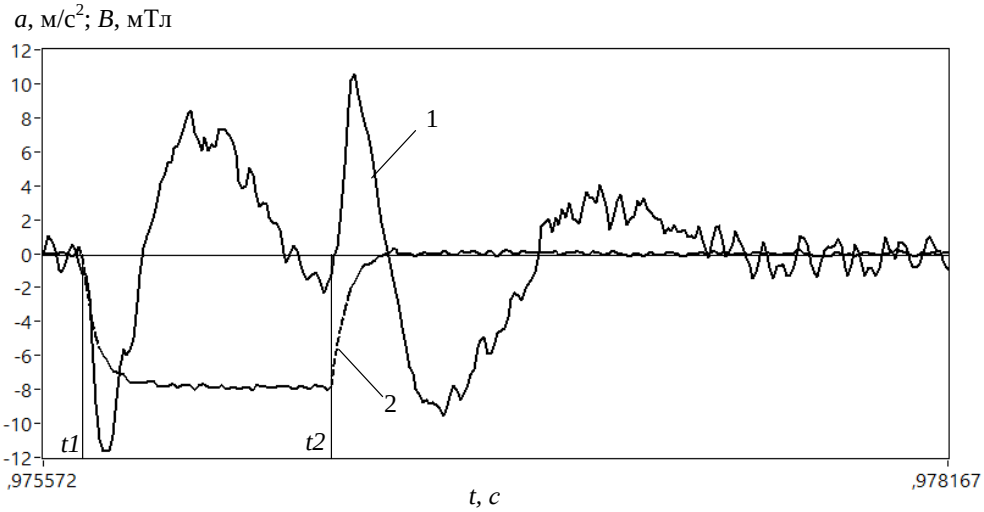
Скворцов О.Б.[1,2], Троицкий О.А.[1], Сташенко В.И.[1]

[1]*Россия, ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, vis20-11@rambler.ru*

[2]*Россия, НТЦ «Завод балансировочных машин», skv@balansmash.ru*

Действие электрических импульсов на одиночные проводники проявляется в виде затухающих механических колебаний образцов [1]. Исследование получаемого вибрационного отклика обеспечивается синхронным сбором данных об электрических и механических динамических процессах в металлическом образце. Такие исследования необходимы для совершенствования методов электропластической обработки металлов, а также при создании средств неразрушающего контроля электропроводящих элементов мощного электрического и электромеханического оборудования [2]. На рисунке представлены синхронные записи вибрационного отклика – ускорения *a* (*1*) поверхностного слоя медного образца, измеренного пьезоэлектрическим акселерометром, а также величины магнитной индукции *B* (*2*) в непосредственной близости от поверхности образца. Контроль величины ускорения *a*

обеспечивает получение данных о действующих динамических силах и их быстрых изменениях во времени.



Представленные временные сигналы соответствуют максимальным значениям плотности тока 300-400 А/мм^2, при которых наблюдаются упругие деформации поверхности материала без заметного изменения его структурного состава. Характерными являются кратковременные механические динамические воздействия, похожие на удары, привязанные к моментам *t1* и *t2* и соответствующие началу соответственно переднего и заднего фронтов электрического импульса. Такие ударные процессы в моменты *t1* и *t2* имеют близкую амплитуду и длительность, но противоположные знаки. В момент ударного воздействия *t1* величина магнитного поля и тока через проводник из-за влияния самоиндукции и скин-эффекта мала, что говорит о малом вкладе сил Ампера в происходящие процессы. На временных интервалах межу ударными процессами наблюдаются затухающие вибрационные сигналы, форма которых практически не зависит от постоянного или медленного изменения магнитного поля и тока. Изменения амплитуды электрического воздействия приводит к пропорциональному изменению вибрационного отклика в широком динамическом диапазоне. Такая линейная зависимость показывает, что происходящие процессы должны быть типичны как в случаях упругих, так и пластических деформаций в условиях увеличения амплитуды электрического импульса, а также в случаях разрушения образцов при воздействии импульсов тока большой плотности.

Список литературы:

1.Троицкий О.А., Сташенко В.И., Савенко В.С., Скворцов О.Б., Самуйлов С.Д., Правоторова Е.А., Терещук В.С. Воздействия импульсами тока и СВЧ-изучением на конструкционные материалы. Электродинамические и электрохимические эффекты в проводниках // М.: Изд-во «Ким Л.А.», 2019. − 278 с.

2.Troitskii O.A., Skvortsov O.B., Stashenko V.I. Measurements of vibrations produced by current pulses in elements of electrical equipment // Russian electrical engineering. V.89. № 3. 2018. − P. 143−146.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ ПРИ СЖАТИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ «МЕДЬ – УГЛЕРОДНЫЕ НАНОТРУБКИ»

Пасовец В.Н., Ковтун В.А.

Беларусь, Университет гражданской защиты МЧС Беларуси

e-mail: pasovets_v@mail.ru

Механизм передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам, механизм образования дислокаций за счет различия коэффициентов теплового расширения матрицы и упрочняющей фазы, механизм образования петель Орована и механизм зернограничного упрочнения Холла-Петча относятся к механизмам повышения прочностных свойств наноструктурированных композиционных материалов с порошковой металлической матрицей, наполненной углеродными нанотрубками (УНТ). Анализируя процесс получения данных композитов установлено, что влияние УНТ на измельчение зерна является незначительным, поэтому эффект упрочнения, обусловленный измельчением зерна, можно не принимать во внимание.

Проведена оценка вклада каждого механизма в повышение предела прочности композиционного материала с содержанием УНТ от 0,01 мас. % до 0,1 мас. % на основе линейного и среднеквадратичного

критериев. Теоретический предел прочности композитов определялся суммированием предела прочности спеченной матрицы и значения, полученного по одному из критериев. Результаты расчетов представлены на рисунке. Также на рисунке представлены значения предела прочности, определенные экспериментальным путем [1].

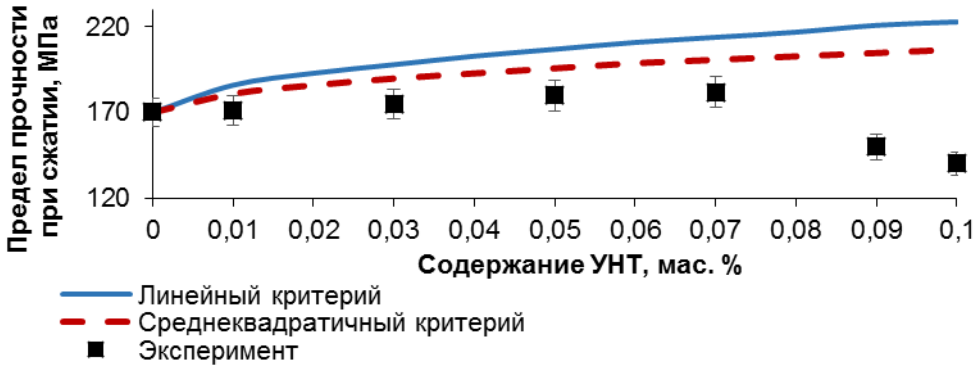


Рисунок – Зависимости пределов прочности при сжатии композитов «медь – УНТ» от концентрации УНТ, рассчитанные с использованием линейного и среднеквадратичного критериев и полученные экспериментально

Анализируя результаты расчетов и данные, полученные экспериментальным путем, можно отметить, что экспериментальные значения согласуются с среднеквадратичным критерием при добавках УНТ в количестве до 0,07 мас. %, и расхождение между экспериментальными и теоретическими результатами составляет 10 – 20 МПа. Однако расхождение между результатами моделирования и экспериментальными значениями резко возрастает с увеличением содержания УНТ свыше 0,07 мас. %, что можно связать с разупрочнением металлической матрицы.

Таким образом, показано влияние углеродного наноструктурного наполнителя на прочностные свойства композиционного материала на основе медной матрицы. На основании анализа результатов исследований установлено, что введение 0,06 – 0,07 мас. % УНТ в медную матрицу позволяет повысить предел прочности при сжатии композита, определенный экспериментальным путем, на 6 – 7 % по сравнению с материалами на основе спеченной меди, не содержащими в своем составе наноразмерного наполнителя.

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект Т18-008).

Список литературы:

Пасовец, В.Н. Упрочнение композиционных материалов на основе металлической матрицы и углеродных нанотрубок / В.Н. Пасовец, В.А. Ковтун // Вес. Нац. акад. навук Беларусі. Сер. фіз.-тэхн. навук. – 2019. – Т. 64, №2. – С. 166–174.

МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ ПРИ ВВЕДЕНИИ В ИХ СОСТАВ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК

Ковтун В.А., Пасовец В.Н.
Беларусь, Университет гражданской защиты МЧС Беларуси
pasovets_v@mail.ru

Благодаря высоким механическим свойствам углеродные нанотрубки (УНТ) считаются идеальным армирующим материалом для композитов с металлической матрицей. Введение небольшого количества УНТ в металлическую матрицу при получении композиционных материалов может значительно улучшить механические свойства. Кроме того, с развитием технологий синтеза УНТ их цена становится все более приемлемой, что делает их доступными для широкого использования в нанокомпозитах. Такие материалы, обладая высокими механическими свойствами, имеют огромный потенциал применения в аэрокосмической, автомобильной и транспортной отраслях.

К механизмам упрочнения при введении УНТ в металлическую матрицу относятся: механизм передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам, механизм образования дислокаций за счет различия коэффициентов теплового расширения матрицы и упрочняющей фазы, механизм образования петель Орована и механизм зернограничного упрочнения Холла-Петча.

Механизм передачи нагрузки от матрицы к упрочняющим элементам основан на модели сдвигового «запаздывания». В данной модели предполагается, что упрочняющая фаза и матрица идеально сопряжены, т.е. обладают высокой адгезионной прочностью границы между упрочняющими компонентами и матрицей при однородном распределении наполнителя в матрице. Благодаря хорошему сопряжению, напряжения передаются от матрицы к упрочняющим компонентам только через сдвиговые напряжения, что и способствует «запаздыванию» сдвига матрицы. Иными словами, общая деформация композита меньше, чем матрицы, благодаря меньшей деформации упрочняющей фазы при воздействии одинаковой нагрузкой.

Увеличение предела прочности композитов, вызываемое различием коэффициентов теплового расширения матрицы и упрочняющей фазы, объясняется различием параметров кристаллических решеток, что является причиной локального образования дислокаций. На данный момент практически нет исследований, посвящённых изучению реализации механизма упрочнения за счет разницы коэффициентов теплового расширения. Однако на основе существующих работ можно отметить, что чем выше разница коэффициентов теплового расширения матрицы и упрочняющей фазы, тем выше увеличение прочности, которое может быть получено.

Образование петель Орована может существенно повлиять на упрочнение нанокомпозитов с металлической матрицей, армированных наночастицами, поскольку УНТ могут затруднять движение дислокаций, что приводит к «изгибам дислокаций» между УНТ. Так как решетка упрочняющей наноразмерной фазы отличается от решетки матрицы, то частицы наполнителя не могут пересекаться (перерезаться) дислокациями. Таким образом данные частицы наноразмерного наполнителя препятствуют движению дислокаций в матрице. Дислокации могут скапливаться около частиц упрочняющей фазы, вызывая тем самым дисперсионное упрочнение матрицы, либо обходить частицы включений при достижении определенного напряжения. Огибая мелкие частицы, дислокации замыкаются вокруг них, при этом возникают дислокационные петли или кольца. Прохождение множества дислокаций приводит к образованию так называемых колец Орована, а дальнейшее скольжение дислокаций на этом участке затруднено.

Предел прочности можно повысить путем уменьшения размера зерна согласно соотношению Холла-Петча. Таким образом, сделано предположение о влиянии углеродного наноструктурного наполнителя на прочностные свойства композиционного материала на основе медной матрицы.

Список литературы:

1. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy reinforced by carbon nanotubes coated with MgO / Q.H. Yuan [et al.] // Carbon. – 2016. – Vol. 96. – P. 843–855.

2. Miller, W.S. Strengthening mechanisms in particulate metal-matrix composites: Reply to comments by Arsenault / W.S. Miller, F.J. Humphreys // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1991. – Vol. 25, Is. 11. – P. 2623–2626.

3. Губенко, С.И. Неметаллические включения в стали / С.И. Губен-ко, С.П. Ошкадеров. – Киев: Наукова думка, 2016. – 528 с.

4. Microstructure and strengthening mechanism of carbon nanotubes re-inforced magnesium matrix composite / C.D. Li [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2014. – Vol. 597. – P. 264–269.

КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СПЛАВЫ-НАПОЛНИТЕЛИ ДЛЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПРОПИТКИ

Суховая Е.В.

Украина, г. Днипро, Днипровский национальный университет имени Олеся Гончара

e-mail: sukhovaya@ukr.net

Использование квазикристаллических сплавов, обладающих высокой твердостью, низким коэффициентом трения, повышенной коррозионной стойкостью, открывают широкие возможности для создания композиционных покрытий. Сочетая квазикристаллы с пластичной металлической матрицей, удается преодолеть их основной недостаток – хрупкость, ограничивающий применение квазикристаллов в изделиях современной техники.

В работе исследовали структуру и свойства макрогетерогенных композиционных материалов, полученных методом печной пропитки. В качестве наполнителей использовали квазикристаллические сплавы Al–Cu–Fe, Al–Co–Cu и Al–Co–Ni (табл. 1). Связками служили сплавы на основе алюминия и меди. Структуру композиционных покрытий исследовали методами количественной металлографии, рентгеноструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Триботехнические испытания осуществляли по схеме вал–втулка в условиях трения без

смазки по стали 45 при скорости скольжения 20 м/с и нагрузке 4 МПа. Скорость коррозии композиционных материалов в кислых средах определяли гравиметрическим методом. Измерения проводили ежечасно при комнатной температуре в течение 4-х часов.

Показано, что использование метода печной пропитки позволяет получить содержание квазикристаллической икосаэдрической ψ-фазы не менее 35 об.% в структуре композиционных покрытий, упрочненных сплавом-наполнителем Al–Cu–Fe, и содержание квазикристаллической декагональной D-фазы не менее 60 об.% в структуре композиционных покрытий со сплавами-наполнителями Al–Co–Cu и Al–Co–Ni. Закономерности формирования границ раздела между наполнителем и связкой при пропитке объяснены реализацией растворно-диффузионного механизма процессов контактного взаимодействия. Установлено преимущественное растворение кристаллических фаз сплавов-наполнителей, что приводит к проникновению расплавленных связок вглубь наполнителя вдоль границ кристаллов квазикристаллической фазы. Следствием увеличения интенсивности процессов растворения кристаллических фаз наполнителя при использовании для пропитки связок на основе меди является полная их перекристаллизация в процессе охлаждения при сохранении в структуре композиционных материалов не растворившихся включений квазикристаллической фазы.

Результаты испытаний показывают, что меньшие значения скорости коррозии имеют композиционные покрытия с латунной связкой, тогда как коэффициент трения и интенсивность изнашивания для образцов с бронзовой связкой ниже, чем для образцов с латунной связкой (табл. 1).

Таблица 1. Свойства композиционных материалов, упрочненных квазикристаллическими сплавами-наполнителями Al–Cu–Fe, Al–Co–Cu и Al–Co–Ni

Наполнитель	Связка	Коэффициент трения	Интенсивность износа, мкм/км	Скорость коррозии, г/м²·ч			
				0,5 н H_2SO_4	5 н H_3PO_4	0,8 н HNO_3	1 н HCl
Al–Cu–Fe	Al (техн.)	0,18	15,3	2,67±0,03	0,88±0,05	15,43±0,05	0,98±0,02
Al–Co–Cu	Л62	0,09	7,9	1,95±0,06	0,43±0,04	9,92±0,03	0,79±0,01
	БрОц 10-2	0,06	4,3	2,14±0,05	0,60±0,07	13,28±0,04	0,84±0,03
Al–Co–Ni	Л62	0,08	7,3	2,42±0,01	0,52±0,04	13,11±0,08	0,89±0,03
	БрОц 10-2	0,04	3,0	2,55±0,03	0,73±0,05	13,90±0,05	0,93±0,02

Таким образом, для создания покрытий, эксплуатирующихся в условиях сухого трения, можно рекомендовать композиционные материалы на основе оловянистой бронзы БрОц 10-2, армированные сплавом-наполнителем Al–Co–Ni. Максимальную стойкость в кислых средах имеет композиционный материал со связкой из латуни Л62 и сплавом-наполнителем Al–Co–Cu. Эти характеристики коррелируют с содержанием квазикристаллических фаз в структуре композиционных материалов.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ В КАМЕРЕ СВЕРХКРИТИЧЕСКОГО ФЛЮИДА

Изотов А.И., Сироткин В.В., Кильман Г.В., Шалаев Р.В.

Украина, Государственное учреждение «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», izotov.anatoli@gmail.com, vladir.52@mail.ru, galyna.k.2015@gmail.com, sharos@donfti.ru

На сегодняшний день все более широкое применение в различных прикладных областях находят композитные материалы. В частности, структуры вида «ядро-оболочка» рассматриваются в качестве строительных блоков для различных приборов электроники и фотоники, покрытия повышенной твердости с возможностью осаждения на поверхности различной конфигурации могут использоваться для защиты и упрочнения деталей [1]. Композиты последней группы зачастую отличаются не только прочностью, но и рядом других интересных характеристик, что открывает для них перспективы применения в иных областях.

В настоящей работе рассматривается возможность получения сложных композитных материалов в условиях сверхкритического флюида. Данный метод был выбран в связи с рядом особенностей сверхкритических сред – их высокой растворяющей способностью, быстрым массопереносом, сочетанием низкой вязкости и высокого коэффициента диффузии с пренебрежимо малым межфазным натяжением, что позволяет СКФ сравнительно легко проникать в пористые среды [2]. На рис. 1 представлена микрофотография одного из образцов, полученных нами в условиях СКФ. В качестве прекурсоров были

использованы пленки CN_x на стеклянных подложках, полученные методом магнетронного распыления графита на постоянном токе в азотной атмосфере. Полученные пленки помещались в камеру СКФ, давление в которой составляло 85 атм., а температура - 250ºС. Обработка длилась 4-5 часов. В качестве растворителя использовался водный раствор аммиака 25%.

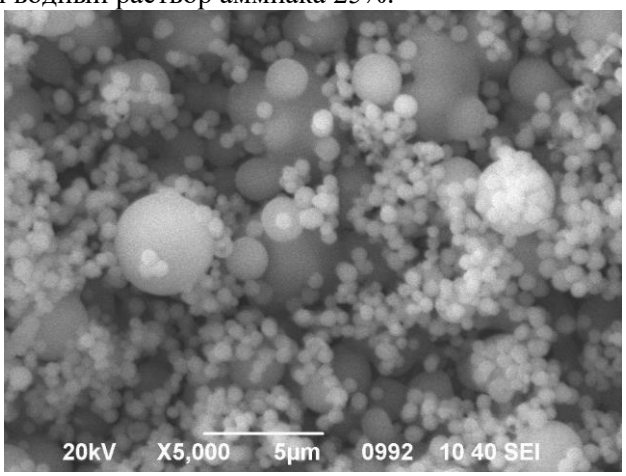


Рисунок 1. Микрофотография композита, содержащего в составе Si, O, Cu.

Рассмотрим представленный на рисунке 1 композит. Согласно данным сканирующей электронной микроскопии, крупные сферические частицы – Si, O, более мелкие – Si, O, Cu. Наличие в составе композита кремния и кислорода объясняется тем, что во время обработки СКФ произошло частичное растворение стеклянной подложки. Медь же в небольшом количестве могла попасть в конечный материал из медной прокладки, используемой в камере высокого давления, так как прокладка тоже подвергалась воздействию сверхкритического флюида. Из этого можно сделать вывод, что в будущем при работе с агрессивными веществами – в частности, с аммиаком – следует использовать прокладки из других материалов.

Все полученные в результате эксперимента образцы композитов имели сложную структуру и отличались ее разнообразием. Можно предположить, что, продолжив работу в этом направлении, мы сможем получить композиты с заранее известной структурой и свойствами. Таким образом, полученные данные позволяют сделать вывод о перспективности использования сверхкритического флюида для создания новых композитных материалов.

Список литературы:

1. А.В. Андреев, А.Д. Коротаев, И.Ю. Литовченко, А.Н. Тюменцев, Д.П. Борисов, Физическая мезомеханика 18, № 1, 73 (2015).

2. А.Б. Бекетова, Ж.М. Касенова, Вестник ЕНУ им. Л.Н. Гумилева № 4, 249 (2012).

РАСЧЕТ ВЕРОЯТНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ.

Никитин Н.Ю.

Россия, Москва, ООО «Механические исследования»

nikitinny@mehresearch.com

Безопасность несущих конструкций (зданий, трубопроводов и т.д.) гарантируется расчетом на прочность, а фактическое состояние конструкции контролируется методами неразрушающего контроля и прогнозируется через такой параметр, как вероятность разрушения конструкции.

Расчет на прочность производится на начальном этапе проектирования конструкции с использованием метода конечных элементов. Основными недостатками данного метода являются:

Высокие требования к вычислительным мощностям при расчете конструкций большой протяженности и сложной формы.

Проблемы оптимизации «сеток» при расчетах конструкций сложной формы и большой протяженности.

Сложность учета многофакторных воздействий на конструкции.

Альтернативой методу сеток или детерминированному подходу, является вероятностный подход, позволяющий проводить многофакторный анализ и оценивать вероятности наступления событий в сложных системах, без применения больших вычислительных мощностей.

Оценка вероятности разрушения конструкции может быть осуществлена на основе нескольких подходов.

Первый подход основан на оценке вероятности разрушения в области пересечения функций плотности вероятности распределения прочности и нагрузки [1]. Учитывая тот факт, что плотность вероятности распределения прочности при малых значениях напряжений имеют значения близкие к нулю, а значения внешней нагрузки, как правило, много меньше прочности металла несущих конструкций то, фактические значения вероятности разрушения получаются либо методом аппроксимации зависимости вероятности от напряжений, либо по средствам моделирования методом Монте-Карло. Такой подход не позволяет однозначно определять вероятность разрушения конструкции [1].

В качестве альтернативы предлагается подход, основанный на расчете вероятности разрушения конструкции по известной функции плотности вероятности распределения напряжений.

Вероятность разрушения определяется по уравнению:

$$V = 1 - P \qquad (1)$$

Где P – вероятность не разрушения конструкции; V – вероятность разрушения конструкции.

Вероятность не разрушения конструкции определяется по уравнению:

$$P = \int_{\sigma_т}^{\sigma_р} f(\sigma) d\sigma \qquad (2)$$

Где σ_T – фактическое напряжение на элементе конструкции; σ_P – напряжения разрушения; $f(\sigma)$ – функция плотности вероятности распределения напряжений в металле конструкции.

Определение вероятности не разрушения конструкции сопряжено с рядом не решенных в настоящее время задач. Первая задача связана с невозможностью достаточно точно теоретически описать функцию плотности вероятности распределения напряжений в металле.

В качестве примера рассмотрим поведение функции плотности вероятности напряжений трех образцов металла стали 15Х2ГМФА подвергнутых предварительному циклированию с отношением N/N_f равным 0.3, 0.5 и 0.7.

На рисунке 1 представлены зависимости функции плотности вероятности в зависимости от напряжений, при испытаниях на растяжение трех образцов металла подвергнутых предварительному циклированию.

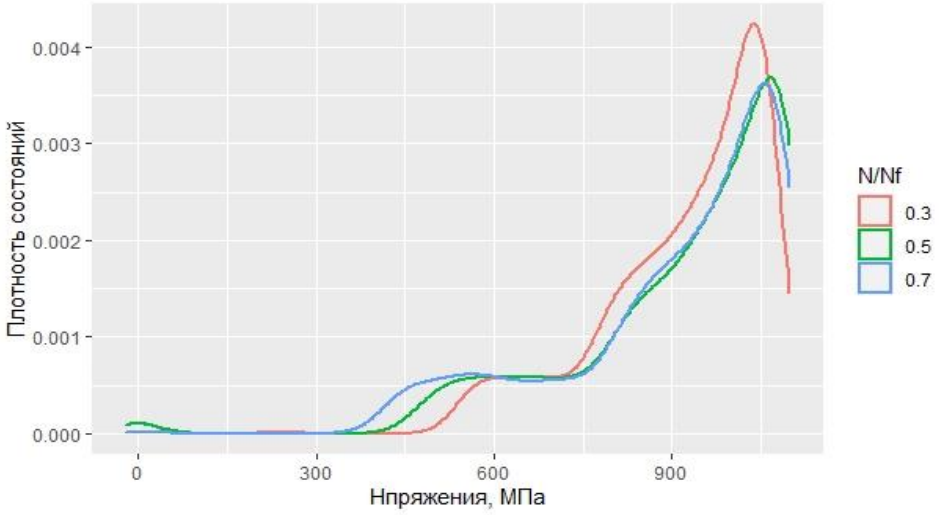


Рисунок 1 – Плотность вероятности распределения напряжений для трех образцов подвергнутых предварительному циклированию

Для установления наиболее близкого к экспериментальному распределению напряжений теоретического распределения было проведено сравнение с экспериментальных данных с 10 теоретическими распределениями, а именно:

Нормальное.

Логнормальное.

Экспоненциальное.

Пуассоновское.

Каши.

Гамма.

Логистическое.

Отрицательное биноминальное

Геометрическое.

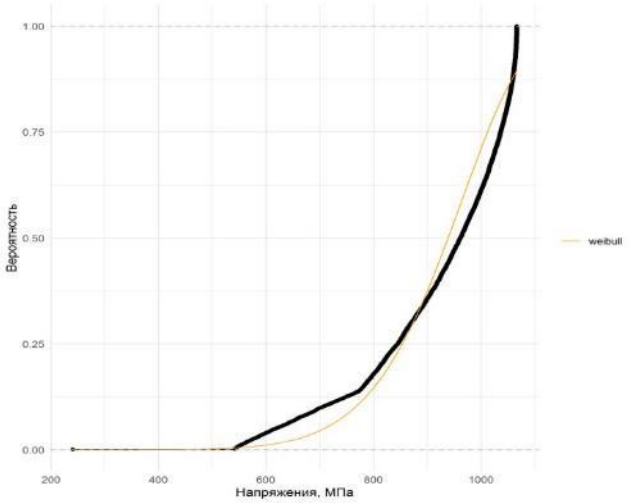
Вейбулла.

Выбор наиболее близкого теоретического распределения осуществлялся по наименьшему значению двух критериев:

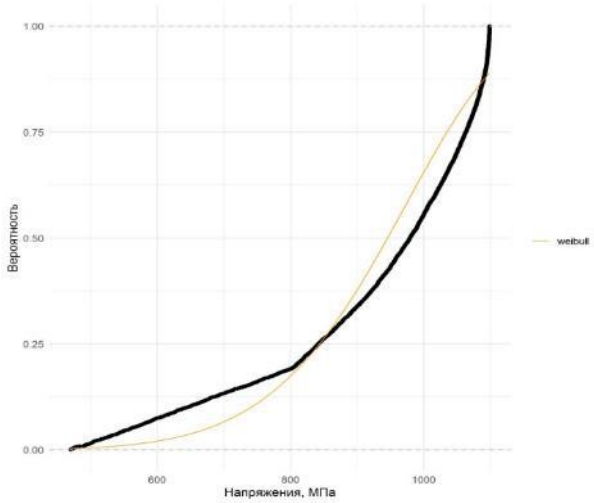
Критерия Акаике.

Бейсовского критерия.

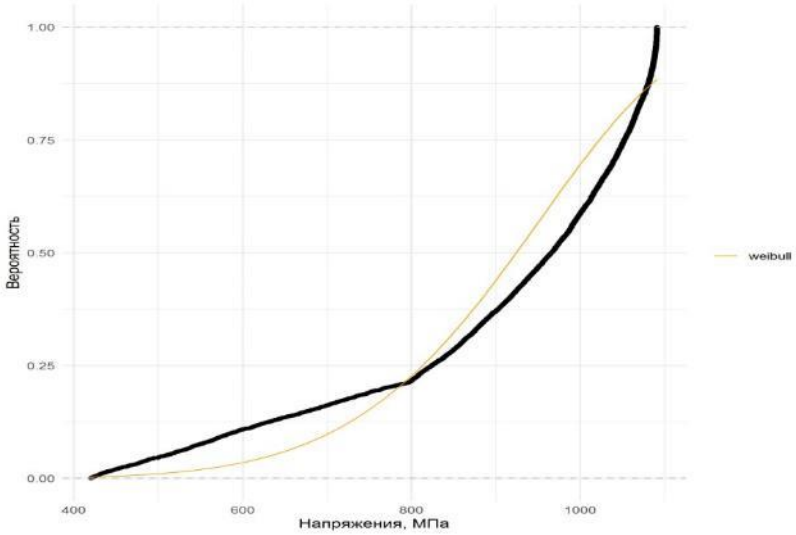
На рисунке 2 представлены результаты сравнительного анализа эмпирического и теоретического распределений напряжений.



а)



б)



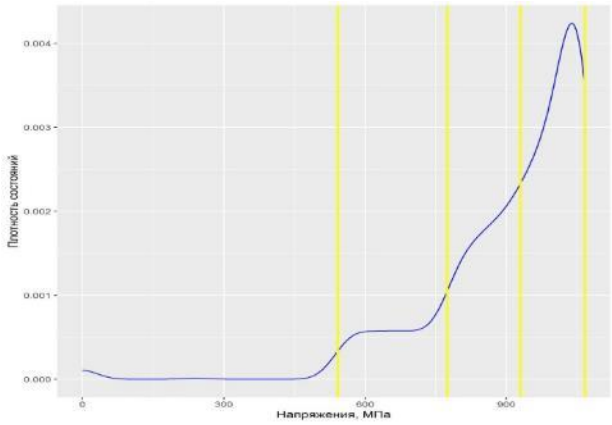
в)

Рисунок 3 – Сравнение эмпирических и теоретических функций распределения напряжений при различном предварительном циклировании образцов металла.
а)$N/N_f = 0.3$; б) $N/N_f = 0.5$; в) $N/N_f = 0.7$

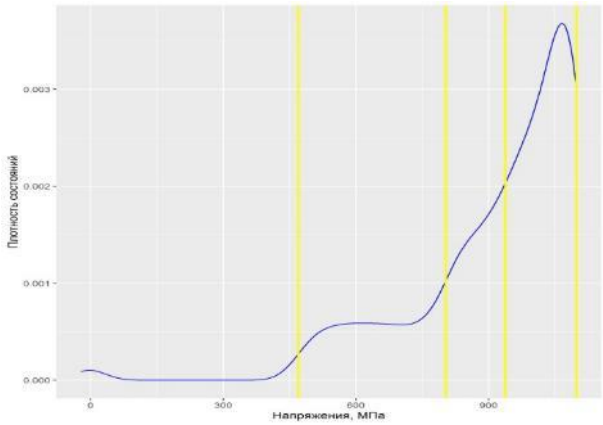
Статистические критерии показали, что из 10 проверенных распределений наиболее близко экспериментальные результаты описывает распределение Вейбулла. Однако, визуальный анализ рисунка 3 показывает, что в зависимости вероятности от напряжения присутствуют участки с большим отклонением теоретического распределения от фактического. Аналогичные расхождения были обнаружены и в других работах, в частности в работе [2] предложено применение альтернативного распределения.

Поведение металла при различных напряжениях носит различный характер и описывается различными законами и было бы более целесообразно не пытаться описать поведение металла при деформации одним статистическим распределением, а установить как меняются распределения при изменении процессов деформации.

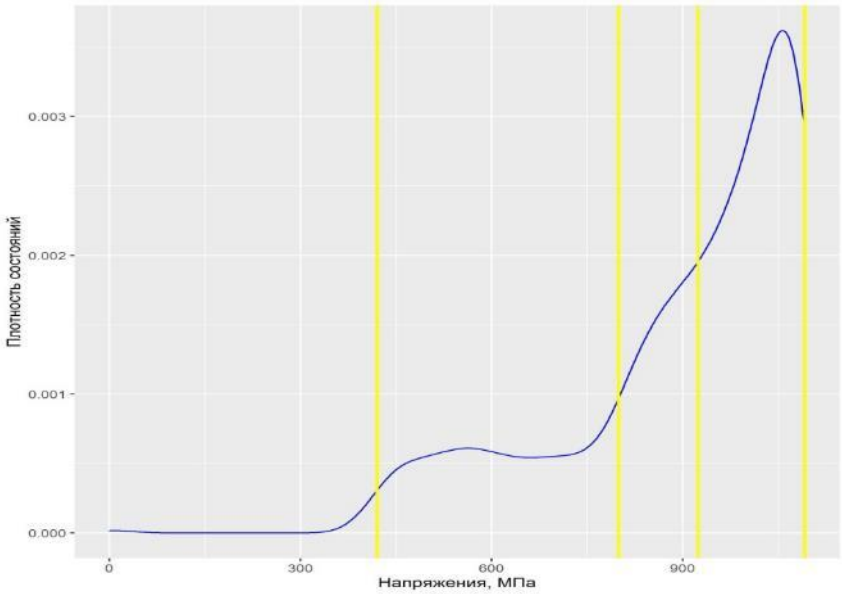
На рисунке 3 представлены функции плотности вероятности распределения напряжений полученные при испытаниях на растяжение трех образцов металла подвергнутых предварительному циклированию, с отмеченными пределами деформаций различного типа.



а)



б)



в)

Рисунок 3 – Зависимости фактической плотности состояний от напряжений при различных условиях циклирования (желтыми вертикальными линиями отмечены значения, с лева на право, предела пропорциональности $\sigma_{пц}$, физического предела текучести $\sigma_т$, предела прочности $\sigma_{пп}$, напряжения разрыва $\sigma_р$).

а)$N/N_f = 0.3$; б) $N/N_f = 0.5$; в) $N/N_f = 0.7$

Для каждого из участков был проведен выбор наиболее близкого теоретического распределения по выше описанной методике и установлено, что статистически наиболее близким теоретическим распределением на участке напряжений от 0 до предела пропорциональности является распределение Вейбулла для всех значений отношения N/N_f. Для участка от предела пропорциональности до физического предела текучести при отношении $N/N_f = 0.3$ статистически близким является распределение Вейбулла, тогда как для остальных отношений наиболее близким является нормальное распределение. На остальных участках от физического предела текучести до напряжения разрыва, для всех отношений N/N_f, наиболее статистически близким распределением является нормальное распределение.

Из всего выше изложенного можно построить описательную статистическую модель поведения функции плотности состояний для двух случаев N/N_f =0.3 (уравнение 3) и N/N_f =0.5 и 0.7 (уравнение 4).

$$f(\sigma) = \begin{cases} \frac{k}{\lambda}\left(\frac{\sigma}{\lambda}\right)^{k-1} e^{-\left(\frac{\sigma}{\lambda}\right)^k}, \text{при } 0 \le \sigma \le \sigma_{пц} \\ \frac{1}{\varepsilon\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(\sigma-\mu)^2}{2\varepsilon^2}}, \text{при } \sigma_{пц} \le \sigma \le \sigma_т \\ \frac{1}{\varepsilon\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(\sigma-\mu)^2}{2\varepsilon^2}}, \text{при } \sigma_т \le \sigma \le \sigma_{пп} \\ \frac{1}{\varepsilon\sqrt{2\pi}} e^{-\frac{(\sigma-\mu)^2}{2\varepsilon^2}}, \text{при } \sigma_{пп} \le \sigma \le \sigma_р \end{cases} \quad (3)$$

Где k – модуль Вейбулла; λ – коэффициент формы; ε – дисперсия распределения; μ – математическое ожидание распределения; σ – напряжение.

$$f(\sigma) = \begin{cases} \frac{k}{\lambda}(\frac{\sigma}{\lambda})^{k-1}e^{-(\frac{\sigma}{\lambda})^k}, \text{при } 0 \le \sigma \le \sigma_{пц} \\ \frac{k}{\lambda}(\frac{\sigma}{\lambda})^{k-1}e^{-(\frac{\sigma}{\lambda})^k}, \text{при } \sigma_{пц} \le \sigma \le \sigma_{т} \\ \frac{1}{\varepsilon\sqrt{2\pi}}e^{-\frac{(\sigma-\mu)^2}{2\varepsilon^2}}, \text{при } \sigma_{т} \le \sigma \le \sigma_{пп} \\ \frac{1}{\varepsilon\sqrt{2\pi}}e^{-\frac{(\sigma-\mu)^2}{2\varepsilon^2}}, \text{при } \sigma_{пп} \le \sigma \le \sigma_{р} \end{cases} \quad (4)$$

Подставляя уравнения (3) и (4) в уравнения (1) и (2) можно получить вероятность разрушения образцов при заданном значении начальных напряжений. Однако, для установления полной физической картины модели необходимо:

Установить зависимости коэффициентов в распределениях от механических свойств материала;

Установить условия, при которых меняется характер распределения на различных участках диаграммы растяжения.

Решение приведенных задач позволит построить статистическую модель деформации материала с учетом переходных процессов происходящих при его эксплуатации.

Список литературы

1. Ржаницын А. Р., Теория расчета строительных конструкций на надежность. // М.: Стройиздат – 1978 г. – 239 с.

2. Zdenek P. Bazant, A precis of fishnet statistics for tail probability of failure of materials with alternating series and parallel links.// Physical Mesomechanics, V. 22, pp.32–41(2019)

ИССЛЕДОВАНИЕ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ КАРБИДОВ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

Сенченко В.Н., Беликов Р.С.

Россия, ОИВТ РАН,

pyrolab@ihed.ras.ru

Среди механических свойств конструкционных материалов важное место занимают термические свойства, описывающие поведение вещества при высоких температурах, например, сопротивление термической усталости. Сопротивление термической усталости зависит от многих свойств материала — коэффициентов линейного расширения и температуропроводности, модуля упругости, предела упругости и др. Изучению коэффициентов термического расширения карбидов тугоплавких металлов посвящена данная работа.

Карбиды тугоплавких металлов находят применение в различных областях высокотемпературной теплотехники, в том числе в энергетике и атомной промышленности, в основном, в качестве теплозащитных материалов. Особое место среди них занимают карбиды тантала, гафния и циркония, что обуславливается крайне высокими температурами плавления как самих этих карбидов, так и их смесей различных стехиометрий.

Для исследования линейных коэффициентов термического расширения данных веществ была разработана методика, основанная на импульсном электрическом нагреве образцов до температур выше 3000 K за времена порядка единиц миллисекунд [1]. Такая методика позволяет производить однородный нагрев образцов до заданной температуры. Высокоскоростная камера позволяет проводить измерения геометрических размеров образцов, свободно расширяющихся в специально сконструированных цангах.

Для определения линейных размеров образца может использоваться непрерывная лазерная подсветка, а также собственное свечение нагретого образца. При этом возможны измерения как поперечного сечения образца, так и его удлинения, благодаря определению положения подсвеченного лазером указателя, фиксирующего длину образца [2]. Температура образца и оптические свойства его поверхности измеряются с помощью системы из двухдлинноволнового (650 нм и 862 нм) микросекундного пирометра и широкодиапазонного спектрометра, энерговклад контролируется с помощью измерения силы тока и падения напряжения на заданной части образца. Таким образом, измерения линейных коэффициентов термического расширения могут быть привязаны к измерениям яркостной и истиной температур, электросопротивления, а также калорических свойств, например, удельной энтальпии материала.

Методика позволяет работать как с изотропными образцами, такими, как карбиды, так и с анизотропными, например, пиролитическим графитом. Кроме того, методика фактически не имеет ограничений по температуре, позволяя проводить измерения вплоть до температуры плавления исследуемых веществ и в двухфазной области.

Тестирование методики измерения линейного расширения на тугоплавких металлах продемонстрировало применимость разработанной методики для измерения линейного термического расширения тугоплавких материалов при высоких температурах с помощью метода импульсного электрического нагрева. Полученные для карбидов тугоплавких металлов (например, стехиометрического TaC) данные хорошо согласуются с имеющимися в литературе для температур ниже 3000 K. Для более высоких температур и различных стехиометрий, в том числе эвтектической, данные по линейным коэффициентам термического расширения многих из карбидов отсутствуют, что подтверждает актуальность разработанной методики.

Список литературы:

1. V N Senchenko, R S Belikov 2017 *J. Phys.:Conf. Ser.* **891** 012338
2. V N Senchenko, R S Belikov and A V Tenishev 2020 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.* **848** 012079

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ОТЛИВКИ ВЫСОКОЙ РАЗМЕРНО-ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ТОЧНОСТИ

Жилин С.Г., Комаров О.Н., Богданова Н.А.
Российская Федерация, г.Комсомольск-на-Амуре, ХФИЦ ДВО РАН
zhilin@imim.ru

Актуальной проблемой машиностроения в настоящее время является разработка ресурсо- и энергоэффективных методов получения деталей конструкций сложной пространственной конфигурации, эксплуатирующихся в нагруженных условиях или агрессивных средах. Экономически целесообразное решение отмеченной проблемы видится в применении технологий получения биметаллического литья, близкого по характеристикам к готовым деталям. Конфигурация поверхности из цветных сплавов таких отливок формируется на стальном каркасе, что обеспечивает высокую конструкционную прочность детали и позволяет в полной мере использовать преимущества поверхностного материала: высокую электропроводность, пластичность и низкую окисляемость.

Технологические варианты получения биметаллических отливок по комбинированным литейным моделям разрабатываются в Институте машиноведения и металлургии Хабаровского научно-исследовательского центра [1, 2]. Формирование конфигурации поверхности на стальном каркасе осуществляют запрессовкой воскообразного порошка, применяющегося для получения выплавляемых моделей [3]. Порошок модельного материала подают под давлением [1] или в вакууме [2] подают в зазор между стальным каркасом и формообразующей полостью пресс-формы, что позволяет получить конечную конфигурацию изделия. Технологической сложностью этого этапа является соблюдение условий прессования, при которых требуется получить пористость воскообразного материала поверхностного слоя равную величине усадки этого материала при расплавлении [4]. Скоростью прессования и временем выдержки воскообразного материала в пресс-форме решается проблема упругого отклика воскообразного материала, а качество поверхности определяется геометрией и шероховатостью формообразующей полости пресс-формы. Экспериментально доказано, что поверхность, образующаяся в результате прессования порошка модельного материала, не имеет усадочных дефектов. На полученный модельный блок по технологии литья по выплавляемым моделям последовательно наносят и сушат слои керамической огнеупорной оболочки. Затем модельный состав вытапливают из оболочки, последнюю прокаливают и подают под заливку расплавом металла. расплав цветного металла заливают в зазор между стальным каркасом и внутренней поверхностью керамической оболочки. Такой подход к формированию биметаллического литья позволяет значительно сократить производственные издержки, связанные с временными и материальными затратами, повысить размерную и геометрическую точность отливки, отвечающую 11 – 12 квалитетам при допусках на размеры полости пресс-формы, не более 8 – 9 квалитетов (ГОСТ 25347-82), сократить объемы, а в ряде случаев устранить необходимость, механической обработки.

Узким местом при реализации рассматриваемых процессов является формирование характеристик поверхности биметаллической отливки, выполненной из цветного сплава, критериями качества которой, помимо физико-механических свойств металла и его структуры, являются: отсутствие внутренних и внешних пор, трещин тепловых узлов. Определяющими факторами получения поверхности с требуемыми физико-механическими характеристиками являются теплофизические условия ее формирования. Таким образом, задача получения качественной поверхности биметаллической отливки, особенно из сплавов с узким интервалом кристаллизации, с требуемой плотностью сводится к разработке вариантов направленного затвердевания.

Работа выполнена в рамках государственного задания ХФИЦ ДВО РАН

Список литературы:

1. Богданова Н.А., Жилин С.Г., Комаров О.Н. Способ получения биметаллической отливки // Патент на изобретение RU 2696118 C1, 31.07.2019. Заявка № 2018140932 от 21.11.2018.

2. Жилин С.Г., Комаров О.Н., Богданова Н.А. Способ получения биметаллической отливки // Патент на изобретение RU 2697995 C1, 21.08.2019. Заявка № 2018140933 от 21.11.2018.

3. Литье по выплавляемым моделям/В.Ф. Гаранин, В.Н. Иванов, Казеннов и др.; Под общ.ред. В.А. Озерова. – 4 изд., переработ. и доп. – М.: Машиностроение, 1994. – 448 с.: ил.

4. Жилин С.Г., Богданова Н.А., Комаров О.Н., Соснин А.А. Снижение упругого отклика при уплотнении порошковой парафиностеариновой композиции // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 1. С. 29-33.

МОДИФИКАЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ В ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.

Савенко В.С. [1], Троицкий О.А. [2]

[1] МГПУ им И.П. Шамякина ,Мозырь, Беларусь; savenko-vl@rambler.ru

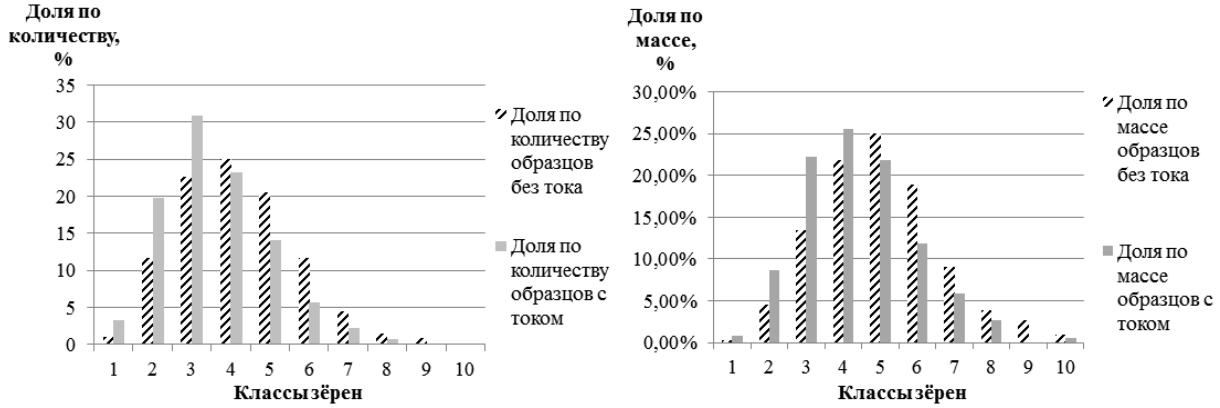
[2] ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова Москва, Россия;oatroitsky@mail.ru

Исследовалась модификация физико-механических характеристик в образцах проволоки АКЛП-5ПТ из технического алюминия А5Е, которые подвергались прокатке под воздействием импульсного тока большой плотности 10^3-10^4 А\мм^2 и длительностью 10^{-4} с в деформационной зоне многопереходной прокатки. Проведено сравнение микроструктурных исследований образцов, прошедших прокатку волочением без тока и с током. Использовался метод морфологического анализа для оценки модификации физико-механических характеристик исследуемых образцов.

Для качественного анализа исследовалась морфология образцов с помощью оптической микроскопии на приборе «Пост микроконтроль МК-3», с использованием растрового микроскопа MICROVertPlanar, определяющая зависимость свойств материала от размеров микрозёрен по эквивалентному диаметру, их формы и объемной доли, с распределением зёрен по классам с помощью программного обеспечения Autoscan Objects.

На рисунке 1 представлены гистограммы распределения эквивалентного зерна диаметром d шарообразного тела объем, которого равен объему данного обломочного зерна неправильной формы (V_0), определяющегося по формуле:

$$d = 1{,}24 \cdot V_0^{\,1/3}.$$



а) б)

Рисунок 1. – Распределение эквивалентного диаметра зёрен: а) по количеству; б) по массе

Из рисунка 1 (а) видно, что максимальное количество зерен на образце без тока принадлежит классам, лежащим на интервале от 2 до 5 (0,80 – 1,49 мкм), также и на образце, прошедшем электропластическое деформирование с током (0,62 – 1,21 мкм). Наибольшая доля по массе зерен на образце без тока принадлежит классам, лежащим на интервале от 2 до 7 (0,80 – 1,94 мкм) (рисунке 1 (б)), на образце, прошедшем электропластическое деформирование с током (0,62 – 1,60 мкм). На образце с током количество зёрен 2-го и 3-го классов (самых мелких по диаметру) больше, чем у образца без тока, что свидетельствует об измельчении зёрен .

Параметры микроструктур, размер зерен и плотность дислокаций, определяют теоретическую оценку свойств материала. Предел текучести, определяемый как максимальное напряжение при начале

пластического течения материала, также весьма чувствителен к изменению микроструктурных параметров и зависит от размера зерен, плотности дислокаций и объемной доли частиц второй фазы. Классическим примером является уравнение Холла-Петча, связывающее предел текучести с размером зерна .

Полученные данные морфологического анализа микроструктуры алюминия и проведённые расчёты по формулам Холла-Петча показали существенное влияние электропластической деформации на микрозёренную структуру образцов и выявили измельчение зёрен при воздействии электрического тока.

СИНТЕЗ БИОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА С УПРОЧНЯЮЩИМИ ДОБАВКАМИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ИХ СВОЙСТВ

Гиниятуллин И.М.[1,2], Богданова Е.А.[1]

[1]Россия, Екатеринбург, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела УрО РАН

[2]Россия, Екатеринбург, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина

chemi4@rambler.ru

В ИХТТ УрО РАН проведен цикл работ по созданию упрочненной биокерамики основе гидроксиапатита (ГАП), полученного осаждением из растворов [1, 2]. Синтез композиционных материалов осуществлялся путем механохимической активации осажденного ГАП с армирующей добавкой в вибрационной мельнице с последующим отжигом. В качестве упрочняющих компонентов использовали Al_2O_3 и ZrO_2, обладающие высокой механической прочностью и износостойкостью.

Проведенные исследования по созданию и изучению свойств двойных композиционных материалов в системе ГАП–Al_2O_3 позволили оценить влияние количества вводимой добавки Al_2O_3 (10-30 масс.%), температуры отжига на термическую и фазовую стабильность, линейную усадку и механические свойства полученных материалов. Экспериментально установлено оптимальное количество армирующей добавки Al_2O_3 – 15 масс.%, обеспечивающее получение плотного и прочного двойного композиционных материалов в системе ГАП–Al_2O_3.

Известен способ упрочнения материалов на основе ГАП с помощью усложнения системы, за счет добавления нескольких компонентов, при этом обе добавки будут оказывать положительное влияние на функциональные характеристики композитов [3, 4]. В настоящей работы для дальнейшего повышения прочности в системы в качестве третьего компонента вводили ZrO_2. Согласно литературным данным [5] протекающая между ГАП и ZrO_2 реакция с образованием фосфата кальция отрицательно сказывается на прочностных характеристиках материала. Чтобы исключить разложение ГАП, содержание оксида циркония в тройной системе не превышало 10 масс.%. На основании полученных данных по содержанию компонентов в двойных композитах был осуществлен механосинтез тройных композиционных материалов ГАП–15 масс.% Al_2O_3 (15 масс.%)–ZrO_2 (5-10 масс.%). Проведенные исследования показали, что прочностные характеристики тройных систем существенно превышают характеристики как чистого ГАП, так и двойных композитов. Тройные композиты ГАП–Al_2O_3–ZrO_2 в отличие от двойных систем ГАП–Al_2O_3, вследствие добавления оксида циркония, имеют более низкие температуры начала спекания и уплотнения материала. Экспериментально установлено, что максимальными прочностными характеристиками при сохранении фазовой стабильности в интервале температур 200-1000°С обладают композит, содержание ZrO_2 в котором составляет 5 масс.%.

Таким образом, авторами были разработан композиционный материал на основе осажденного ГАП, допированного оксидами алюминия и циркония, характеризующиеся повышенными прочностными характеристиками при сохранении биосовместимости, присущей ГАП. На данный материал подана заявка на патент.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием и планами НИР ИХТТ УрО РАН.

Список литературы:

1. Яценко С.П., Сабирзянов Н.А. Способ получения гидроксиапатита. Патент РФ № 2104924, 1998.

2. Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г. Способ получения суспензии гидроксиапатита. Патент РФ № 2406693, 2010.

3. Баринов С.М., Комлев В.С. Биокерамика на основе фосфатов кальция. М.: Наука, 2006. 204 с.

4. Guidara A., Chaari K., Fakhfakh S., Bouaziz J. The Effects of MgO, ZrO_2 and TiO_2 as Additives on Microstructure and Mechanical Properties of Al_2O_3-Fap Composite // Materials Chemistry and Physics. 2017. V. 202. P. 358-368.

5. Mobasherpour I., Solati Hashjin M., Razavi Toosi S.S., Darvishi Kamachali R. Effect of the addition ZrO_2-Al_2O_3 on nanocrystalline hydroxyapatite bending strength and fracture toughness // Ceramics International. 2009. Vol. 35. P. 1569–1574.

РАЗРАБОТКА УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА И ОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Переверзев Д.И.[1,2], Богданова Е.А.[1]

[1]*Россия, Екатеринбург, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела УрО РАН*

[2]*Россия, Екатеринбург, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина*

chemi4@rambler.ru

Проведены работы, направленные на получение композиционных материалов $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–ZrO_2 и $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–CaF_2–ZrO_2 на основе наноразмерного гидроксиапатита (ГАП)[1]. Использование наноразмерных компонентов – один из способов достижения высокопрочного состояния керамики. Композиционные материалы получали путем механосинтеза в шаровой мельнице, поскольку механохимическая активация позволяет сохранить высокодисперсное состояние компонентов [2].

Согласно литературным данным [3] протекающая между ГАП и оксидом циркония реакция приводит к разложению гидроксиапатита с образованием фосфата кальция, что отрицательно сказывается на характеристиках материала. В ходе работы экспериментально установлено, что для сохранения фазовой стабильности ГАП, а также для получение плотного и дисперсно-упрочненного композиционного материала содержание ZrO_2 в системе н $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–ZrO_2 не должно превышать 10 масс.%. Улучшить эксплуатационные характеристики композитов удается за счет введения дополнительных компонентов [4], при этом композит будет обладать комплексом свойств, сочетающих в себе характеристики всех вводимых добавок. В данной работе для улучшения функциональных характеристик материала вводили CaF_2. Добавление фторида кальция в систему способствует значительному повышению прочности керамики по сравнению с чистым ГАП, улучшает спекаемость и фазовую стабильность ГАП, являясь вместе с тем дополнительным источником ионов кальция. Проведенные ранее исследования системы $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–CaF_2 позволили определить, что добавление 15 масс.% CaF_2, способствует термической стабилизации, спеканию и упрочнению материала [5]. На основании данных [5] и проведенных исследований по изучению системы $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–ZrO_2 были получены композиты $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$–15 масс.% CaF_2–ZrO_2. Экспериментально установлено, что в случае тройных систем содержание ZrO_2 10 масс.% является избыточным и способствует разложению ГАП. Максимальными прочностными характеристиками при сохранении фазовой стабильности в интервале температур 200-1000°С обладает композит, содержание ZrO_2 в котором составляет 5 масс.%. Следует отметить, что упрочение в данном случае достигается не только за счет присутствия оксида циркония, но и за счет образования фторапатита при взаимодействии компонентов системы при температурах выше 200°С.

Таким образом, разработан упрочненный композит на основе ГАП, содержащий 15 мас.% CaF_2 и 5 мас.% ZrO2, с равномерной плотностной структурой, который может быть использован при разработке упрочненных композиционных материалов медицинского назначения. На данный материал подана заявка на патент.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием и планами НИР ИХТТ УрО РАН.

Список литература:

1. Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г. Способ получения суспензии гидроксиапатита. Патент РФ № 2406693, 2010.

2. Болдырев В.В. Механохимия и механическая активация твердых веществ // Успехи химии. 2006. Т. 75. № 3.– С. 203–216.

3.Баринов С.М., Комлев В.С. Биокерамика на основе фосфатов кальция. М.: Наука, 2006. 204 с.

4. Htun Z.L., Ahmada N., Thant A.A., A.-F. M. Noor Characterization of CaO-ZrO2 Reinforced Hap Biocomposite for Strength and Toughness Improvement // Procedia Chemistry. 2016. №19. P. 510–516.

5. Богданова Е.А., Скачков В.М., Скачкова О.В., Сабирзянов Н.А. Влияние высоких температур на микроструктуру и свойства фторсодержащих материалов на основе гидроксиапатита // Неорганические материалы. 2020. Т. 56. № 2. С. 181–186.

НАНЕСЕНИЕ ГАП-ПОКРЫТИЙ С ПОВЫШЕННОЙ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТЬЮ НА МАТРИЦЫ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ И ПОРИСТОСТИ

Богданова Е.А., Скачков В.М.

Россия, Екатеринбург, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела УрО РАН

skachkov@ihim.uran.ru

В ИХТТ УрО РАН проведен цикл работ по созданию композиционных материалов, где гидроксиапатит (ГАП) выступает в роли функционального покрытия. В качестве материала каркаса в работе были использованы полимерная матрица, титан различной пористости (28-55%), никелид титана (пористость 85%), никель (пористость 95%), нержавеющая сталь (пористость 90%), пластина из глинозема, стекло; в качестве биоактивного покрытия коллоидная суспензия ГАП [1], водная суспензия ультрадисперсного порошка ГАП, полученного осаждением из растворов [2]; в качестве связующего агента желатин пищевой.

При выборе метода нанесения ГАП авторы руководствовались исключением возможности снижения его активности, связанной с увеличением размера зерен и частичным разложением при термообработке выше 800°С, характерным для осажденного ГАП. Нанесение биоактивного слоя производилось простым однократным смачиванием основы в суспензии, полученной при введении в теплый раствор желатина коллоидного ГАП либо кристаллического ГАП, предварительно измельченного в мельнице до крупности частиц ≤10 мкм при постоянном перемешивании. Сушку образцов проводили на воздухе при 50-75°С. В процессе высыхания происходило связывание апатита коллагеном, находящемся в желатине, и на поверхности матрицы формировался ровный, гладкий слой биоактивного покрытия, максимально соответствующего костной ткани.

Проведенные исследования позволили определить оптимальное соотношение раствор желатина : ГАП (содержание ГАП ~35-55 масс.%), позволяющее получить однородную пластичную суспензию, пригодную для формирования покрытия. При уменьшении содержания фазы апатита суспензия становится чрезмерно разбавленной, что приводит к не полному покрытию поверхности матрицы. При увеличении содержания кристаллической фазы не удается получить однородную суспензию, поскольку в ней сохраняются несмоченные раствором желатина частицы ГАП. Следует отметить, что при использовании коллоидного ГАП в качестве компонента суспензии желатин-ГАП (в любых соотношениях) не удалось получить, пластичный однородный материал, пригодный для формирования покрытия.

Широкий концентрационный интервал ГАП позволяет использовать суспензию апатит-желатин (при содержании фазы апатита ≤35 масс.%) для получения тонких пленок с размером пор 100-400 мкм, покрытий на поверхности компактных и пористых материалов, а также для формирования бескаркасных биодеградируемых структур (таблеток, гранул) из с суспензии с повышенной пластичностью (содержание ГАП ~50-55 масс.%).

Экспериментально установлено, что, введение связующего агента (желатин) позволяет существенно сократить сроки формирования покрытия, значительно повышает его адгезионную прочность и способствует образованию равномерной развитой поверхности не только на пористых, но и на гладких, в том числе стеклянных подложках.

Полученные данные позволяют рекомендовать применение суспензии ГАП-желатин для получения равномерного и прочного биоактивного покрытия образцов медицинского назначения [3].

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием и планами НИР ИХТТ УрО РАН.

Список питература:

1. Яценко С.П., Сабирзянов Н.А. Способ получения гидроксиапатита. Патент РФ № 2104924, 1998.

2. Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г. Способ получения суспензии гидроксиапатита. Патент РФ № 2406693, 2010.

3. Богданова Е.А., Скачков В.М. Биоактивное покрытие для восстановления костной ткани. Патент РФ №2717676, 2020.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СИАЛОНОВОЙ КЕРАМИКИ.

Смирнов К.Л., Григорьев Е.Г.
Россия, ИСМАН
kosm@ism.ac.ru

Керамика из твердых растворов на основе Si_3N_4 (сиалонов) характеризуется уникальным сочетанием высокой твердости, прочности и стойкости к износу, коррозии, термоудару, высокотемпературной ползучести [1]. В представленной работе исследовано применение ряда новых производительных и энергоэффективных методов для получения сиалоновой керамики: самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), механоактивация (МА) и искровое плазменное спекание (ИПС). СВС сиалонов основан на фильтрационном горении в газообразном азоте реакционных смесей, содержащих порошки алюминия, кремния и соответствующих оксидов. Данный метод обеспечиваются высокие скорости фазообразования при отсутствии сколько-нибудь значимых потерь массы, что позволяет получать порошки сиалонов заданного элементного и фазового состава, с высокой степенью однородности и широким диапазоном варьирования дисперсности и морфологии зерен [2]. Независимо от условий проведения СВС зерна продукта всегда находятся в агломерированном состоянии. Как следствие, получение из него мелкодисперсного порошкового сырья для спекания высокоплотной керамики требует последующей МА посредством обработки на высокоскоростной планетарной мельнице. ИПС - это недавно разработанный процесс, в котором нагрев спекаемого образца и используемой пресс-формы осуществляется за счет прямого пропускания через них импульсов электрического тока. По сравнению с обычным горячим прессованием, ИПС позволяет существенно увеличить скорость нагрева и одновременно сократить время выдержки при максимальной температуре [3].

Проведенные исследования показали, что характеристики используемого порошка сиалона оказывают определяющее влияние на структуру и фазовый состав спеченной керамики. Использование мелкодисперсного порошка β-Si_5AlON_7, синтезированного при начальном давлении азота 2 МПа и подвергнутого последующей МА при скорости вращения барабана 600–800 об/мин в течении 5–10 минут в атмосфере инертного газа (аргон), позволило получить высокоплотную керамику (относительная плотность не менее 98 %) с однородной мелкозернистой структурой уже при температуре изотермической выдержки 1450–1550 °С. Относительная плотность керамики из крупнодисперсного порошка аналогичного элементного состава, синтезированного при начальном давлении азота 10 МПа и подвергнутого МА и ИПС в тех же режимах, составляла не более 75 %. С увеличением максимальной температуры спекания до 1800 °С значение относительной плотности плавно росло, но не превышало 87 %. Предел прочности при изгибе у керамики, полученной при использовании мелкодисперсного порошка β-Si_5AlON_7, составлял 450–600 МПа, а твердость по Виккерсу – до 16 ГПа. Керамика, полученная из крупнозернистого порошка, имела заметно меньшие характеристики: предел прочности при изгибе – не более 200 МПа, твердость по Виккерсу – не более 12 ГПа. Изменения указанных параметров МА мелкодисперсного порошка β-Si_5AlON_7 (скорость вращения барабана, продолжительность, используемая среда) также ограничивало возможность получения керамики с высокоплотной структурой и прочностными свойствами. Негативными факторами являлись высокие содержания в спекаемом порошке: – первичных или вторичных агломератов; – примесных фаз, связанных с взаимодействием используемого порошка с атмосферной влагой и намолом материала от шаров планетарной мельницы (железо).

Список литературы:

1. Ekström T., and Nygren M., SiAlON ceramics // Journal of the American Ceramic Society, 1992, vol. 75, № 2, P. 259–276.

2. Smirnov K.L. SiAlON // Concise Encyclopedia of Combustion Synthesis: History, Theory, Technology, and Products, Eds: Borovinskaya I.P. et al., Elsevier, 2017, P. 333–335.

3. Munir Z.A., Anselmi-Tamburini U., and Ohyanagi M. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method // Journal of Material Science, 2006, vol. 41, № 3, P. 763–777.

РАЗРАБОТКА НИКЕЛЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЭНЕРГОУСТАНОВОК НА РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ

Агуреев Л.Е., Иванов Б.С., Лаптев И.Н., Канушкин А.И.
Россия, г. Москва, ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», ООО «РусАТ»,
trynano@gmail.com

Применение новых энергетических установок на жидких солях (солнечных или ядерных) способствует снижению пагубной нагрузки на экосистему [1-3]. Для развития этого направления энергетики необходима разработка прочных и устойчивых к расплавам солей композиционных материалов. Перспективными для этой цели могут стать композиты на основе никеля, упрочнённые тугоплавкими оксидными наночастицами.

Целью работы являлось получение образцов никелевых композитов, упрочнённых малыми добавками тугоплавких нерастворимых в матрице частиц методом механической активации и искрового плазменного спекания. Концентрация нанодобавок составила 0,01 – 0,1 % масс. Это обусловлено возможностью лучшего распределения наночастиц в матрице и влиянии их на прочность [4,5]. На рисунке показано изменение прочности на растяжение композитов при температуре испытаний 25 и 750 °С.

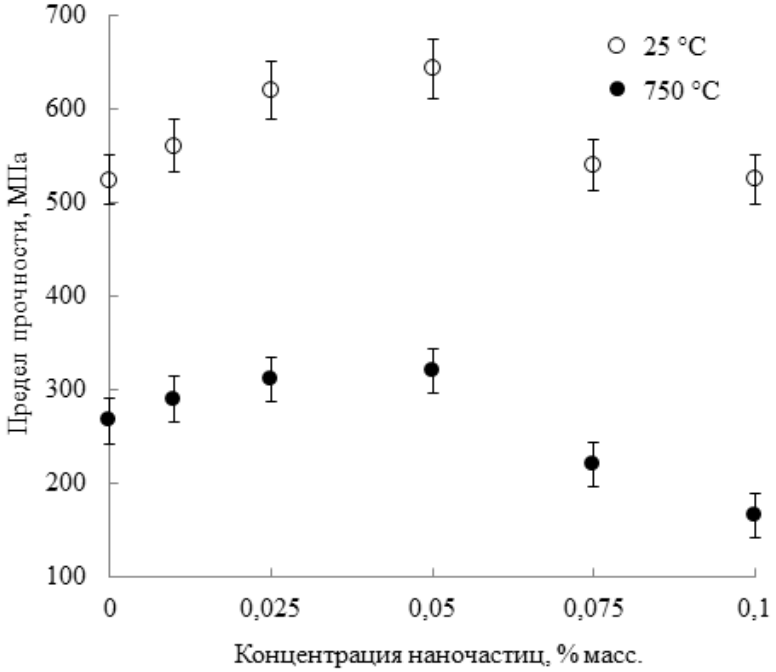


Рисунок 1.

Максимальная прочность достигается при концентрации наночастиц соответствующей 0,025 – 0,05 % масс.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-33-70009.

Список литературы:

1. Ганжур О. Жидкосолевой реактор на ГХК планируют запустить к 2031 году. //Страна РОСАТОМ. 12 мая. 2020. [Электронный ресурс] http://strana-rosatom.ru/2020/05/12/жидкосолевой-реактор-в-разрезе/ (дата обращения 13.06.2020)

2. Elsheikh B.M. Safety assessment of molten salt reactors in comparison with light water reactors// journal of radiation research and applied sciences, 6, 2013, p. 63-70.

3. V. V. Ignatiev, M. V. Kormilitsyn, A. A. Lizin, A. V. Zagnitko, S. A. Konakov, A. V. Merzlyakov, S. V. Tomilin, A. A. Khokhryakov, A. G. Osipenko. “Key Experimental Results of the PYROSMANI Project”// Procedia Chemistry 21 A, 417–424.

4. Mironov V.V., Agureev L.E., Eremeeva Z.V., Kostikov V.I. Effect of small additions of alumina nanoparticles on the strength characteristics of an aluminum material// Doklady Physical Chemistry. 2018. T. 481. № 2. P. 110-113.

5. Agureev L.E., Kostikov V.I., Rizakhanov R.N., Eremeeva Zh.V., Barmin A.A., Savushkina S.V., Ashmarin A.A., Ivanov B.S., Rudshtein R.I. Aluminum powder composites reinforced by oxide nanoparticles used as microadditives// International Journal of Nanomechanics Science and Technology. 2014. T. 5. № 3. P. 201-211.

ПОЛУЧЕНИЕ MAX-ФАЗ В СИСТЕМЕ Ti_3AlC_2

Кобзарь В.С.[1], Перевислов С.Н.[2]

[1]Россия, Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет),

[2]Россия, Институт химии силикатов им. И.В. Гребенщикова Российской академии наук

vladakobzar@mail.ru

В последнее время большой практический интерес с точки зрения создания материалов для применения в машиностроении, авиакосмической и атомной промышленности вызывают MAX-материалы. MAX-фазы представляют собой семейство тройных слоистых соединений, отвечающих условной формуле Mn+1AXn (n = 1, 2, 3…), где M – переходный d-металл (Sc, Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta); A – p-элемент (Si, Ge, Al, Ga, S, P, Sn, As, Cd, I, Tl, Pb); X – углерод или азот. Данный материал сочетает свойства характерные как для металлов, так и для керамики.

Целью работы является синтез MAX-фаз состава Ti_3AlC_2 из разных исходных компонентов.

Исходные порошки Ti, Al и TiC измельчали в вибрационной мельнице мелющими телами из твердого сплава в среде изопропилового спирта до размера 0,8–1,0 мкм. Измельченные порошки и технический углерод в необходимом соотношении перемешивали в барабанном смесителе в среде изопропилового спирта в течение 5 ч. Суспензии сушили до влажности 5-7 %. Из порошков формовали образцы, которые сушили и спекали. Высокотемпературный синтез осуществляли в печи сопротивления при температуре 1350 °С в течение 1 ч. Определяли фазовый состав синтезируемых образцов, затем их измельчали, порошки повторно синтезировали в установке горячего прессования при температуре 1300 °С, давлении 30 МПа, в течение 15 мин.

В системе Ti–Al–C термодинамически устойчивыми и возможными являются следующие реакции, приводящие к образованию фазы Ti_3AlC_2:

$$3Ti + Al + 2C = Ti_3AlC_2, \quad (1)$$

$$Ti + Al + 2TiC = Ti_3AlC_2. \quad (2)$$

В таблице приведены результаты высокотемпературного синтеза фазы Ti_3AlC_2 и горячего прессования материалов, полученных из исходных компонентов по реакциям (1) и (2). Получение однофазного продукта Ti_3AlC_2 осуществляется при использовании исходных компонентов Ti, Al, C и Ti, Al, TiC в соотношении 3:1,1:1,8 при температуре спекания 1350 °С, 1 ч с последующим уплотнением методом горячего прессования при 1300 °С, 30 МПа, 15 мин. В процессе спекания при разных технологических режимах синтеза в продуктах присутствуют различные промежуточные фазы: Ti_3Al, TiAl, Ti_3AlC и Ti_2AlC.Наиболее плотные и однофазные материалы получаются из смеси порошков Ti + Al + TiC. Увеличение температуры и времени синтеза приводит к росту зерен фазы Ti_3AlC_2 и ослаблению прочности материала.

Микроструктура материала Ti_3AlC_2 состоит в основном из пластинчатых зерен, размер которых регулируется температурой и временем горячего прессования.

Таблица. Результаты синтеза фазы Ti_3AlC_2

Состав исходных компонентов	Соотношение компонентов Ti:Al:C	Высокотемпературный синтез		Горячее прессование	
		Содержание Ti_3AlC_2, мас. %	Плотность, %	Содержание Ti_3AlC_2, мас. %	Плотность, %
Ti + Al + C	3:1,1:1,8	97	88,3	100	99,2
Ti + Al + TiC	3:1:2	95	87,9	99	98,7
	3:1,2:1,8	98	88,6	100	99,4

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ-Росатом № 20-21-00056).

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВОЙСТВ ПОЛИМЕРНЫХ ДЕМПФИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ПУТИ ПУТЕМ СОЗДАНИЯ ДВУХСЛОЙНЫХ СЭНДВИЧ-АМОРТИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ УПРУГО-ГИСТЕРЕЗИСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОНЕНТОВ

Курзина Е.Г.[1*], Колмаков А.Г.[2], Курзина А.М.[1], Клименко С.А.[3], Кудрявцева В.Д.[1], Копейкина М.Ю.[3], Просвирнин Д.В.[2], Хейфец М.Л.[4]

[1]Российский университет транспорта (МИИТ), Москва, 127994, Россия

[2]Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,

[3] Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН, Киев, Украина

[4] Институт прикладной физики НАН Беларуси, Минск, Беларусь

kurzina_elena@mail.ru

Динамичное развитие железнодорожного транспорта в настоящее время связано с расширением полигона эксплуатации, повышением провозных и пропускных способностей участков дорог, увеличением маршрутной скорости движения поездов, организацией высокоскоростного движения, что потребует введения специализации железнодорожных линий с разделением вагонопотоков под пассажирское (скоростное и высокоскоростное) и грузовое движение. В связи, с чем модернизация инфраструктуры будет в первую очередь связана с изменением жесткостных параметров железнодорожного пути путем разработки различных многослойных конструкций амортизаторов, т.к. удовлетворить комплексу требований, используя один унифицированный демпфер, не представляется возможным.

Решением данной проблемы может служить создание демпфирующих конструкций из различных совокупностей материалов, так называемых «сэндвичей».

Актуальными задачами, решаемыми при проектировании сэндвич-амортизаторов, является выбор габаритных размеров, количества слоев, очередности их чередования, а также упруго-гистерезисных характеристик.

В данной работе рассмотрены теоретические подходы к конструированию сэндвич-амортизаторов на основе экспериментально полученных упруго-гистерезисных характеристик отдельных полимерных компонентов, применяемых в настоящее время для гашения низко- и высокочастотных вибраций.

В качестве исходных компонентов для составления «сэндвичей» выбраны полимерный композит на основе резиновой смеси (ТПРК) и композиционный термоэластопласт (ТЭП1нж).

Основной упруго-гистерезисной характеристикой однокомпонентных прокладок рельсовых скреплений является динамическая секущая жесткость, определяемая по динамическим гистерезисам, как отношение изменения нагрузки в диапазоне 20-90 кН к соответствующему изменению перемещений.

Для расчета жесткости прокладки с измененной толщиной достаточно жесткость тестового образца умножить на коэффициент, равный отношению толщин тестового и проектируемого элемента. Правомерность такого решения подтверждена комплексными исследованиями, представленными в работе [1].

Динамическую жесткость двухслойных сэндвичей можно определить экспериментальными (непосредственное испытание конструкции) и расчетными методами.

Исходя из того, что элементы сэндвичей располагаются параллельно, то их жесткость $C_{общ}$ вычисляют для двух компонентов по следующей формуле:

$$C_{общ} = \frac{C_1 * C_2}{C_1 + C_2},$$

где C_1 – жесткость 1 компонента;

C_2 - жесткость 2 компонента.

Альтернативным методом является геометрическое сложение графических зависимостей (гистерезисов) отдельных компонентов.

На основе полученных экспериментально исходных данных (характеристики компонентов) теоретически рассчитаны жесткостные характеристики сэндвичей. Для подтверждения достоверности полученных данных проведено экспериментальное определение этих характеристик.

Результаты динамических испытаний каждого компонента «сэндвича» и сборок: ТПРК 10 мм – ТЭП1нж 10 мм, ТПРК 14 мм – ТЭП1нж 14 мм, ТПРК 14 мм – ТЭП1нж 10 мм, представлены на рисунках 1-3, а расчетные характеристики в таблице 1.

Сходимость результатов расчета динамических жесткостей сэндвичей, определенных экспериментальным и расчетным методом, оценивали по следующим статистическим показателям: среднеквадратическое отклонение (СКО) и коэффициент вариации.

Таблица 1 - Результаты расчетных и экспериментальных динамических жесткостей «сэндвичей»

Характеристика	**Наименование сборки «сэндвича»**		
	ТПРК 10 мм – ТЭП1нж 10 мм	ТПРК 14 мм – ТЭП1нж 14 мм	ТПРК 14 мм – ТЭП1нж 10 мм
Динамическая секущая жесткость, кН/мм экспериментальная	111,66	68,65	86,34
Динамическая секущая жесткость, кН/мм расчетная	105,63	68,97	86,25
Стандартное отклонение (СКО)	*3,02*	*0,16*	*0,05*
Коэффициент вариации, %	*2,78*	*0,23*	*0,05*

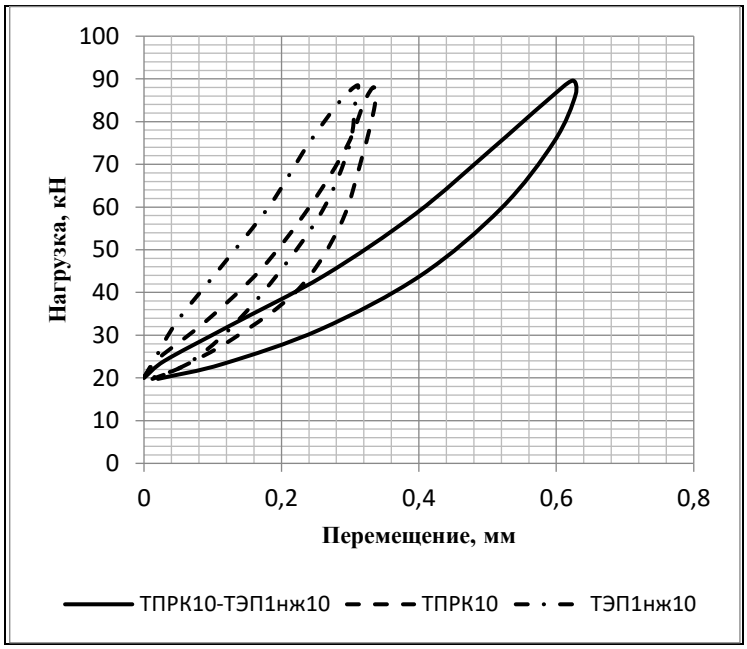


Рисунок 1 - Зависимость сжимающей нагрузки от перемещения при динамическом нагружении с частотой 10 Гц составляющих компонентов ТПРК (10 мм), ТЭП1нж (10 мм) и сэндвича ТПРК10-ТЭП1нж10 (20 мм)

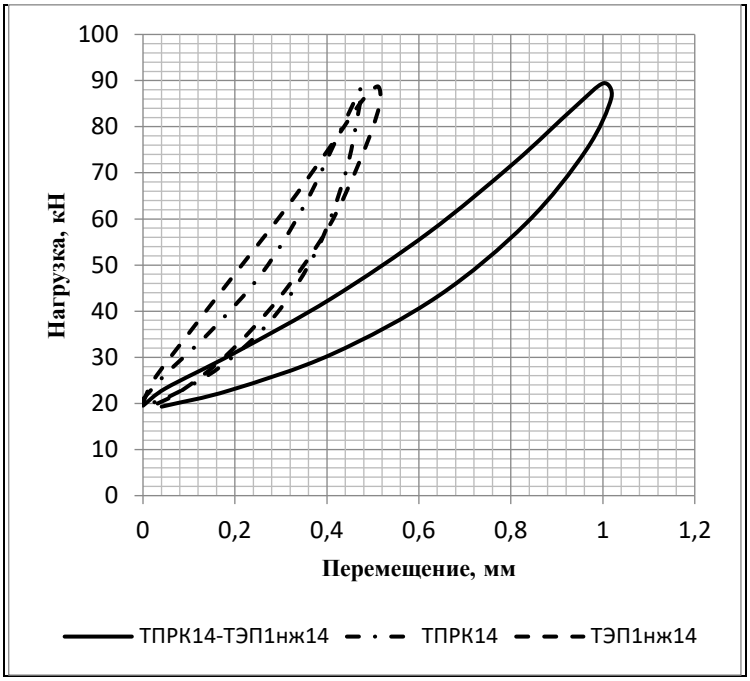


Рисунок 2 - Зависимость сжимающей нагрузки от перемещения при динамическом нагружении с частотой 10 Гц составляющих компонентов ТПРК (14 мм), ТЭП1нж (14 мм) и сэндвича ТПРК14-ТЭП1нж14 (28 мм)

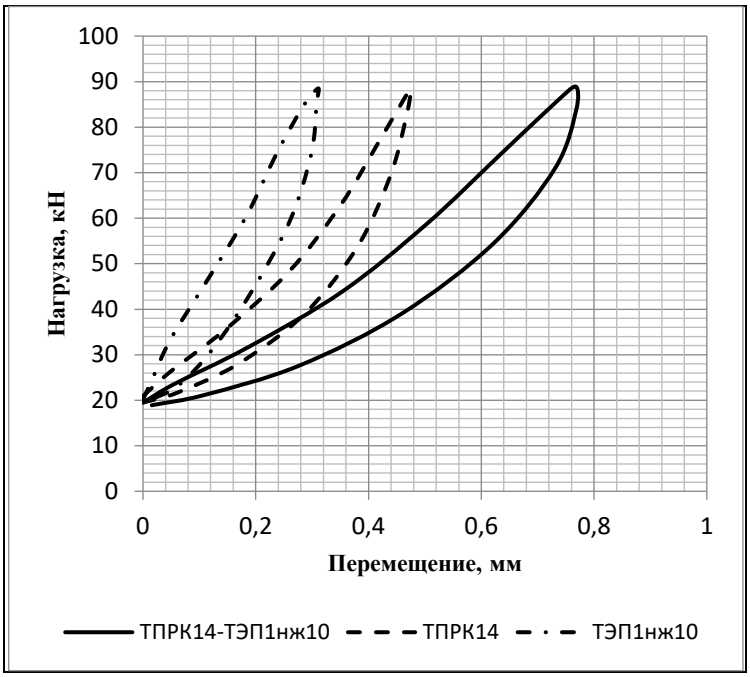


Рисунок 3 - Зависимость сжимающей нагрузки от перемещения при динамическом нагружении с частотой 10 Гц составляющих компонентов ТПРК (14 мм), ТЭП1нж (10 мм) и сэндвича ТПРК14-ТЭП1нж 10 (24 мм)

Сравнительный статистический анализ динамических жесткостей сэндвичей (таблица 1), определенных расчетным и экспериментальным методом показал, что среднеквадратичные отклонения не превышают 3,02. Следовательно, мера разброса данных вокруг средней величины незначительная, что говорит о хорошей сходимости результатов расчета и эксперимента.

Значения коэффициента вариации не превысили 2,78. Следовательно, данные совокупности являются однородными.

Динамические жесткости сэндвичей из однотипных компонентов равной толщины (рисунки 1, 2) находятся в прямопропорциональной зависимости от соотношения общих толщин. Жесткость сэндвича,

составленного из разнотолщинных компонентов (рисунок 3), определяется жесткостью преобладающего компонента ТПРК 14 мм.

Таким образом, проведенные исследования, а также их статистический анализ, подтвердили, что для проектирования амортизаторов в виде сэндвичей достаточно определить экспериментальным методом статические и динамические жесткости отдельных компонентов на тестовых образцах, а затем, используя расчетные методы, подобрать необходимую общую жесткость.

Для прокладок рельсовых скреплений целесообразно в качестве верхнего материала, соприкасающегося с рельсом, использовать резиновые композиты (например, ТПРК), обладающие высоким коэффициентом трения, а в качестве нижнего материала – термоэластопласты (например, ТЭП1нж), устойчивые к воздействию агрессивных сред, более технологичные и долговечные.

Практическая значимость проведенных исследований заключается в возможности с высокой степенью точности спроектировать конструкцию подрельсового амортизатора для различной специализации железнодорожных линий, варьируя геометрическими параметрами и жесткостью в достаточно широких пределах, значительно снизить затраты на этапе прототипирования опытных образцов, не изменять технологический процесс изготовления, сократить количество экспериментальных исследований.

Со стороны ИМЕТ РАН работа выполнена в рамках госзадания № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. Е.Г. Курзина, А.Г. Колмаков, Ю.Н. Аксенов, А.М. Курзина, А.Ю. Богачев, А.В. Семак. Исследование упруго-гистерезисных свойств демпфирующих композиционных материалов для железнодорожного транспорта при низких температурах в условиях статического и динамического нагружения// Деформация и разрушение материалов.2019. № 3. с.39-44.

ТРИБОТЕСТИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ТОНКОПЛЕНОЧНИХ ПОКРЫТИЙ

Манохин А.С.[1], Клименко С.А.[1], Закиев И.М.[2], Закиев В.И.[2], Колмаков А.Г.[3], Насакина Е.О.[3], Хейфец М.Л.[4], Белоусова Н.Н.[5]

[1,]*Украина, Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины, atmu@meta.ua*

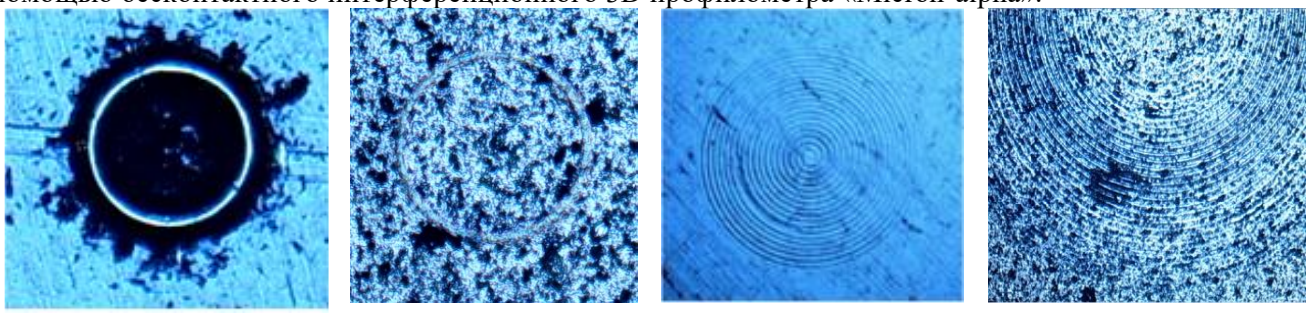
[2]*Украина, Национальный авиационный университет, zakiev@ukr.net*

[3]*Россия, Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, akolmakov@imet.ac.ru*

[4]*Беларусь, Институт прикладной физики НАН Беларуси, mlk-z@mail.ru*

[5]*Украина, Государственный университет «Житомирская политехника», naduni4ka@ukr.net*

С целью оценки трибологических свойств однослойного покрытия AlN-TiB_2-$TiSi_2$, полученного магнетронным методом, и двухслойного вакуумно-дугового покрытия (нижняя часть – нанослойная система TiAlSiYN/CrN с высокой твердостью и износостойкостью, верхняя часть – система TiAlSiYN/TiAlSiY, более пластичная и предназначенная для оптимизации приработки изделия с покрытием в начальной фазе износа при трении), проведены испытания на трибометре «Микрон-гамма» с механизмом трения типа «pin-on-disk». Исследования проводились при круговом движении индентора (нагрузка 50, 30, 20 сН) и при движении индентора по спирали (переменная нагрузка 0-100-0 сН). В качестве контртела использовался алмазный конический индентор – пирамида Роквелла с радиусом закругления 50 мкм, скорость перемещения 20 мм/с. Параметры дорожек трения (рис. 1) измерялись с помощью бесконтактного интерференционного 3D профилометра «Micron-alpha».



а *б* *в* *г*

Рисунок 1. Дорожки трения на однослойном (*а*, *в*) и двухслойном покрытиях (*б*, *г*):
а, *б* – кольцевая траектория; *в*, *г* – спиральная траектория

Для покрытия AlN-TiB_2-$TiSi_2$ величина силы трения после 15 с движения индентора по кольцевой траектории под нагрузкой 50 г (полное время 160 с) стабилизируется на значении 5 Н, что соответствует трению индентора по поверхности положки из композита PcBN, на которую напылено покрытие,

свидетельствует о прорыве покрытия. Для второго покрытия сила трения после 25 с тестирования составляет 3,5 Н. Разрушение покрытия AlN-TiB_2-$TiSi_2$ произошло при нагрузке 30 сН. При снижении нагрузки до 20 г величины силы трения для обоих покрытий имеют близкие средние значения. При этом, покрытие AlN-TiB_2-$TiSi_2$ сохраняет целостность, а сила трения, в связи с плотной структурой покрытия, имеет более стабильные значения по сравнению с вакуумно-дуговым покрытием.

При тестировании с движением индентора по спиральной траектории (шаг спирали 45 мкм) двухслойное вакуумно-дуговое покрытие выдержало усилия до 100 сН (за исключением точки, где произошло когезийно разрушения).

Магнетронное покрытие характеризуется отсутствием пиковых значений силы трения в период приработки поверхности покрытия, которая может превышать стационарное значение более, чем в 2 раза. Этот фактор целесообразно учитывать, если покрытие используется на поверхностях, на которых расположение зоны фрикционного взаимодействия меняется со временем. Благодаря особенностям технологии нанесения, магнетронное покрытие имеет значительно меньшее количество дефектов структуры и микрорельефа (капельной фазы, лунок, пор).

По сравнению с исследованным вакуумно-дуговым покрытием, магнетронное покрытие имеет более низкие механическими свойствами – на 30% меньшую твердостью, на 60% меньшую адгезионную и когезионную прочность. Как следствие, магнетронное покрытие AlN-TiB_2-$TiSi_2$ со структурой аморфно-кристаллической типа нецелесообразно использовать для нанесения на режущий инструмент, предназначенный для тяжелых условий работы.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТЫХ ПОЛИМЕРНО-КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С РЕГУЛЯРНЫМИ УКЛАДКАМИ

Алиев А. А., Ампилогов А. Ю.
Россия, ПАО «Корпорация «Иркут»»
Akper.Aliev@irkut.com, Aleksey.Ampilogov@irkut.com

Определение расчётных значений механических характеристик полимерно-композиционных материалов (ПКМ) требует проведения большого количества соответствующих прочностных испытаний. Одним из способов рационального сокращения количества образцов является оптимизация перечня исследуемых укладок на основе выявления т. н. «пакетных» укладок – упорядоченных систем, состоящих из определённой последовательности слоёв препрега, повторяющейся кратное число раз ($[\alpha_i]_n$) с равным относительным (процентным) содержанием слоёв.

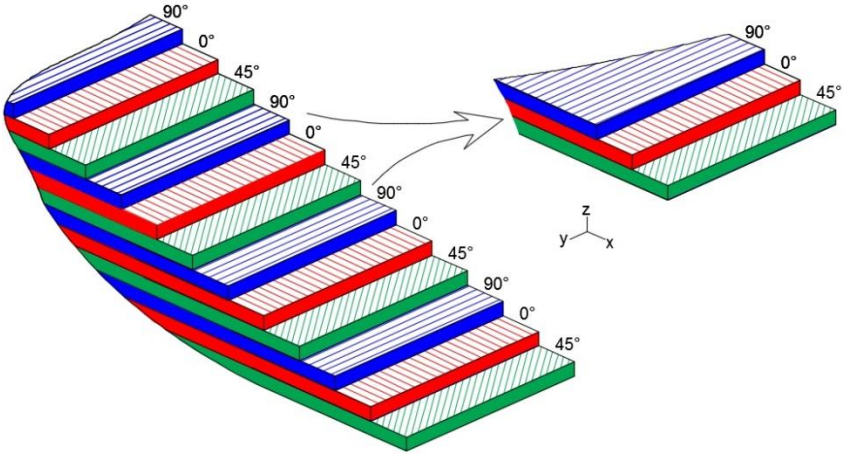


Рисунок. Пример слоистого ПКМ с макроячеистой укладкой, состоящей из четырёх трёхслойных пакетов $[45°/0°/90°]_4$

Факт увеличения количества внутренних дефектов с ростом толщины материала позволяет утверждать, что для множества взаимоподобных пакетных укладок достаточно провести полное обследование только одной укладки с наибольшей толщиной, как вмещающей наибольшее количество дефектов по объёму материала.

Объектом исследования являлся ПКМ на основе сухой углеродной ленты и связующего с толщиной монослоя 0,19 мм, уложенный по инфузионному методу в ламинатные панели разной толщины с одинаковым процентным содержанием укладки волокон [0°; ±45°; 90°] 44/44/12 %.

Укладки представляли собой блоки, состоящие из 9-слойных пакетов [45/0/-45/0/90/0/-45/0/45] толщиной 1,71 мм каждый и кратностью 3, 5 и 7 повторений и толщиной 5,13; 8,55 и 11,97 мм соответственно. Очевидно, что наибольшее число дефектов будет содержать блок с максимальной кратностью ($[45/0/-45/0/90/0/-45/0/45]_7$, 11,97 мм), поэтому его целесообразно выбрать в качестве

исследуемого. Для подтверждения идентичности основных механических характеристик статической прочности для всех трёх толщин были проведены соответствующие испытания.

На основе экспериментальных данных было установлено, что для пакетных укладок композиционного материала для толщин от 5,13; 8,55 и 11,97 мм наблюдаются практически идентичные (в пределах 12% вариации) значения модулей упругости на растяжение, сжатие и сдвиг в плоскости, пределов прочности на сжатие, межслоевой сдвиг и сжатие после удара.

Это позволяет утверждать, что для множества пакетных укладок полное исследование достаточно только одной укладки с наибольшей толщиной, а для остальных укладок выполняется ограниченное количество испытаний.

Ограничением данного подхода является его адекватная применимость лишь для определения характеристик статической и усталостной прочности (без учёта трещиностойкости и наличия крупных концентраторов в виде отверстий).

СПОСОБ ОЦЕНКИ РЕСУРСА ПОДШИПНИКА КАЧЕНИЯ

Носов В.В.[1,2], Павленко И.А.[1], Артюшенко А.П.[1], Григорьев Е.В.[1], Перетятко С.А.[1]
[1]Санкт-Петербургский горный университет, Россия,
[2]Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
nosovvv@list.ru, nosov_vv@pers.spmi.ru.

Способ оценки ресурса подшипника качения осуществляется следующим образом. Для инициирования сигналов акустической эмиссии (АЭ) необходимые рабочие напряжения в материале подшипника качения создаются путем прикладывания подобной рабочей радиальной нагрузки к сектору внешнего кольца и распространяются на его часть тел качения и передаются к внутреннему кольцу, которое должно быть закреплено радиально (рис. 1). В процессе нагружения с помощью диагностической акустико-эмиссионной системы фиксируются число импульсов АЭ, амплитуда сигналов, величина нагрузки, время, длительность импульсов и другие параметры на компьютере. При регистрации сигналов непрерывно контролируется изменение нагрузки с помощью тензоизмерительной системы (рис.1). По полученным данным стравятся графики изменения числа импульсов АЭ (рис.2). Для оценки накопленной усталости в структуре материала и определения ресурса образца необходимо определить значение диагностического параметра W_{AE}. Это производится на основе анализа временной зависимости параметров АЭ на участке кинетически однородного упругого разрушения. Нагружение подшипника производят приложением нагрузки в месте выявленного дефекта геометрически подобно рабочему, статически, то есть равномерно и при неподвижных кольцах подшипника. При отсутствии выявленных дефектов описанное выше нагружение производят многократно с поворотом наружного кольца относительно направления действия нагрузки на 90 градусов и расчёт ресурса производят аналогично для наибольшего значения параметра W_{AE} [1-4].

Таблица 1. Корреляция со значениями максимальных напряжений σ_{max} , возникающих возле дефектов нагруженного силой 10000 Н наружного кольца подшипника 6216 и показателя прочности W_{AE}энергии MARSи средней активности $N'_{\Sigma ср}$ АЭ за выделенный период наблюдения.

Дефект	W_{AE}	MARS, мВ^2·мс	$N'_{\Sigma ср}$, имп/с	σ_{max}, Мпа
Бездефектный	0,38	1	0,06	8,15
Сетка 1#1	1,84	11118	0,21	40,74
Сетка 2#2	2,15	1158	0,07	43,24
Сетка 3#3	9,52	22880	6	58,01
Коэф. корр. с σ_{max}	0,78	0,761	0,66	

а) б)

в) г)

Рисунок 1. Внешний вид установки (а, в) и подшипника с искусственно созданным дефектом в виде тройного перекрестного пропила (сетка 3#3) б,г).

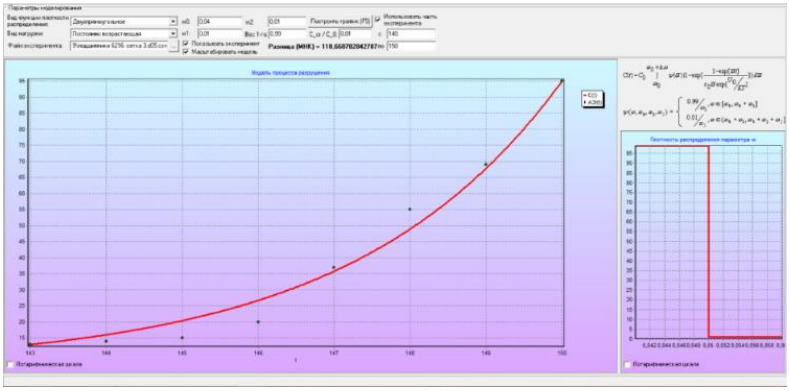
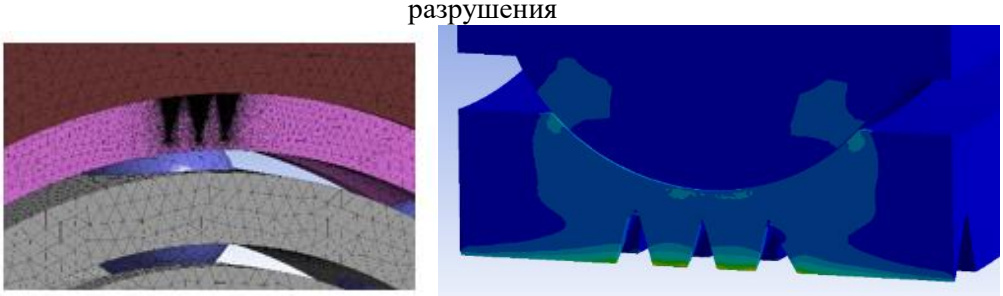


Рисунок 2. Результаты регистрации и моделирования АЭ подшипника качения в период однородного разрушения



а) б)

Рисунок 3. Разбиение на расчётные элементы (а) и распределение эквивалентных напряжений (б) во внешнем кольце шарикового радиального однорядного подшипника качения 6216 с дефектом в виде тройного перекрестного пропила (вид в поперечном разрезе)

Список литературы:

1. Nosov V. V. Russian Journal of Nondestructive Testing, 2014, Vol. 50, No. 12, pp. 719–729.
2. Nosov V.V. , Potapov A. I. Russian Journal of Nondestructive Testing, 2015, Vol. 51, No. 1, pp. 50–58.

3. Nosov V. V. Russian Journal of Nondestructive Testing, 2017, Vol. 53, No. 5, pp. 368–377.
4. Nosov V. V., Pavlenko I. A.,, Artyushenko A.P., Grigoryev E.V. , Peretyatko S.A.., Journal of Physics: Conference Series 1431 (2020) 012040. IOP Publishing –URL:

ЖАРОСТОЙКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛМАЗА С ДОБАВКАМИ КАРБИДОВ И БОРИДОВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Высотин А.Б.
Россия, Санкт-Петербург, Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), кафедра Химической технологии тугоплавких неметаллических и силикатных материалов
artom24g@gmail.com

Выбор алмаза для создания композита со свойствами, позволяющими использовать его в условиях экстремальных нагрузок, определен тем, что алмаз является первым материалом среди многих других и выделяется наивысшими механическими свойствами. Технологическим недостатком алмаза является его фазовый переход в графит, протекающий при температуре около 800 °С и затрудняющий спекание чистых алмазных частиц. Этот недостаток устраняется созданием градиентной реакции на поверхности алмазных частиц при взаимодействии с кремнием с образованием кристаллического карбида кремния.

Все частицы алмаза, используемые для получения композиционных материалов, имеют высокую степень огранки, что облегчает плотную упаковку частиц и формирование высокопрочного каркаса. При пропитке данных заготовок расплавом кремния формируется материал, обладающий повышенным комплексом физико-механических и эксплуатационных характеристик (табл. 1).

Для получения высокоплотных материалов Алмаз-карбид кремния используют двухфракционную шихтовую смесь алмазных порошков и технический углерод. Отформованные образцы пропитывают расплавом кремния, при этом между исходными частицами алмаза образуются слои кристаллического карбида кремния, полученного в результате взаимодействия расплавленного кремния с углеродом.

Таблица 1. Физико-механические свойства алмазосодержащих материалов

Состав материала	Плотность, г/см^3	Модуль упругости, ГПа	Прочность при изгибе, МПа	Коэфф-т трещ-ти, МПа*м$^{1/2}$	Твердость по Виккерсу, ГПа
Материал Алмаз-карбид кремния	3,35-3,40	740-750	420-450	4,8-5,0	60-65
Реакционно-спеченный SiC	3,10	280	400	3,5	21,0
Горячепрессованный B_4C	2,60	320	450	4,5	34,0
Спеченный корунд	3,80	250	350	3,5	18,0

Целью работы является получение жаростойких композиционных материалов на основе алмазных порошков.

Для повышения жаростойкости материалов на основе алмазных частиц (50-80 об. %) в материал вводили до 30 об. % боридов (TiB_2, ZrB_2, HfB_2) или карбидов (TiC, ZrC, HfC, NbC, TaC) переходных металлов, имеющих высокие температуры плавления. Введение тугоплавких добавок повысит жаростойкость композиционных материалов Алмаз-SiC при работе в экстремальных условиях эксплуатации (рабочая температура до 1600 °С).

Подобные жаростойкие композиционные материалы, могут использоваться в условиях, где необходимы их уникальные свойства, например, для армирования буровых коронок, где при высокой скорости бурения, обычный алмаз из-за высокой температуры, переходит в графит и выходит из строя или для изготовления лопаток газотурбинных деталей, реактивных двигателей, в производстве деталей двигателей внутреннего сгорания и др.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАЛИ 4Х5МФ1С С ЦЕЛЬЮ ВНЕДРЕНИЯ В ПРОИЗВОДСТВО В КАЧЕСТВЕ ТЕПЛОСТОЙКОГО КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Геворгян Г. А., Пачурин Г. В., Геворгян Г. А.
Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р. Е. Алексеева
borecgor77777@gmail.com

Сталь 4Х5МФ1С предназначена для изготовления штампов горячего деформирования и форм литья под давлением, т.е для работы при повышенных температурах, переменном и многократном нагреве и динамических нагрузках [1]. Стандартный режим термической обработки для данной стали включает закалку от 1020 °С в масле и отпуск при 580 °С в масле. Известно, что после такой термической обработки, изделие наравне с высокой твердостью (47-50 HRC) имеет достаточную высокую вязкость (39 Дж/см^2) и износостойкость. Наличие такого комплекса механических характеристик позволяет расширить интервал применимости данной стали не только для изготовления инструмента, но и использовать ее как конструкционную [2-3].

Выводы по исследованиям:

1. Для выявления микроструктуры стали 4Х5МФ1С был разработан метод травления в смеси кислот с водой: азотная кислота 5 см^3, соляная кислота 50 см^3, дистиллированная вода 50 см^3. Для травления реактив подогревали до температуры 50° С. Промывка, после травления осуществлялась под струей воды. Для лучшего выявления структуры, травление шлифа проводилось 2 - 3 раза.

2. В результате проведенных исследований было установлено, что в интервале температур отпуска 230 – 550 °С твердость стали 4Х5МФ1С, практически не изменяется (54 – 52 HRC), что обусловлено ее высокой теплостойкостью. Отпуск в интервалах температур ниже 600 °С для стали 4Х5МФ1С является низким. Структура состоит из мартенсита и аустенита остаточного [4-5].

3. Резкое снижение твердости наблюдается после отпуска 600 °С. Начинают происходить процессы распада пересыщенного твердого раствора углерода в α – железе, распад и превращение остаточного аустенита; в мартенсите, имеющем высокую плотность дислокаций, по мере повышения температуры отпуска реализуются процессы возврата первого и второго рода, а при высокой температуре и процесс рекристаллизации [6-7].

4. Структура представляет собой высокодисперсную феррит - карбидную смесь (троостосорбит отпуска). Так же с повышением температуры отпуска стали 4Х5МФ1С происходит монотонное снижение прочности и увеличение пластичности и вязкости.

5. По результатам металлографического анализа и полученных механических характеристик для стали 4Х5МФ1С были выбраны режимы упрочняющей термической обработки, заключающиеся в закалке с 1070 °С и отпуске в интервале температур 650 –700 °С.

6. На основании исследования влияния параметров термической обработки на механические свойства и структуру, сталь 4Х5МФ1С можно рекомендовать для внедрения в качестве теплостойкого конструкционного материала с категорией прочности КТ 80 – КТ 100.

Список литературы:

1. Геллер, Ю.А. Инструментальные стали / Ю.А. Геллер. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. - М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
3. Богданова Т.А. Исследование структуры и свойств штамповых инструментальных сталей // Т.А. Богданова, А.А. Перебоева, Л.П. Третьякова, Н.В. Окладникова // Вестник Сибирского государственного аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева. – 2018. - №2. - С. 239-241.
4. Gevogian G.A., Vorobyev R.A., Pachurin G.V. and etc. Optimization of heat treatment of steel with enhanced thermal resistance // Key Engineering Materials. - 220. - Volume 839. – pp 68-72. ISBN: 1662-9795. DOI: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.839.68
5. Pettit D.E., Ryder J.T., Krupp W.E., Hoeppner Scarlin R.B. The impact of the loading frequency and environments on the crack growth at high-temperature fatigue of nickel-based alloys. Adv. Res. Strength Fract. Mater. 4th Int. Conf. Fract., Waterloo, 1977. New York e.a. 1978, pages 349-857.
6. Gevogian G.A., Vorobyev R.A., Pachurin G.V. and etc. Shaping of structural and mechanical properties of heavy duty mandrels used for seamless pipe rolling // Scopus International Scientific Electric Power Conference – 2019, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 643 (2019) 012127, OP Publishing. DOI:10.1088/1757-899X/643/1/012127
7. Pachurin G.V., Vlasov V.A. Mechanical properties of sheet structural steels at operating temperatures // Metal Science and Heat Treatment. - 2014. - Т. 56. - № 3–4. - S. 219–223.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гончарова Д.А., Пачурин Г.В.

Россия, г. Нижний Новгород, Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева,

pachuringv@mail.ru

Большинство разрушений металлоконструкций связано с их усталостью в процессе эксплуатации [1]. Поэтому одной из важнейших задач автомобильной промышленности является задача обеспечения надежной эксплуатации конструктивных элементов и автомобиля в целом [2]. Необходимость проведение усталостных испытаний вызвана потребностью уменьшения материалоемкости изделий при обеспечении их необходимого ресурса.

В автомобилестроении нашли широкое применение листовые малоуглеродистые стали. Хотя сведения по эффекту их обработки в процессе изготовления деталей на механические свойства ограничены и разрозненны, что затрудняет обоснованный выбор конструкторских и технологических решений. Это обусловливает актуальность решения вопроса повышения циклической долговечности автомобильных деталей при возможном снижении их металлоемкости с учетом технологических особенностей изготовления.

Решение данной задачи предполагает изучение основных этапов эксплуатационной деструкции материалов с определением периода до появления трещин и интенсивности их последующего роста, что позволит выбрать материал, соответствующий эксплуатационным требованиям, уменьшить вероятность поломок деталей и затраты на ремонт автомобиля [3].

Конструктору и технологу на стадии проектирования [4] важно назначить технологический процесс изготовления детали с учетом при этом совокупности всех факторов, оказывающих влияние на их эксплуатационную надежность. Анализ литературных данных показал, что не все оборудование для усталостных испытаний моет удовлетворить требования исследователя и часто является стационарным, крупногабаритным, энергоемким, сложным в обслуживании и достаточно дорогостоящим.

В работе на основе экспериментов на циклические испытания с применением малогабаритной настольной установки ЭМУ-5-ПК [5] плоских образцов из ряда автомобильных материалов показана возможность отслеживания кинетики их разрушения при усталостном нагружении. Испытания материалов проводились на базе рам автомобилей ГАЗ–3302. Для создания конструкций автомобильных рам используются стали 20кп и 08кп.

Из анализа обработки полученных результатов следует, что, хотя предел выносливости у стали 20кп составляет 190 МПа, что несколько выше, чем у стали 08кп (176 МПа), тем не менее в стали 08кп усталостная макротрещина зарождается раньше и подрастает со значительно меньшей скоростью.

Так, например, несмотря на то, что параметры повреждаемости были получены при большем (265 МПа) напряжении для стали 08кп против лишь 235 МПа для стали 20кп, у стали 08кп число циклов до полного разрушения (262000 циклов) и период до зарождения усталостной трещины (82000 циклов) больше, а скорость ее дальнейшего роста ($5.38 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл), чем у стали 20кп (174000, 68000 циклов и $8.86 \cdot 10^{-5}$ мм/цикл, соответственно).

Это позволяет сделать вывод о том, что при выборе материала для ответственных автомобильных деталей сталь 08кп имеет эксплуатационное преимущество перед сталью 20кп, так как увеличивается возможность своевременного обнаружения появления усталостных повреждений во время очередного технического осмотра автомобиля, что позволяет снизить вероятность автомобильных аварий.

Список литературы:

1. Guslyakova G.P., Zhbannikov S.I., Pachurin G.V. Fatigue failure resistance of deformed structural steels // Materials Science. 1993. Т. 28. № 2. S. 182-185.

2. Пачурин Г.В., Гончарова Д.А., Кузьмин Н.А. и др. Процесс усталостной повреждаемости листовых автомобильных сталей // Технология металлов. 2019. №8. С. 16-22.

3. Пачурин Г.В., Гончарова Д.А., Кузьмин Н.А. и др. To the question for use of aluminum alloys for car Parts // Material Sci & Eng. 2019;3(6):195–199.

4. Pachurin G.V. Ruggedness of structural material and working life of metal components // Steel in Translation. 2008. Т. 38. №3. S. 217-220.

5. Пачурин Г.В., Гончарова Д.А., Филиппов А.А. и др. Исследование процесса усталости автомобильных материалов // Известия вузов. Черная металлургия. 2019. №9. С. 732-738.

УЛУЧШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ СПЛАВОВ Cu-7%Cr и Cu-10%Fe ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Мартыненко Н.С. [1, 2], Страумал П.Б. [1], Бочвар Н.Р. [1], Рыбальченко О.В. [1, 2], Рааб Г.И. [3], Аксенов Д.А. [3], Добаткин С.В.[1, 2]

[1]Россия, Москва, ИМЕТ РАН, г. Москва, nataliasmartynenko@gmail.com

[2] Россия, Москва, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

[3] Россия, Уфа, Уфимский государственный авиационный технический университет

Разработка и усовершенствование материалов для использования в электротехнической промышленности является актуальной задачей. В этом плане перспективными являются медные сплавы благодаря их прекрасной электрической проводимости. Однако для повышения срока эксплуатации изделий, изготовленных из них, требуется проводить термомеханическую обработку, которая позволит улучшить не только прочность, но также и износостойкость материалов. В этом плане хорошо зарекомендовали себя методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которая повышает не только прочность материалов, но также их эксплуатационные свойства. Одним из наиболее перспективных методов ИПД является равноканальное угловое прессование (РКУП), позволяющее получать заготовки с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой. Именно поэтому, в настоящей работе было исследовано влияние РКУП на структуру, механические свойства, поведение при старении и электропроводность сплавов Cu-7%Cr и Cu-10%Fe, перспективных для использования в электротехнике. Для проведения исследования закаленные в воде после отжига при 1000 ºС в течение 2 часов сплавы Cu-7%Cr и Cu-10%Fe были подвергнуты РКУП. При этом РКУП проводилось при комнатной температуре по маршруту Вс (угол пересечения каналов – 90°). Все было осуществлено 6 проходов для каждого сплава, что соответствует истинной степени деформации, равной 6.

Исследования микроструктуры показали, что РКУП приводит к формированию УМЗ структуры в обоих сплавах. В сплаве Cu-7%Cr средний размер зерна после РКУП уменьшился с ~30 мкм до 250 нм. В случае же сплава Cu-10%Fe средний размер зерна составил ~30 мкм в закаленном состоянии и 155 нм после РКУП. При этом формирование УМЗ структуры привело к росту прочности и уменьшению пластичности обоих сплавов. В сплаве Cu-7%Cr РКУП приводит к росту предела прочности с 288 МПа до 430 МПа при снижении пластичности с 48,0 до 21,2%. Электропродность сплава после РКУП при этом составляет ~40% IACS. В случае сплава Cu-10%Fe предел прочности после РКУП увеличивается с 355 до 524 МПа при падении пластичности с 34,2 до 14,6%. Электропродность сплава в этом случае составляет ~22% IACS. Однако дальнейшее старение сплавов Cu-7%Cr и Cu-10%Fe приводит к распаду пересыщенного твердого раствора на основе меди, что улучшает их электропроводность. Оптимальные параметры старения составили: 500 ºС в течение 2 часов для закаленного состояния и 425 ºС в течение 2 часов для деформированного состояния для сплава Cu-7%Cr и 500 ºС в течение 2 часов как для закаленного, так и для деформированного сплава Cu-10%Fe. Данные параметры были выбраны путем построения зависимостей микротвердости и электропроводности от температуры и времени старения.

Исследования показали, что старение сплава Cu-7%Cr повышает его прочность и электропроводность за счет выделения мелкодисперсных частиц хрома. В случае закаленного сплава нагрев на 500 ºС (2 часа) приводит к росту предела прочности до 356 МПа и электропроводности до 76,6% IACS. Нагрев же на 425 ºС (2 часа) сплава после РКУП повышает предел прочности до 472 МПа, а электропроводность – до 81%. Относительное удлинение при этом составило 21,2 % и 18,1% для закаленного и деформированного сплава, соответственно. В случае сплава Cu-10%Fe нагрев на 500 ºС (2 часа) приводит к росту предела прочности закаленного сплава до 391 МПа, в то время как предел прочности сплава после РКУП упал до 446 МПа. Вероятно, частицы железа, выделяющиеся при старении незначительно упрочняют, а также слабо сдерживают рост зерна при нагреве, что и приводит к разупрочнению деформированного сплава. Электропроводность и пластичность сплава после старения составили 52,6% IACS и 32,6% и 49,1% IACS и 21,0% для закаленного и деформированного сплава, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 13П.

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ Fe-Mn СПЛАВОВ

Рыбальченко О.В. [1, 2], Мартыненко Н.С.[1, 2], Рыбальченко Г.В. [3], Бочвар Н.Р. [1], Табачкова Н.Ю. [2, 4], Щетинин И.В. [2], Токарь А.А. [1, 2], Добаткин С.В. [1, 2]

[1]Россия, ИМЕТ РАН, г. Москва, rybalch@mail.ru

[2] Россия, Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,

[3]Физический институт имени П.Н. Лебедева РАН, Москва

[4] Россия, Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва

Работа является частью исследования посвященного изучению возможности получения ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов на основе железа с комплексом эксплуатационных характеристик, пригодных для изготовления биодеградируемых имплантатов, обладающих не только повышенной скоростью деградации по сравнению с чистым железом, но и подходящей прочностью и пластичностью. Поэтому изучение возможности управления структурным и фазовым состояниями за счет изменения параметров деформационной обработки представляется наиболее важной задачей данного исследования. В ходе исследования методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии изучали процессы структурообразования в Fe - Mn сплавах в ходе равноканального углового прессования (РКУП). Механические свойства определяли в ходе изучения микротвердости и испытаний на растяжение.

В настоящее время многими авторами Fe - Mn сплавы с содержанием Mn в диапазоне от 25 масс. % и выше признаны приемлемыми для использования в качестве материала для изготовления биодеградируемых имплантатов. В данной работе материалами исследования являлись Fe - Mn сплавы с содержанием марганца 30 % и 45%. Содержание марганца в исследуемых сплавах обусловлено возможностью получения их немагнитного состояния, которое бы позволяло использовать магнитно-резонансную томографию (МРТ) в качестве метода контроля имплантированного изделия в процессе эксплуатации. Для возможности деформирования образцов сплавов методом РКУП образцы подвергались многочасовому отжигу при температуре 1100 °С. РКУП с углом пересечения каналов 120° проводили при температуре 450 °С до 6 и 3 проходов для сплавов Fe – 30% Mn и Fe – 45%Mn, соответственно. Выбор температуры деформации 450 °С позволил получить полностью аустенитную структуру, что подтвердил рентгеноструктурный анализ.

В образцах сплава Fe-30%Mn после РКУП методом просвечивающей электронной микроскопии выявлено формирование ультрамелкозернистой структуры, с полосами сдвига от 100 до 600 нм (250,49 ± 31 нм) толщиной, перерезаемыми толстыми дислокационными перемычками и двойниками толщиной от 15 до 60 нм (34,4 ± 4,1 нм), в которых формируется субзеренная структура с размером структурных элементов до 100 нм. Кроме того наблюдаются редкие частицы Fe_2Mn размером до 40 нм, как следствие упорядочения твердого раствора при релаксации образующейся в процессе РКУП структуры. В образцах сплава Fe-45%Mn после РКУП ультромелкозернистая структура так же образуется через перерезание полос сдвига 100-400 нм толщиной (199 ± 26,8 нм) толстыми дислокационными перемычками с нанодвойниками размером 20 ± 2,3 нм. При этом частицы Fe_2Mn размером от 10 до 40 нм встречаются довольно часто.

Полученная РКУП структура сплава Fe-30%Mn значительно повышает его прочностные характеристики ($\sigma_в$=1515 МПа; $\sigma_{0,2}$=1327 МПа) при удовлетворительной пластичности (12,3%), в то время как разрушение образцов с 45% Mn при растяжении происходит в упругой области. Несмотря на то, что объемная доля частиц в сплаве Fe-45%Mn после РКУП не велика, видимо именно они являются причиной отсутствия пластичности у образцов из сплава с 45% Mn. При этом микротвердость сплавов после РКУП повышается одинаково сильно с 2,32 ± 0,05 ГПа до 5,43 ± 0,13 ГПа и с 2,67 ± 0,34 ГПа до 6,61 ± 0,3 ГПа для сплавов Fe-30%Mn и Fe-45%Mn, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-03-00032.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ КРОМОК РЕЗА ОБРАЗЦОВ ИЗ ТОНКОЛИСТОВОЙ АУСТЕНИТНО – МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП – СТАЛИ НА УСТАЛОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ

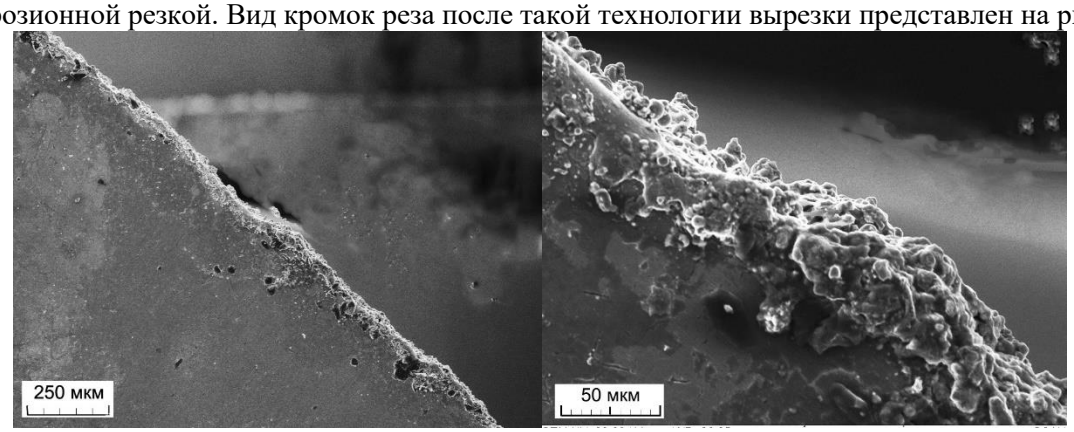
Терентьев В.Ф., Просвирнин Д.В., Ашмаримн А.А., Ларионов М.Д.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

Исследовали образцы из холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм из трип - стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш). Химический состав стали ВНС 9-Ш, % (мас.): 0,25 С; 14,5-16,0 Cr; 4,8-5,8 Ni; 2,7-3,2 Mo; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03-0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe-основа. Лента получена холодной прокаткой

горячекатаного подката за несколько переходов с промежуточной термической обработкой.. Степень холодной прокатки на последнем переходе для получения ленты толщиной 0,3 мм составляла 38 – 45%. Структура стали ВНС9-Ш в исходном состоянии представляла собой мартенсит деформации и нагартованный аустенит (57% мартенсита и 43% аустенита).

Испытания на усталость при комнатной температуре осуществляли с использованием плоских образцов (размер рабочей части 0,3х7х20 мм) посредством универсальной сервогидравлической 10-тонной машины Instron 8801 в условиях повторного растяжения. Образцы из диста вырезались электроэрозионной резкой. Вид кромок реза после такой технологии вырезки представлен на рис. 1.



а б

Риссунок 1. Кромка реза листа из стали ВНС9 – Ш.

Видно, что кромка реза очень неровная (рис.1, а). При большем увеличении видны следы от электроэрозионной резки, при которой возможно происходит проплавление металла (рис. 1, б).. Рентгеновский анализ показал, что на кромке наблюдается повышенное содержание аустенита. При окончательной обработке детали из листовой стали ВНС 9-Ш проводят зачистку такитх кромок наждачной бумагой. После такой зачистки количество мартенсита деформации сильно увеличивается.

Испытания на усталость показали, что предел усталости материала с не зачищенными кромками составляет 750 МПа, а с зачищенными – 900 МПа. Также долговечность до разрушения образцов с зачищенными кромками на порядок выше.

ВЛИЯНИЕ КАРБИДОВ ЛЕДЕБУРИТНОЙ ЭВТЕКТИКИ НА ТВЁРДОСТЬ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Антипов В.И., Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е.

ИМЕТ РАН, 119991, Москва,

akolmakov@imet.ac.ru

Для материалов, работающих в условиях больших контактных напряжений и абразивного воздействия, большое значение имеют показатели их твёрдости и износостойкости. Противостоять износу сталей способствуют частицы карбидов, располагающиеся в мартенситной матрице высокопрочных сталей. Так в структуре низколегированных валковых сталей, в большинстве случаев, относящихся к сталям ледебуритного класса, могут присутствовать различные виды карбидов от цементита (Fe_3C) до специальных легированных карбидов, включающих хром, молибден, вольфрам, ванадий. Именно первичные карбиды ледебуритной эвтектики наиболее эффективно повышают износостойкость стальных изделий. Твердость этих карбидов составляет от H_v = 15000 МПа до H_v = 35000 МПа. Для обеспечения присутствия в структуре стали высокотвердых карбидов ледебуритной эвтектики, в её химическом составе должно содержаться более 2% углерода, что будет способствовать увеличению износостойкости изделий, работающих в условиях интенсивного абразивного износа. Такая валковая сталь с экстремально высокой твердостью (до 70 HRC) способна успешно конкурировать с дорогими и низкотехнологичными металлокерамическими твердыми сплавами. В сталях ледебуритного класса (160Х12МФ, 210Х12, 90Х18 и др.). Указанное выше преимущество достигается ещё и за счёт того, что после радиально-сдвиговой прокатки в её поверхностном слое формируется структура дисперсно-упрочненного композиционного материала с мартенситной матрицей. Такая структура позволяет получать высокотвёрдые стали с повышенным значением вязкости, что чрезвычайно важно при изготовлении инструментов ударного действия.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. Гуляев А.П. Термическая обработка стали. (2-е издание), М.: Машгиз, 1960, 496 с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983, 528 с.
3. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Банных И.О. Новая высокотвердая экономнолегированная износостойкая сталь ледебуритного класса и перспективы ее применения при отрицательных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 8. С. 20–24.
4. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Лукина Ю.А., Колмаков А.Г., Доронин Д.И., Баранов Е.Е. Поиск оптимального соотношения углерода и ванадия в составе быстрорежущей стали ЭП-682-Ш с целью достижения максимальной твёрдости // Перспективные материалы, 2017. №5. С.56-60.
5. Доронин И.В., Лукина Ю.А., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Банных И.О., Алексеев П.Л., Лазарев Э.Н., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Гордеев А.С., Колмаков А.Г. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на распределение, форму и дисперсность карбидов в быстрорежущей стали Р6М5 // Перспективные материалы 2014. №5. С.72-76.

ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ СВОЙСТВА И РАБОТОСПОСОБНОСТИ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ ВАЛКОВЫХ СТАЛЕЙ

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Пруцков М.Е., Просвирнин Д.В.

ИМЕТ РАН, 119991, Москва,

akolmakov@imet.ac.ru

Динамичное развитие современных отраслей промышленности (энергетики, электроники, приборостроения, авиации, ракетно-космической техники), требует дальнейшее наращивание объёмов производства листов, лент, фольг, а также тонкостенных труб из прецизионных и высоколегированных сталей и сплавов, отличающихся высокими прочностными свойствами. Однако для того, чтобы полуфабрикаты и изделия из этих материалов обладали высоким качеством, материал стали, из которого изготавливаются основные рабочие детали станов для прокатки (рабочие валки, ролики, оправки и т.п.), должен отвечать самым высоким требованиям. В связи с этим возникла насущная проблема в установлении основных факторов, влияющих на твёрдость и работоспособность низколегированных валковых сталей, а также и поиске возможных путей повышения этих характеристик. В процессе работы прокатного инструмента в его поверхностном слое возникают существенные контактные напряжения, приводящие в отдельных областях приповерхностного слоя к усталостному выкрашиванию частиц металла с рабочей поверхности инструмента. Поэтому работоспособность материала валка в значительной степени определяется его твердостью, поскольку с ростом твердости заметно возрастает контактная выносливость валковой стали. Задача повышения твердости при закалке сталей с содержанием углерода более 1 % заключается в создании условий, при которых будет происходить превращение высокоуглеродистого аустенита в мартенсит. Для снижения негативного влияния неметаллических включений на работоспособность экономно-легированных инструментальных сталей их подвергают электрошлаковому переплаву, благодаря которому доля таких включений в стали снижается в 2 раза, что способствует полуторакратному повышению контактной прочности металла. Существенный вклад в повышение твёрдости и износостойкости валковых сталей вносят карбиды, твердость которых значительно превышает твердость мартенситной матрицы. Наибольшей износостойкостью обладает сталь, содержащая в своей структуре мелкоигольчатый мартенсит с равномерно распределенными в объеме металла частицами карбидов. Однако присутствие в структуре сталей ледебуритного класса первичных карбидов сопровождается снижением контактной прочности материала, поскольку крупные частицы остроугольных карбидов играют роль хрупких неметаллических включений. Среди современных способов упрочнения металлов и сплавов (холодный наклеп, легирование, термомеханическая обработка и др.) наиболее эффективной является закалка на мартенсит углеродистых и легированных сталей. По мере увеличения процентного содержания углерода в стали возрастает степень тетрагональности мартенсита закалки, благодаря чему твердость закаленной стали повышается. В заэвтектоидных сталях, содержащих в своём составе более 0,8 % углерода, в случае полной закалки из аустенитной области в структуре стали присутствует большое количество остаточного аустенита, способствующего снижению макротвердости. Однако, по мере увеличения содержания углерода в высокоуглеродистом мартенсите, микротвердость его кристаллов возрастает. В производственных условиях изделия из заэвтектоидных высокоуглеродистых сталей подвергают неполной закалке с температур 760 – 820 ^{0}С. В этом случае количество углерода в аустените перед закалкой практически одинаковое для всех сталей и составляет около 0,9 %. В результате твердость закаленных заэвтектоидных углеродистых и низколегированных сталей одинаковая и колеблется в пределах 65 – 66 HRC.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. Виноград М.И., Громова Г.П. Включения в легированных сталях и сплавах. М., Металлургия, 1971 - 216 с.
2. Новиков В.Н., Белосевич В.К., Гамазков С.М. и др. Валки листовых станов холодной прокатки. М., Металлургия, 1970, 336 с.
3. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Банных И.О. Новая высокотвердая экономнолегированная износостойкая сталь ледебуритного класса и перспективы ее применения при отрицательных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 8. С. 20–24.
4. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Лукина Ю.А., Колмаков А.Г., Доронин Д.И., Баранов Е.Е. Поиск оптимального соотношения углерода и ванадия в составе быстрорежущей стали ЭП-682-Ш с целью достижения максимальной твёрдости // Перспективные материалы, 2017. №5. С.56-60.

ПОВЫШЕНИЕ СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ ШХ15СГ В ПРОЦЕССЕ РАБОТЫ В ИЗДЕЛИЯХ

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Пруцков М.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В.

ИМЕТ РАН, 119991, Москва,

akolmakov@imet.ac.ru

Ннизколегированные инструментальные стали обладают низкой теплостойкостью что, однако, в ряде случаев может играть положительную роль. Так в изделиях, работающих в тяжелых температурно-силовых условиях, например, в просечных матрицах, формирующих шестигранную головку болтов М6, М8, М10, в режущей кромке возникают большие по величине знакопеременные цикловые нагрузки и материал матриц претерпевает существенный разогрев. В проведённом исследовании для изготовления просечных матриц использовали штамповую сталью карбидного класса ДИ-22, износостойкие стали ледебуритного класса 160Х12М и Р18, а также низколегированную сталь перлитного класса ШХ15СГ. На образцах из стали ШХ15СГ проводили измерение температуры, до которой разогревается режущая кромка матриц в процессе работы. Было установлено, что при нагреве материала до ~410^{0}С происходит снижение твердости с 59,0-59,5 HRCдо 49,0-50,0 HRC. У образцов из теплоустойчивых сталей ДИ-22, 160Х12М и Р18 снижение твердости материала наблюдалось при более высоких температурах - порядка 550-600^{0}С. Матрицы из перечисленных сталей были термически обработаны по особым режимам, которые были подобраны с целью достижения максимально возможной вязкости металла матриц. Заметное отличие в температурах, при которых наступает снижение твёрдости материала, обусловлено различным характером износа режущей кромки. Если у матрицы из ШХ15СГ в процессе работы наблюдается смятие режущей кромки, то у матриц из сталей ДИ-22, 160Х12М и Р18 происходит ее выкрашивание. Можно предположить, что при выкрашивании режущей кромки усилия в очаге резания возрастают в большей степени по сравнению со смятием, что приводит к повышению уровня нагрева металла матриц. Снижение твердости закаленной стали ШХ15СГ при нагреве (отпуске) сопровождается ростом пластичности и вязкости металла матриц. Данное обстоятельство исключает выкрашивание режущей кромки матриц, способствуя увеличению их работоспособности. Значительный рост продолжительности работы просечных матриц из ШХ15СГ, связан с процессами, протекающим в материале матриц при их эксплуатации. Аналогичное самоупрочнение при эксплуатации наблюдается у стали Гадфильда (Г13) под воздействием ударных нагрузок. Таким образом, наблюдаемое у ШХ15СГ в процессе работы некоторое снижение твердости в сочетании с высокой технологической пластичностью материала, даёт основание для использования более дешёвой технологии изготовления просечных матриц посредством замены процесса прошивания первичного отверстия в заготовках с горячего на холодный. Таким образом установлено, что в процессе работы просечных матриц из сталей ДИ-22, 160Х12М и Р18, используемых для формирования шестигранных головок болтов, происходит выкрашивание режущей кромки при одновременном ее разогреве до температур 550-600^{0}С. В случае изготовления матриц из дешевой низколегированной ШХ15СГ разогрев режущей кромки происходит при температурах ~410^{0}С и сопровождается некоторым снижением твердости при одновременном росте пластичности и вязкости металла. Возникающее сочетание физико-механических свойств материала исключает выкрашивание режущей кромки матрицы, заметно увеличивая продолжительность её работы. Обнаруженное явление можно отнести к разряду самоупрочнения материала инструмента в процессе его эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М., Металлургия, 1983 – 528с.

2. Гуляев А.П., Малинина К.А., Саверина С.М. Инструментальные стали (справочник) 2-е издание, М., Машиностроение, 1975 – 272с.

4. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Банных И.О. Новая высокотвердая экономнолегированная износостойкая сталь ледебуритного класса и перспективы ее применения при отрицательных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 8. С. 20–24.

5. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Лукина Ю.А., Колмаков А.Г., Доронин Д.И., Баранов Е.Е. Поиск оптимального соотношения углерода и ванадия в составе быстрорежущей стали ЭП-682-Ш с целью достижения максимальной твёрдости // Перспективные материалы, 2017. №5. С.56-60.

6. Доронин И.В., Лукина Ю.А., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Банных И.О., Алексеев П.Л., Лазарев Э.Н., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Гордеев А.С., Колмаков А.Г. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на распределение, форму и дисперсность карбидов в быстрорежущей стали Р6М5 // Перспективные материалы 2014. №5. С.72-76.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КАРБИДОВ ЛЕДЕБУРИТНОЙ ЭВТЕКТИКИ НА СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ РАДИАЛЬНО-СДВИГОВОЙ ПРОКАТКИ

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е.

ИМЕТ РАН, 119991, Москва,

akolmakov@imet.ac.ru

Исследовано влияние количества, размеров и характера распределения частиц первичных карбидов ледебуритной эвтектики в объеме металла горячекованных и горячекатаных заготовок быстрорежущих сталей на физико-механические свойства режущих инструментов, изготовленных из этих сталей. Из литературных источников известно, что карбидная неоднородность оказывает существенное влияние на весь комплекс физико-механических свойств режущего инструмента, изготовленного из горячедеформированных заготовок быстрорежущих сталей и зависит от химического состава стали (в первую очередь, от содержания в ней углерода и вольфрама), размеров исходного слитка и особенностей его кристаллизации, способа горячей пластической деформации и степени деформации литого металла. В ходе исследований установлено, что применение радиально-сдвиговой прокатки (РСП) позволяет резко снизить карбидную неоднородность в поверхностном слое сортовых заготовок быстрорежущих сталей Р6М5 и 130Р12М3Ф3К10-Ш. Так на расстоянии 1/5 радиуса от поверхности прутков диаметром до 65 мм карбидная неоднородность не превышала 1 балла по шкале ГОСТ 19265-73. При этом, наряду с существенным измельчением карбидов ледебуритной эвтектики, наблюдается их более равномерное распределение в объеме металла по сравнению с продольной прокаткой (ПП). Кроме того, в результате РСП изменяется морфология частиц, которые приобретают округлую форму, без острых углов на поверхности. Причём максимальный размер частиц первичных карбидов в металле после РСП (22,0 мкм) оказался заметно меньше, чем в случае ПП (51,0 мкм), а степень их вытянутости (3,7 мкм) значительно ниже по сравнению с металлом, подвергнутому ПП (7,2 мкм). Последнее обстоятельство положительно сказывается на механических свойствах режущего инструмента, поскольку сильно вытянутые частицы первичных карбидов ледебуритной эвтектики в процессе горячей пластической деформации часто дробятся, образуя частицы остроугольной формы. Кроме того, в них возникают незаполненные металлом трещины, что приводит к выкрашиванию режущих кромок инструмента.

Таким образом, в отличие от быстрорежущей стали, полученной продольной прокаткой, радиально-сдвиговая прокатка позволяет полностью устранить строчечное расположение частиц первичных карбидов ледебуритной эвтектики. Основная масса карбидных частиц в структуре металла после радиально-сдвиговой прокатки в 2,5 раза меньше по размеру по сравнению с частицами в металле, подвергнутому продольной прокатке. Образование в структуре металла, подвергнутого радиально-сдвиговой прокатке, карбидных частиц овальной формы существенно повышает прочностные свойства сталей марок Р6М5 и 130Р12М3Ф3К10-Ш, поскольку среди них отсутствуют остроугольные частицы, наличие которых негативным образом сказывается на работоспособности режущего инструмента.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1961, 510 с.

2. Гудремон Э. Специальные стали, том 2, М.: Металлургия, 1966 – 1274с.

3. Дзугутов М.Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов (2-ое издание), М.: Металлургия, 1977, 480 с.

4. Доронин В.М. Строение, свойства и термическая обработка литой стали (Справочник «Металловедение и термическая обработка стали» том 3), М.: Металлургия, 1983, с. 6

5. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Банных И.О. Новая высокотвердая экономнолегированная износостойкая сталь ледебуритного класса и перспективы ее применения при отрицательных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 8. С. 20–24.

6. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Лукина Ю.А., Колмаков А.Г., Доронин Д.И., Баранов Е.Е. Поиск оптимального соотношения углерода и ванадия в составе быстрорежущей стали ЭП-682-Ш с целью достижения максимальной твёрдости // Перспективные материалы, 2017. №5. С.56-60.

7. Доронин И.В., Лукина Ю.А., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Банных И.О., Алексеев П.Л., Лазарев Э.Н., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Гордеев А.С., Колмаков А.Г. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на распределение, форму и дисперсность карбидов в быстрорежущей стали Р6М5 // Перспективные материалы 2014. №5. С.72-76.

РАЗРАБОТКА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ СВЕРХТВЁРДОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ СТАЛИ С ПОВЫШЕННОЙ ВЯЗКОСТЬЮ

Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Пруцков М.Е.

ИМЕТ РАН, 119991, Москва,

akolmakov@imet.ac.ru

В докладе представлены результаты разработки новой экономнолегированной валковой стали, обладающей экстремально высоким уровнем твердости и износостойкости при сохранении вязких свойств материала. В настоящее время для изготовления валков листопрокатных станов широко используются стали типа «90Х», основными показателями качества которых являются высокая твердость и износостойкость. Стали этой группы относятся к низколегированным сталям перлитного класса, содержащим не более 2-4% легирующих элементов, включающих хром, кремний, марганец, вольфрам, молибден и ванадий, а также углерода от 0,8 до 1,4%. Однако стали данного типа обладают недостаточно высокой твердостью (не выше 63 HRC) и износостойкостью, поскольку в их структуре содержатся только вторичные карбиды. Кроме того, из-за большого содержания в структуре этих сталей неметаллических включений (оксидов и сульфидов) изготавливаемые из них изделия обладают повышенной хрупкостью. Задачей данной разработки было добиться повышения твердости материала до значений в 67-69 HRC при одновременном сохранении повышенного уровня вязкости. Указанная цель была достигнута путём увеличения содержания углерода в составе стали до максимально допустимого уровня - 2,15 - 2,25%, что качественно изменило структуру материала, переведя его в разряд сталей ледебуритного класса. Появление в структуре стали 15-18% высокотвердых первичных карбидов ледебуритной эвтектики существенно (в 1,5 раза) увеличило износостойкость материала по сравнению со сталями типа «90Х». Дополнительное включение в состав новой стали алюминия и кальция, резко снизило загрязненность материала неметаллическими включениями (оксидами и сульфидами), повысив тем самым её вязкость. На опытных образцах новой стали после термообработки по режиму: закалка в масле с температур 8800С с последующим термоциклированием (-700С) – 0,5 часа и отпуском 1300С – 2 часа – 3 раза, была достигнута твердость - 67-69 HRC, что на 4-6 единиц HRC выше, чем у изделий из сталей группа «90Х» (63HRC).

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М., Металлургия, 1983 – 528 с.

2. Доронин И.В., Лукина Ю.А., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Банных И.О., Алексеев П.Л., Лазарев Э.Н., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Гордеев А.С., Колмаков А.Г. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на распределение, форму и дисперсность карбидов в быстрорежущей стали Р6М5 // Перспективные материалы 2014. №5. С.72-76.

4. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Банных И.О. Новая высокотвердая экономнолегированная износостойкая сталь ледебуритного класса и перспективы ее применения при отрицательных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 8. С. 20–24.

5. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Лукина Ю.А., Колмаков А.Г., Доронин Д.И., Баранов Е.Е. Поиск оптимального соотношения углерода и ванадия в составе быстрорежущей стали ЭП-682-Ш с целью достижения максимальной твёрдости // Перспективные материалы, 2017. №5. С.56-60.

ВОЛЬФРАМО-МОЛИБДЕНО-КОБАЛЬТОВЫЕ БЫСТРОРЕЖУЩИЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ ВЯЗКОСТИ С ТВЕРДОСТЬЮ В ИЗДЕЛИЯХ 71HRC

Антипов В.И., Колмаков А.Г., Виноградов Л.В., Мухина Ю.Э., Банных И.О., Просвирнин Д.В., Баранов Е.Е., Пруцков М.Е.

ИМЕТ РАН, 119991, Москва,

akolmakov@imet.ac.ru

В настоящее время в различных отраслях обрабатывающей промышленности наибольшим спросом пользуются быстрорежущие стали, которые по сравнению с металлокерамическими твердыми сплавами, керамикой и сверхтвердыми материалами обладают повышенной вязкостью и прочностью на изгиб, превосходящей в 3 – 10 раз аналогичный показатель у других групп инструментальных материалов. Это позволяет изготавливать из быстрорежущих сталей инструменты с тонкой режущей кромкой, а также инструменты, работающие в условиях ударных нагрузок. Однако основным недостатком быстрорежущих сталей является их относительно низкая твердость. Поэтому создание новой быстрорежущей стали с твердостью в изделиях до 71HRC является весьма актуальной задачей современного материаловедения. В связи с этим разработана новая высокотвёрдая W-Mo-Co быстрорежущая сталь с удовлетворительной вязкостью. В качестве базового аналога использовали сталь марки ЭП-682-Ш производства завода «Электросталь», существенным недостатком которой является большой разброс значений твердости от 64 до 68,5 HRC. Поскольку твердость карбида ванадия значительно выше твердости карбидов вольфрама и хрома, присутствие 3,0 – 3,5 % V обеспечивает высокую износостойкость. Карбиды ванадия также очень устойчивы против растворения при нагреве инструмента под закалку. Однако при необоснованно высоком содержании V происходит обеднение твердого раствора аустенита углеродом, что приводит к снижению твердости мартенсита закаленной стали. Поэтому для достижения высоких значений твердости соотношение углерода и ванадия (c/v) в разрабатываемой стали было выбрано >0,45. После закалки высокая твердость быстрорежущих сталей формируется в процессе последующего многократного отпуска при температуре 560 ± 10оС продолжительностью каждого из них ≈ 1 час. Кратность отпуска равна трем, редко двум. В представленном исследовании был опробован ряд режимов отпуска при температурах от 500оС до 580оС и кратностью от одного до восьми. Наибольший прирост твердости был получен при шестикратном отпуске 520ºС, 1 час на воздухе. Высокий прирост твердости от 1,5 до 2,5 единиц HRC был достигнут благодаря снижению температуры отпуска до 5200С, образованию при низкой температуре отпуска частиц вторичных карбидов, а также более полному превращению остаточного аустенита во вторичный мартенсит (мартенсит отпуска). Однако с достижением в изделиях из новой быстрорежущей стали сверхвысокой твердости 71 HRC возникла проблема обеспечения удовлетворительной вязкости для такого материала. Для повышения вязкости металла было предпринято следующее. В целях создания мелкозернистой структуры закалку проводили с температуры 1230 ± 50С, которая была ниже температуры начала интенсивного роста зерна аустенита (12450С). Во-вторых, для уменьшения загрязненности металла неметаллическими включениями было осуществлено легирование сплав алюминием в количестве 0,10 – 0,20 % и кальцием 0,15 – 0,25 %. Положительный эффект дало введение 0,40 – 0,60 % Ni и одновременное снижение верхнего предела Mn до 0,30 %. Для уменьшения карбидной неоднородности заготовки подвергали обработке радиально-сдвиговой прокаткой. В итоге был предложен состав новой стали: 1,25 – 1,35 % C; 2,0 – 2,5 % V; 11,5 – 12,5 % W; 2,5 – 3,5 % Mo; 9,5 – 10,5 % Co; 0,40 – 0,60 % Ni; не более 0,30 % Mn; не более 0,40 % Si; 0,10 – 0,20 % Al; 0,15 – 0,25 % Ca, остальное Fe.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00947-20-00.

Список литературы:

1. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Мухина Ю.Э., Банных И.О. Новая высокотвердая экономнолегированная износостойкая сталь ледебуритного класса и перспективы ее применения при отрицательных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 8. С. 20–24.

2. Антипов В.И., Виноградов Л.В., Лукина Ю.А., Колмаков А.Г., Доронин Д.И., Баранов Е.Е. Поиск оптимального соотношения углерода и ванадия в составе быстрорежущей стали ЭП-682-Ш с целью достижения максимальной твёрдости // Перспективные материалы, 2017. №5. С.56-60.

4. Доронин И.В., Лукина Ю.А., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Банных И.О., Алексеев П.Л., Лазарев Э.Н., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Гордеев А.С., Колмаков А.Г. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на распределение, форму и дисперсность карбидов в быстрорежущей стали Р6М5 // Перспективные материалы 2014. №5. С.72-76.

ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЗАДАННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ В РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Чижик С.А.[1], Кузнецова Т.А.[1], Хейфец М.Л.[2], Бородавко В.И.[3], Грецкий Н.Л.[3], Батаев А.А.[4], Блюменштейн В.Ю.[5], Кречетов А.А.[5], Панин А.В.[6], Колмаков А.Г.[6,7], Просвирнин Д.В.[7]

[1]Институт тепло- и массообмена имени А.В.Лыкова НАН Беларуси
[2]Институт прикладной физики НАН Беларуси,
[3]ОАО «НПО Центр», Минск, Беларусь
[4]Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск,
[5]Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф.Горбачева, Кемерово, Россия
[6]ИФПМ СО РАН, Томск,
[7]ИМЕТ РАН, Москва, Россия

Получение заданных свойств материалов невозможно надежно обеспечить только на отдельных операциях технологического процесса производства или стадиях их использования. В настоящее время необходимо учитывать все этапы жизненного цикл изделий, начиная производственно-технологическими этапами и, кончая эксплуатационными циклами. Анализируют передачу эксплуатационных свойств от операции к операции, то есть исследуют технологическую наследственность и управляют передачей свойств для обеспечения качества в жизненном цикле изделий. При этом следует рассматривать всю совокупность технологических воздействий на операциях обработки и эксплуатационных факторов на стадиях эксплуатации, а также учитывать их взаимовлияние, приводящие к самоорганизации процессов формирования свойств изделий. Наиболее интересным является подход, при котором с позиций самоорганизации физических явлений и наследования параметров качества функциональных элементов, рассматривают проектные и производственные этапы, эксплуатацию и обслуживание в жизненном цикле изделий. В связи с этим предложено при проектировании методов обработки изделий из различных конструкционных материалов учитывать доминирование свойств отношений технологических решений, описывающих обеспечение контролируемых параметров технической системы. С этих позиций, рассмотрено проектирование механических и термических операций технологических процессов, использующих различные воздействия, в том числе и концентрированными потоками энергии для поверхностной упрочняющей и размерной обработки конструкционных материалов. Использование подходов синергетики позволило сформировать комплексную математическую модель технологического наследования эксплуатационных показателей качества, описывающую различные режимы операций обработки, стадий эксплуатации и их устойчивость при производстве и применении изделий. Разработанные математические модели позволяют проводить оптимизацию режимов обработки для сокращения затрат и обеспечения необходимого уровня механических свойств при изготовлении и восстановлении деталей машин. С использованием положений наследования показателей качества в жизненном цикле изделия разработанные модели позволяют учитывать утрату работоспособности узлов трения машин и исчерпания ресурсных показателей материалов и поверхностей сопряженных деталей. На основе развития таких моделей сформированы методики и средства контроля качества определяющих параметров в жизненном цикле изделий. Рассмотрение технологической цепочки «режим обработки – состояние поверхностного слоя - эксплуатационные свойства», определило описание сложных взаимосвязей процессов формирования поверхностных слоев деталей в виде функционалов. Использование системы функционалов дает возможность предлагать способы и режимы управления формированием параметров качества в жизненном цикле изделий. Проведено мультимасштабное изучение технологической цепочки процессов многоуровневого обеспечения параметров качества в жизненном цикле изделий: от наноструктур тонких пленок и слоев методами атомно-силовой микроскопии, через микро- и мезо-, физико-механические и геометрические параметры качества материалов и поверхностей деталей, к макрохарактеристикам и свойствам изделий специального назначения. Это позволило проследить закономерности технологического наследования и применить их для пооперационного контроля с использованием физических методов, так и для проектирования технологий, обеспечивающих высокую долговечность деталей и безотказность машин.

Со стороны ИМЕТ РАН работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00746-19-00.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ПРОВОЛОКИ ИЗ АУСТЕНИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП СТАЛИ ВНС9-Ш

Севальнёва Т.Г.[1,2],. Терентьев В.Ф. [2], Севальнёв Г.С.[1], Власов И.И.[1]

[1] Россия, Москва, ФГУП»ВИАМ»,
[2] Россия, Москва, ИМЕТ РАН,
fatig@mail.ru

Исследование проводили на проволоке диаметром 0,36 мм из высокопрочной коррозионностойкой аустенитно-мартенситной трип - стали ВНС9-Ш. Химический состав стали соответствовал требованиям ТУ 14-4-1226-83 «Проволока нержавеющая пружинная из стали марки 18Х15Н6АМ3-Ш (ВНС9-Ш)». После холодного волочения проволока представляла собой градиентный материал: на поверхности глубиной ~ 10 мкм чистый аустенит, а внутри аустенитно – мартенситная структура (рис. !).

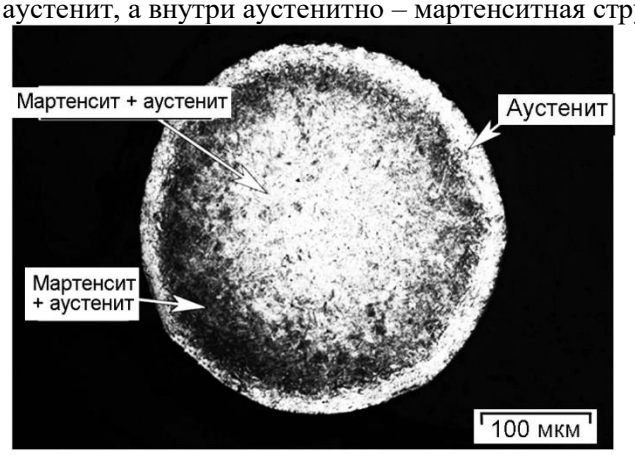


Рисунок 1. . Микроструктура проволоки из стали ВНС9-Ш после холодного волочения на диаметр 0,36 мм.

Поскольку в результате компьюторного моделирования было показано, что при волочении поверхностные слои проволоки претерпевают большие напряжения и соответственно большие деформации, можно предположить следующее объяснение образование в приповерхностном слое проволоки диам. 0,36 мм аустенитной фазы глубиной ~ 10 мкм. Известно, что при статическом растяжении пластичных металлов в зоне разрушения сильно возрастает температура материала. Волочение через фильеру создает значительно большую степень деформационного упрочнения за счет поперечной и сдвиговой деформации, чем при растяжении, и что особенно важно значительно большая деформация наблюдается в приповерхностных слоях проволоки. Возможно, что в этих слоях локальная температура нагрева в фильере при волочении пластичной стали ВНС9 – Ш достигает температуры около 10000С и тогда при быстром охлаждении в поверхностном слое возникает аустенитная структура.

Авилов Е.С., 39, 40
Агуреев Л.Е., 160
Аксенов Д.А., 172
Аладьев Н.А., 95, 96
Алексеев И.А., 61
Алешин В.А., 58, 130
Алиев А. А., 166
Ампилогов А. Ю., 166
Андреева Н. А., 87
Андрюшин К.П., 58
Андрюшина И.Н., 58
Аникеев А.Н., 50, 51, 61
Аносов М. С., 29
Антипов В.И., 174, 175, 176, 177, 178, 179
Артемьев А.А., 88
Артюшенко А.П., 167
Ахмадиева А. А., 92
Ахметов А., 47
Ашмаримн А.А., 173
Багрова А.А., 116, 117, 118
Бакулина А.С., 68
Банных И.О., 174, 176, 177, 178, 179
Баранов Е.Е., 174, 175, 176, 177, 178, 179
Баринов С.М., 95, 96, 124
Барышников Ю. С., 76
Бастрыгина С.В., 32, 46
Бахтеева Н.Д., 101
Беликов Р.С., 153
Белкина К.И., 61
Белов В.А., 116
Белоусов О.К., 62
Белоусова Н.Н., 165
Беляков С.В., 99
Бибанаева С.А., 131
Библик И.В., 110, 111
Богданов С. П., 60
Богданова Е.А., 156, 157, 158
Богданова Н.А., 154
Бодунов В.Е., 33
Бородавко В.И., 121
Бочвар Н.Р., 172
Броднiковський М.П., 80
Буковский П.О., 112
Бунин И.Ж., 93
Бурлаченко А.Г., 30
Бурханов Г.С., 68
Буяков А.С., 32
Буякова С.П., 30, 32
Васильев Д.А., 26
Васильев Д.Е., 116, 117
Васильев С.Г., 116
Васильківська М.А., 80
Ващенко С.С., 125
Вербенко И.А., 58
Веремейчик А.И., 28
Виноградов Л.В, 176
Виноградов Л.В., 174, 175, 177, 178, 179
Витязь П.А., 121
Власов И.И., 180
Волкова Н.Е., 91
Волченкова В.А., 87
Высотин А.Б., 169
Гаврилова Л.Я., 91
Гвоздева О.Н., 141
Геворгян Г. А., 170
Гиниятуллин И.М., 156
Голышев А.А., 81
Гольдберг М.А., 95, 96
Гончарова Д.А., 171
Горбатов Р.О., 42
Горбунов С.В., 68
Горячкина М.В., 120
Гранаткина Ю.В., 129
Грановский А.Ю., 85
Грецкий Н.Л., 121
Грешнова Е.Д., 113
Грибанова В.Б., 37
Григорьев Е.В., 167
Григорьев Е.Г., 159
Громов В.Е., 72, 85
Гусев Е.Л., 140
Дворецкая Е.В., 59
Дибиргаджиев Д.Ш., 45
Добаткин С.В., 172
Добыш В.А., 83
Долгин А.С., 60
Долгова М.О., 93
Дормидонтов Н.А., 68
Дубинов Ю.С., 126, 127
Дубинова О.Б., 126, 127
Дудкина С.И., 115
Евдокимов В.Ю., 95, 96
Евдокимов П.В., 94, 105
Евсейчик Е.А., 83
Егорова Л.Ю., 54
Емельянов А.Н., 81

Емельянов М.В., 129
Еремеева Ж.В., 47
Ермишкин В.А., 90
Жаворонкова Е.Ю., 46
Жгут Д.А., 120
Жидель К.М., 119
Жидков М. В., 107
Жилин С.Г., 154
Жуков И. А., 92
Жуков И.А., 98
Завойчинская Э.Б., 138
Закиев В.И., 165
Закиев И.М., 165
Зерница Д.А., 71
Зимин Б. А., 57
Золотая П.С., 84
Зорин В.А., 34, 35, 97
Зыков С.А., 82
Иванов А.М., 125
Иванов Б.С., 160
Иванов Ю.Ф., 72
Иванова Л.Д., 129
Изотов А.И., 148
Искандарова Д.О., 85
Ишмаметов Д.А., 86
Кабалдин Ю.Г., 29
Казанцева Н.В., 55
Казенас Е.К., 87
Калайда Т.А., 27
Калетин А.Ю., 113
Калетина Ю.В., 113
Калинин Г.Ю., 37
Каменева А.Л., 75
Каменева Н.В., 75
Канушкин А.И., 160
Каплан М.А., 63
Карасева Е.В., 78
Кардашова Г.Д., 45
Каримбеков М.А., 120
Катин И.В., 39
Кауль А.Р., 95
Кахидзе Н. И., 92
Качинская И.Р., 33
Кийко В.М., 133, 134, 135, 137
Кильман Г.В., 148
Кирсанкин А.А., 27
Киселёва А. К., 105
Киселева А.К., 94
Клименко С.А., 161, 165
Клунникова Ю.В., 141
Кобзарь В.С., 161
Ковалев А.П., 49
Коваленко М.И., 115
Ковтун В.А., 146
Коктыш Н.В., 83
Колмаков А.Г., 9, 57, 161, 165, 174, 175, 176, 177, 178, 179
Кольчугина Н.Б., 68
Комаров А.И., 84, 85
Комаров О.Н., 154
Комиссаров А.А., 116
Коновалов А.А., 95, 96
Коновалова К.В., 118
Конушкин С.В., 27
Копейкина М.Ю., 161
Коплак О.В., 59
Коржов В.П., 122, 123, 134, 135
Коржуев М.А., 39, 40
Кормышев В.Е., 72
Костина В.С., 25
Костина М.В., 25
Кочанов А.Н., 93
Кочеткова А.С., 137
Кочнев А.В., 55
Красуля А.А., 86
Кретова М.А., 39, 40
Крутилин А.В., 63
Крутько В.К., 67, 83
Кувшинов М.О., 30
Кудрявцева В.Д., 161
Кудряшов А.Э., 25
Кудряшов С. И., 107
Кузьменко Н.Н., 34
Кулагин С.П., 90
Кулак А.И., 67, 83
Курзина А.М., 161
Курзина Е.Г, 161
Куриленок А.А., 85
Курлов В.Н., 135, 137
Лаптев И.Н., 160
Ларионов М.Д., 57, 173
Ларионова А.В., 57
Ласточкина Е.В., 37
Лойко П.В., 88
Луговской Ю.Ф., 34, 35, 97
Луговський Ю.Ф., 80
Лутовинова Т.А., 102, 103, 104
Лысенков А.С., 95, 96

Лямина Е.А., 128
Макеев А.И., 44
Мак-Мак Н.Е., 74
Макогон А.И., 60
Малашенко В.В., 108
Малашенко Т.И., 108
Малков А.А., 137
Малушин Н.Н., 49
Малыгин А.А., 137
Мальчев А.Г., 129
Малюков С.П., 141
Манишева А.И., 106
Манохин А.С., 165
Маркелова М.Н., 95
Мартыненко Н.С., 172
Марченков А.Ю., 120
Маслова Л.Ю., 67
Матвеев А.Е., 98
Матюнин В.М., 120
Мац А.В., 78
Мац В.А., 78
Меделяев И.А., 77
Милькин П.А., 94
Минаков Н.В., 34, 35, 97
Минина Н.А., 90
Мировой Ю.А., 30, 32
Михайлов Д.Л., 90
Мишин И.П., 106
Молодец А.М., 81
Молоканов В.В., 63
Мотовилина Г.Д., 36
Мохова А.С., 69
Мукомела М.В., 77
Муравьева Т.И., 112
Мурадян С.О.,, 25
Мусская О.Н., 67, 83
Мухина Ю.Э., 174, 175, 176, 177, 178, 179
Назаренко В.А, 35
Назаренко В.А., 34, 80, 97
Найденкин Е.В., 106
Насакина Е.О., 165
Насань О.А., 83
Насенков П.В., 118
Невский С.А., 85
Недоступ А.А., 116, 117, 118
Никитин Н.Ю., 149
Никитин П.Ю., 98
Никулин Д.С., 129
Никулин С.А., 116
Нихезина И.Ю., 129
Носов В.В., 167
Овсянников Н.А., 96
Онысько С.Р., 28
Опарина И.Б., 89
Орда Д.В., 85
Орлов Н.К., 94
Орлова Н.К., 105
Павленко А.В., 119
Павленко И.А., 167
Павлова В. И., 82
Палий Н.А., 62, 63, 90
Памфилов Е.А., 136
Паринов И.А., 58
Пасечник Л.А., 131
Пасовец В.Н., 146
Пахомова С.А., 86
Пачурин Г. В., 170
Пачурин Г.В., 171
Пенкина Т.Н., 87
Переверзев Д.И., 157
Перевислов С.Н., 161
Перетятко С.А., 167
Пивоварчик С.В., 57
Пилюшина Г.А., 136
Платов В. В., 92
Плохих А.И., 38
Поветкина Ю.С., 102, 103, 104
Погорельцев Э. В., 70
Поликевич К.Б., 38
Помельникова А.С., 86
Прияткин Д.В., 88
Пронин С.Ю., 48
Просвирнин Д.В, 57
Просвирнин Д.В., 161, 173, 174, 175, 176, 177, 178, 179
Пруцков М.Е, 176
Пруцков М.Е., 57, 96, 174, 175, 177, 178, 179
Путляев В.И., 94, 105
Рааб Г.И., 172
Ражев А.О., 116, 117, 118
Раточка И.В., 106
Ратуцкая Д.С., 121
Резниченко Л.А., 58, 115, 130
Ригмант М.Б., 55
Ризаханова С.У., 45
Рогачев С.О., 116
Родионов Д.П, 54

Родионова С.К., 87
Родичев Ю.М., 33
Романов А.Д., 42
Романов Д.А., 48, 49
Романов И.Д., 42, 43
Романова Е.А., 43
Романюк А.С., 84
Рошан Н.Р., 68
Рубанникова Ю.А., 72
Русинов Д.А., 68
Рыбальченко О.В., 172
Рябов Д. А., 29
Сабынина А.С., 95
Савельева О.А., 91
Савенко В. С., 71
Савенко В.И., 114
Савенко В.С., 155
Савчук А. В., 70
Савчук Е.С., 78
Сазонов М.И., 28
Сарычев В.Д., 85
Севальнёв Г.С., 180
Севальнёва Т.Г., 180
Севостьянов М.А., 27
Седухин В.В., 50, 51, 61
Семенов М.Ю., 69
Семёнов М.Ю., 99
Сенченко В.Н., 153
Сергеев Д.Б., 61
Сергеев Д.В., 50, 51
Сироткин В.В., 148
Скачков В.М., 131, 158
Скворцов О.Б., 142, 143, 144
Скоркин В.М., 109
Слободинюк А. И., 70
Слободинюк Д. Г., 70
Смирнов К.Л., 159
Смирнов Н. А., 107
Смирнов С.В., 95, 96
Смирнова В.Б., 87
Соколенко В.И., 78
Соколов Г.Н., 88
Солнцев В.П., 80
Солнцева Т.О., 80
Сорока Е.Б., 33
Соснин К.В., 48
Сосновский И.А., 85
Спиридонов С.А., 34, 35, 97
Старцев Ю.К., 52
Сташенко В.И., 142, 143, 144
Степушин А.С., 141
Сторожева Е.И., 56
Страумал П.Б., 172
Стрюков Д.О., 135, 137
Суаридзе Т.Р., 54
Судьенков Ю. В., 57
Сукиасов В.Г., 41
Сулейманов Д.Р., 55
Сухенко Д.А., 85
Суховая Е.В., 147
Сысенко В.В., 116, 117
Сычёв М.М., 52
Тарасевич В.А., 83
Таубе А.О., 56
Терентьев В.Ф., 6, 173, 180
Титов В.В., 130
Титов С.В., 130
Тихомиров В.А., 77
Тодорова Е.В., 101
Токий Н.В., 64
Троицкий О.А., 125, 142, 143, 144, 155
Трофимчук Е.С., 124
Тютькова Ю.Б., 95, 96, 124
Умнов П.П., 63
Усманова Р.Р., 65
Фадеева И.В., 124
Фазуллин Д.Д., 132
Фахуртдинов Р.С., 86
Филиппов Я.Ю., 95
Филяков А.Д., 48
Фомина Л.П., 86
Форысенкова А.А., 124
Хасбулатов С.В., 58
Хвесеня С.С., 83
Хвисевич В.М., 28
Хворостяный В.В., 33
Хвостова Л.В., 91
Хейфец М.Л., 121, 161, 165
Хлебникова Ю.В, 54
Хлусова Е.И., 36
Хлыбов А. А., 29
Хлыбов А.А., 30
Чейлях А.П., 73, 74
Чейлях Я.А., 73
Чейлях Я.А.,, 74
Чекалкин А.А., 75
Чернышов Е.А., 43
Черпаков А.В., 58

Чмыхало А.И., 77
Чуева Т.Р., 63
Чуканов А.Н., 79
Чуманов В.И., 50, 61
Чуманов И.В., 50, 51
Чуприкова А.А., 102, 103, 104
Чэнь Ц., 107
Шалаев Р.В., 148
Шалин А.В., 141
Шевелева Е.В., 136
Шепелевич В.Г., 71
Шилкина Л.А., 58, 130
Шиманский В.И., 83
Шкалей И.В., 112
Шпенев А.Г., 112
Щербинина О.В., 52
Юрьев А.А., 72
Юсупов В.С., 27
Яковлева Е.А., 36
Ялыч Е. С., 57
Яценко С.П., 131