


*Научные чтения им. чл.-корр. РАН
Ивана Августовича Одингга*



**«МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»**

ПРОГРАММА



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

6-7 сентября 2018 г.
ИМЕТ РАН

УДК 531+531.01+531.7.08+53.09+53.08

ББК 22.37+22.31+22.21

M99

M99 Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ». Москва. 6-7 сентября 2018 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2018, 184 с.

ISBN 978-5-9500763-9-8

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ

Министерство науки и Высшего образования

Российский фонд фундаментальных исследований

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:

РФФИ грант 18-08-20072-г

РФФИ грант 18-38-10028-мол_г

INTERTECH Corporation

Материалы публикуются в авторской редакции.

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

ISBN 978-5-9500763-9-8



© ИМЕТ РАН 2018

Уважаемые коллеги!

Организационный комитет приглашает Вас принять участие в чтениях имени И.А. Одингга "Механические свойства современных конструкционных материалов".

Научные чтения, организуемые каждые два года, позволяют широкому кругу специалистов в области изучения прочностных характеристик материалов обсудить современные достижения науки в области разработки и анализа новых высокопрочных материалов. Научные чтения из года в год показывают актуальность поднимаемых фундаментальных проблем изучения механических свойств конструкционных материалов. В работе конференции приглашены участвовать ученые ближнего зарубежья. В научных чтениях планируется активное участие молодых специалистов, а также представителей организаций, тесно связанных с производством материалов прикладного характера. В регламенте чтений предусмотрены приглашенные устные, секционные устные и стендовые доклады. К началу заседаний публикуются краткие тезисы докладов.

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 национальный исследовательский университет им. С.П. Королёва, 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. Мапоинин - д.т.н. (МЭИ ТУ, Москва)

П.Д. Одесский - д.т.н. (ГУП ЦИИСКС, 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 (Президиум 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. Тютюкова
Е.Д. Ковалева
И.Г. Куликова
М.Д. Ларионов

Иван Августович Одинг



Член-корреспондент Академии Наук СССР И.А. Одинг - лауреат государственной премии СССР I-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 Технологический 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 1941 г. 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 военным защитникам 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. возродился 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 1923 г. 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 тяжелойковки 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. Одингa 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. Одингa «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. Одингa (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. Одингa «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., Бурдуцкий В.В., Геминев 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. Одингa 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. Одингa.

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

Развитие идей И.А. Одингa 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
6.09.18	10⁰⁰ - 10¹⁵ – Открытие конференции, БКЗ	
	10 ¹⁵ – 13 ¹⁵ – Пленарное заседание, БКЗ	
	13¹⁵ – 14⁰⁰ - Обед	
	14 ⁰⁰ – 16 ⁰⁰ – Устная секция	14 ⁰⁰ – 16 ⁰⁰ – Устная секция
	16⁰⁰ – 16¹⁵ – Кофе-брейк	
	16 ¹⁵ – 17 ³⁰ – Устная секция	16 ¹⁵ – 18 ⁰⁰ - Устная секция
7.09.18	БКЗ	
	10 ⁰⁰ – 11 ⁴⁵ – Устная секция	
	11⁴⁵ – 12⁰⁰ – Кофе-брейк	
	12 ⁰⁰ – 13 ⁰⁰ – Стендовая секция	
	12⁰⁰ – 13⁰⁰ - Обед	
	13 ⁰⁰ – 15 ³⁰ – Устная секция	

ПРОГРАММА КОНФЕРЕНЦИИ

6.09.2018

БКЗ

- 10⁰⁰ - 10¹⁵ *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: д.т.н. Терентьев В.Ф.
д.т.н. Матюнин В.М.
д.т.н. Костина М.В.

- 10¹⁵ - 10⁴⁵ **СТРУКТУРНЫЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ ПРЕДЕЛЬНО ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**
Глезер Александр Маркович
Россия, г.Москва, ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»
- 10⁴⁵ - 11¹⁵ **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ АЗОТА**
Костина Мария Владимировна
Россия, г.Москва, ИМЕТ РАН
- 11¹⁵ - 11⁴⁵ **ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ: ОТ НАНО-ДО МАКРОШКАЛЫ. ПЕРЕДОВОЙ ОПЫТ KLA-TENCOR И TA INSTRUMENTS**
Неудачина Вера Сергеевна
INTERTECH Corporation
- 11⁴⁵ - 12¹⁵ **ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ ТВЕРДОСТИ ДЛЯ ОЦЕНКИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ И ПОКРЫТИЙ**
Матюнин Вячеслав Михайлович
Россия, г.Москва, НИУ «МЭИ»
- 12¹⁵ - 12⁴⁵ **ИННОВАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ ДАВЛЕНИЕМ**
Юсупов Владимир Сабитович
Россия, г.Москва, ИМЕТ РАН
- 12⁴⁵ - 13¹⁵ **ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА**
Столяров Владимир Владимирович
Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
- 13¹⁵ - 14⁰⁰

Обед

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

- 14⁰⁰ - 14¹⁵ **ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ 08X18N10+08X18, ИСПЫТАННЫХ ПО СХЕМАМ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ И ЧИСТОГО ИЗГИБА**
Минаков А.А., Плохих А.И.
Россия, г. Москва, ФГБОУ ВО МГТУ им. Н.Э. Баумана
- 14¹⁵ - 14³⁰ **ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181**
Алмаева К.В.^{1,2}, Полехина Н.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}
Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³
¹*Россия, г. Томск, НИ ТГУ,* ²*Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН*
³*Россия, г. Москва, АО «ВНИИИМ им. академика А.А. Бочвара»*

- 14³⁰ – 14⁴⁵ **УСКОРЕНИЕ ВНЕДРЕНИЯ ИННОВАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ**
Зайнетдинов Р.И., Гадолина И.В.
Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
- 14⁴⁵ – 15⁰⁰ **ОЦЕНКА СООТВЕТСТВИЯ ЗАКОНА ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ КОМПОЗИЦИЙ 08X18N10+У8 И 08X18N10+08X18**
Поликевич К.Б., Плоких А.И.
Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана
- 15⁰⁰ – 15¹⁵ **УПРОЧНЕНИЕ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТАХ ТИПА МЕТАЛЛ-МЕТАЛЛ, МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИД И ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.**
Желтякова И.С., Карпов М.И., Корзов В.П., Внуков В.И.
Россия, г. Черногоровка, ИФТТ РАН
- 15¹⁵ – 15³⁰ **СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ, УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИДАМИ НИОБИЯ**
Прохоров Д.В., Карпов М.И., Строганова Т.С.
Россия, г. Черногоровка, ИФТТ РАН
- 15³⁰ – 15⁴⁵ **РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ СПЕКТРАХ НАГРУЖЕНИЯ.**
Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н.
Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
- 15⁴⁵ – 16⁰⁰ **ФАЗОПОДОБНЫЕ НАНОСЕГРЕГАЦИИ НА ДИСЛОКАЦИЯХ И ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ФАЗ В РЯДЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ**
Нечаев Ю.С.
*Россия, г. Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»
ИМФМ им. Г.В. Курдюмова*
- 16⁰⁰ – 16¹⁵ **Кофе-брейк**
- 16¹⁵ – 16³⁰ **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ (Т-ZrO₂) – АЬО₃, МОДИФИЦИРОВАННОЙ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ**
Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Сиротинкин В.П., Пенькова О.И., Антонова О.С.,
Баикин А.С., Коновалов А.А.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
- 16³⁰ – 16⁴⁵ **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ МЕТАЛЛА С ПОМОЩЬЮ ПИНЧ - ЭФФЕКТА**
Троицкий О.А.
Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
- 16⁴⁵ – 17⁰⁰ **К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ СЦЕПЛЕНИЯ БИОАКТИВНОГО ПОКРЫТИЯ ИМПЛАНТОВ С ТИТАНОМ С ПОМОЩЬЮ ТЕОРИИ ФУНКЦИОНАЛА ПЛОТНОСТИ И МЕТОДОВ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ**
Дашевский И.Н.¹, Балужева А.В.²
¹*Россия, г. Москва, Институт проблем механики им. А.Ю. ИшлинскогоРАН*
²*USA, University of North Georgia – Gainesville*
- 17⁰⁰ – 17¹⁵ **ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КВАЗИХРУПКОМ РАЗРУШЕНИИ**
Параев С.А.
Россия, г. Москва, АО «НИИХиммаш»

6.09.2018

МКЗ

Сопредседатели: д.т.н. Юсупов В.С.
д.т.н. Шелест А.Е.
д.т.н. Милев И.М.

- ОЦЕНКА НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ РЕЗЬБОВОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ УУКМ**
- 14⁰⁰ – 14¹⁵ Любченко М.А.^{1,2}, Магнитский И.В.¹
¹Россия, г. Королев, ОАО «Композит»
²Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана
- АНАЛИЗ БЕСКИСЛОРОДНЫХ МИКРО И НАНОПОРОШКОВ ДЛЯ СИНТЕЗА НОВЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ КУБИЧЕСКИЙ НИТРИД БОРА – АЛМАЗ**
- 14¹⁵ – 14³⁰ Царевская О.О.¹, Рогова А.Н.², Донская Н.О.², Чувикина М.С.², Анохин А.С.¹, Стрельникова С.С.¹
¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
²Россия, г. Москва, РХТУ им. Д.И. Менделеева
- ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ДРЕВЕСНО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В УЗЛАХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ**
- 14³⁰ – 14⁴⁵ Пилюшина Г.А., Памфилов Е.А.
Россия, г. Брянск, БГТУ
- ПОВЫШЕНИЕ АДГЕЗИИ К НАПОЛНИТЕЛЮ В МАТЕРИАЛАХ ДЛЯ 3D-ПЕЧАТИ**
- 14⁴⁵ – 15⁰⁰ Волобуева Т.М., Захаров А.И., Олихова Ю.В.
Россия, г. Москва, РХТУ им. Д.И. Менделеева
- ИЗУЧЕНИЕ МОД РАЗРУШЕНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ И ОСОБЕННОСТЕЙ ИХ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ПОМОЩИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ**
- 15⁰⁰ – 15¹⁵ Просвирнин Д.В.¹, Хрущов М.М.², Радченко А.А.², Матюшевский Н.В.³, Антонова О.С.^{1,2}, Гадолина И.В.²
¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
²Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
³Россия, г. Обнинск, НПО Технология
- ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКЕ**
- 15¹⁵ – 15³⁰ Слезов С.С., Сперанский К.А., Борисов А.А.
Россия, г. Москва, МАИ
- РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ОТЖИГОВ СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ**
- 15³⁰ – 15⁴⁵ Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}
¹Россия, г. Томск, НИ ТГУ
²Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН
- МЕТОДЫ РЕШЕНИЯ ОБРАТНЫХ ЗАДАЧ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА КОМПОЗИТОВ В УТОЧНЕННЫХ ВАРИАЦИОННЫХ ПОСТАНОВКАХ НА ОСНОВЕ ПРИНЦИПА МНОЖЕСТВЕННОСТИ МОДЕЛЕЙ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ**
- 15⁴⁵ – 16⁰⁰ Гусев Е.Л.^{1,2}
¹Россия, г. Якутск, ИПНГ СО РАН
²Россия, г. Якутск, Институт математики и информатики СВФУ
- 16⁰⁰ – 16¹⁵ **Кофе-брейк**
- ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВОДОРОДА НА ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЕГО КОНЦЕНТРАЦИИ**
- 16¹⁵ – 16³⁰ Дервнев Н.В.
Россия, г. Санкт-Петербург, ФГАОУ ВО СПбПУ

- 16³⁰ – 16⁴⁵** **ТЕНЗОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ: СНЯТИЕ И ОЦИФРОВКА ПОКАЗАНИЙ ТЕНЗОДАТЧИКА ПОСРЕДСТВОМ НОВОГО СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОГО МОДУЛЯ НХ711**
Моисеев Д.Н.
Россия, г. Тула, ООО «НИЛ АСЭМ»
- 16⁴⁵ – 17⁰⁰** **СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ РАЗЛИЧНОЙ ПОРИСТОСТИ ЗАРОЖДЕНИЮ И РАЗВИТИЮ ТРЕЩИНЫ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ**
Мишин В.М., Щитов Д.В.
Россия, г. Пятигорск, СКФУ ПФ
- 17⁰⁰ – 17¹⁵** **ВЛИЯНИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ ДВОЙНИКА У ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА НА ДИФФУЗИЮ**
Макеев А.А.
Россия, г. Санкт-Петербург, ФГАОУ ВО СПбПУ
- 17¹⁵ – 17³⁰** **ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ АНИЗОТРОПИЮ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ**
Третьяков Д.А., Лаврова В.А., Полянский В.А.
Россия, г. Санкт-Петербург, ФГАОУ ВО СПбПУ
- 17³⁰ – 17⁴⁵** **ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ ВОЛН В ТРУБОПРОВОДЕ**
Лаврова В.А., Полянский В.А., Зиновьева Т.В., Дервенеv Н.В., Макеев А.А., Третьяков Д.А.
Россия, г. Санкт-Петербург, СПбПУ
- 17⁴⁵ – 18⁰⁰** **МАТБАЛАНСЫ И ТРАЕКТОРИИ ФАЗ В КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ПОЛЯХ Т-х-у ДИАГРАММЫ FeO-SiO₂-Fe₂O₃**
Парфенова М.Д.^{1,2}, Ламуева М.В.², Зеленая А.Э.², Луцык В.И.^{2,3}
¹*Россия, г. Улан-Удэ, ТУСУР*
²*Россия, г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН*
³*Россия, г. Улан-Удэ, Бурятский государственный университет*

7.09.2018

БКЗ

Сопредседатели: д.т.н. Терентьев В.Ф.

к.т.н. Банных И.О.

**ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОЙ ТОМОГРАФИИ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ
МИКРОСТРУКТУРЫ И УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И
ЭЛЕМЕНТОВ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ**

10⁰⁰ – 10¹⁵ Бакулин В.Н.¹, Бакулин Д.В.², Артемьев А.В.², Марков В.Г.³, Неутов И.Д.¹,
Репинский В.В.⁴, Резниченко В.И.²

¹Россия, г. Москва, ИПРИМ РАН

²Россия, г. Москва, МАИ

³Россия, г. Москва, ЦАГИ

⁴Россия, г. Москва, ЦНИИСМ

10¹⁵ – 10³⁰ **ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ**

Сташенко В.И., Троицкий О.А.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

10³⁰ – 10⁴⁵ **ПРОЧНОСТЬ ПРИ УДАРЕ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СИНТАКТИКОВЫХ
КОМПОЗИТОВ**

Корохин Р.А.¹, Солодилов В.И.¹, Горенберг А.Я.¹, Куперман А.М.¹, Байков А.В.²

¹Россия, г. Москва, ИХФ РАН

²Россия, г. Москва, ОАО «НПО Стеклопластик»

10⁴⁵ – 11⁰⁰ **ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВАКАНСИЙ НА ПРОЧНОСТЬ И
ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Чембарисова Р.Г., Александров И.В., Ямилева А.М.

Россия, г. Уфа, ФГБОУ ВО УГАТУ

**КОМПОЗИЦИОННЫЙ ДЕМПИРУЮЩИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ
С ВЫСОКОПРОЧНЫМ ПОКРЫТИЕМ**

11⁰⁰ – 11¹⁵ Федотова Н.Л.¹, Чудаков И.Б.¹, Макушев С.Ю.¹, Сайков И.В.²

¹Россия, г. Москва, ФГУП ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина

²Россия, г. Черногловка, ФГБУ ИСМАН им.А.Г.Мержанова

**УПРОЧНЕНИЕ ГОЛОВОК ШАТУНОВ КОМПРЕССОРА И ПОВЫШЕНИЕ ИХ
НАДЕЖНОСТИ**

11¹⁵ – 11³⁰ Петрова И.М.¹, Филимонов М.А.²

¹Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

²Россия, г. Москва, АО НИЦ «Технопрогресс»

11³⁰ – 11⁴⁵ **ПОЛИМОРФИЗМ, СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И РЕСУРС РАБОТЫ
ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Коржув М.А., Кретова М.А., Авиллов Е.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

11⁴⁵ – 12⁰⁰ **Кофе-брейк**

12⁰⁰ – 13⁰⁰ **Стендовая секция**

12⁰⁰ – 13⁰⁰ **Обед**

Сопредседатели: д.т.н. Терентьев В.Ф.

к.т.н. Банных И.О.

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК
ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ TeO₂**

13⁰⁰ – 13¹⁵

Скворцова Н.П.

Россия, г. Москва, ИК РАН

- 13¹⁵ – 13³⁰ **ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**
Севальнёв Г.С.
Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана
- 13³⁰ – 13⁴⁵ **МИКРОТВЕРДОСТЬ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ КВД**
Горнакова А.С., Афоникова Н.С., Страумал Б.Б.
Россия, г. Черногоровка, ИФТТ РАН
- 13⁴⁵ – 14⁰⁰ **ВИБРАЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ: МОНИТОРИНГ, ДИАГНОСТИКА, ЗАЩИТА**
Скворцов О.Б.^{1,2}
¹*Россия, г. Москва, НТЦ «Завод балансировочных машин»*
²*Россия, г. Москва, ИМАШ РАН*
- 14⁰⁰ – 14¹⁵ **СПЕКАНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ ДИОКСИД ЦИРКОНИЯ - ОКСИД АЛЮМИНИЯ, СОДЕРЖАЩЕЙ ОКСИДЫ МЕТАЛЛОВ**
Гольдберг М.А., Оболкина Т.О., Смирнов В.В., Крылов А.И., Смирнов С.В., Антонова О.С., Титов Д.Д., Тютькова Ю.Б., Баринов С.М.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
- 14¹⁵ – 14³⁰ **ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ТЕМПЕРАТУРУ ПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКООБРАЗНОГО АЛЮМИНИЯ**
Попов Д.А., Клюев В.А., Лознецова Н.Н., Малкин А.И., Рязанцева А.А., Савенко В.И., Топоров Ю.П.
Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН
- 14³⁰ – 14⁴⁵ **О КРИТЕРИИ УСТАЛОСТНОГО МАСШТАБНО-СТРУКТУРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ АСИММЕТРИЧНОМ НАГРУЖЕНИИ**
Завойчинская Э.Б.
Россия, г. Москва, МГУ
- 14⁴⁵ – 15⁰⁰ **АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ 45, 40Х И 14Х17Н2 С ПОМОЩЬЮ ДВИЖУЩЕЙСЯ ПЛАЗМЕННОЙ ДУГИ**
Батрак В.В., Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М.
Беларусь, г. Брест, УО "БрГТУ"
- 15⁰⁰ – 15¹⁵ **ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НАНОПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ «МЕДЬ–ЛУКОВИЧНЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДА – ПЛАКИРОВАННЫЙ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕН»**
Ковтун В.А., Пасовец В.Н.
Беларусь, г. Минск, Университет гражданской защиты МЧС Беларуси
- 15¹⁵ – 15³⁰ **СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЭЛЕКТРОЭРОЗИОНСТОЙКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ SnO₂-Ag**
Романов Д.А., Московский С.В., Громов В.Е.
Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ

Стендовая секция

ВЛИЯНИЕ АКТИВНОЙ СРЕДЫ НА ПОВЕРХНОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ ТЕЛ НЕОРГАНИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ

Савенко В.И.

Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОДШИПНИКОВЫХ СТАЛЕЙ В АКТИВНЫХ СРЕДАХ

Губенко С. И.

Украина, г. Днепр, НМетАУ

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БУНТОВОГО ПРОКАТА ОХЛАЖДЕННОГО В ПОТОКЕ ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА

Парусов Э.В.

Украина, г. Днепр, ИЧМ НАНУ

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ α -МАТРИЦЫ В СТРУКТУРЕ Fe-Cr-Ni-НАПЛАВОК

Фомичева Н.Б., Нечаев Л.М., Маркова Е.В., Сержантова Г.В

Россия, г. Тула, ФГБОУ ВПО ТулГУ

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Фомичева Н.Б., Маркова Е.В., Канунникова И.Ю.

РОССИЯ, г. Тула, ФГБОУ ВО ТулГУ

ОСОБЕННОСТИ СОЗДАНИЯ ДРЕВЕСНО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Памфилов Е.А.¹, Шевелева Е.В.²

¹*Россия, г. Брянск, ФГБОУ ВО БГТУ*

²*Россия, г. Брянск, ФГБОУ ВО БГИТУ*

ПОЛУЧЕНИЕ НАДМОЛЕКУЛЯРНЫХ МАТРИЦ КРЕМНЕЗЕМА И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВОХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Камашев Д.В.

Россия, г. Сыктывкар, Институт геологии Коми НЦ УрО РАН

КОЭФФИЦИЕНТ ТРЕНИЯ И ПАРАМЕТРЫ ШЕРОХОВАТОСТИ ИЗНОСОСТОЙКИХ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ

Стручков Н.Ф.

Россия, г. Якутск, ИФТПС СО РАН

ВЗАИМОСВЯЗЬ ОТКРЫТОЙ ПОРИСТОСТИ И ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

Лебедев Д.И.

Россия, г. Якутск, ИФТПС им. В.П. Ларионова СО РАН

ПРОЧНОСТЬ КОНТАКТНОГО СЛОЯ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ ПО СТАЛИ

Алеутдинова М.И., Фадин В.В.

Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЕЧЁННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ ПРИ ГРАНИЧНОМ ТРЕНИИ С ТОКОСЪЁМОМ ПО МЕДИ

Алеутдинова М.И., Фадин В.В., Алеутдинов К.А.

Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

Россия, г. Томск, НИ ТПУ

К ВОПРОСУ О ВАЛЬЦЕВАНИИ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Смирнов А.М.

Россия, г. Москва, ФГБОУ ВО НИЯУ МИФИ

ИЗМЕНЕНИЕ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рябичева Л.А., Бабич И.Н.

Украина, г. Луганск, ЛНУ им. В. Даля

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕПЛАВА АЛЮМОТЕРМИТНОГО МЕТАЛЛА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Попов А.В.

Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ФГБУН ИММ ДВО РАН

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННОГО КОМПЛЕКСА

Библик И.В.

Украина, г. Харьков, ИПМаш им. А.Н. Подгорного НАН Украины

ВЕРОЯТНОСТНАЯ ОЦЕНКА ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Библик И.В.

Украина, г. Харьков, ИПМаш им. А.Н. Подгорного НАН Украины

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ФОРМИРОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЯ МЕДИ С АЛЮМИНИЕМ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Кузьмин Е.В., Лысак В.И., Кузьмин С.В.

Россия, г. Волгоград, ВолгГТУ

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В ОДНОФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИИ И МЕДИ

Когтенкова О.А., Асланян Г.Г., Мазилкин И.А.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДИНАМИКУ ДИСЛОКАЦИЙ В СОСТАРЕННЫХ СПЛАВАХ

Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.³, Кулага Е.И.², Ачкасов А.Н.², Галаганов О.О.²

¹*Украина, г. Донецк, ДонФТИ*

²*Украина, г. Донецк, Донецкий национальный университет*

³*Украина, г. Донецк, ДонНТУ*

РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИСЧЕРПАНИЯ РЕСУРСА ЛОПАТОК С УЧЕТОМ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ФАКТОРОВ, ОБУСЛОВЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯМИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО РЕМОНТА

Цыбанёв Г.В., Новиков А.И.

Украина, г. Киев, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины

КОРРЕЛЯЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ОБОБЩЕННЫХ КОМПОНЕНТ МЕЖАТОМНОЙ СВЯЗИ С УДАРНОЙ ВЯЗКОСТЬЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Протопопов Е.А.

Россия, г. Тула, ТулГУ

ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОРОШКОВОГО ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО СПЛАВА $Ti_{40,8}Ni_{50}Nb_2$ С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Володько С.С.¹, Касимцев А.В.², Юдин С.Н.¹

¹*Россия, г. Тула, ТулГУ*

²*Россия, г. Тула, ООО «Метсинтез»*

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТАТИЧЕСКОГО МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫХ СПЛАВОВ $Ti-22Nb-6Ta$ И $Ti-22Nb-6Zr$

Юдин С.Н.^{1,2}, Володько С.С.^{1,2}, Касимцев А.В.^{1,2}, Алпатов А.В.³, Евстратов Е.В.³

¹*Россия, г. Тула, ТулГУ*

²*Россия, г. Тула, ООО «Метсинтез»*

³*Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН*

ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОЙ

12 % Cr ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823-III

Полежаева Н.А.^{1,2}, Алмаева К.В.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2},

Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

¹*Россия, г. Томск, НИ ТГУ*

²*Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН*

³*Россия, г. Москва, АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара»*

О КОРРЕЛЯЦИИ НАКЛОНА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ С ДЕФОРМАЦИОННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Шетулов Д.И.¹, Мильников В.В.², Пронин А.И.³, Кондрашкин О.Б.², Рожков И.И.¹,

Чернышов Е.А.¹

¹*Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева*

²*Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ*

³*Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, КнАГТУ*

ТЕРМИЧЕСКИ АРМИРОВАННЫЙ СТАЛЬНОЙ ЛИСТ С ГРАДИЕНТОМ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ТОЛЩИНЕ

Максимов А.Б., Ерохина И.С.

Россия, г. Керчь, ФГБОУВО «КГМТУ»

РАСЧЕТ В МАТНСАД ТЕРМОАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ ДЕТАЛЕЙ С ПЕРЕМЕННЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ПО СЕЧЕНИЮ

Рожков И.И.¹, Кондрашкин О.Б.², Пронин А.И.³, Мильников В.В.², Чернышов Е.А.¹

¹*Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева*

²*Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ*

³*Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет*

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОФИЛЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАЦИЯХ РЯДА ФАКТОРОВ ТОКАРНОЙ ОБРАБОТКИ

Пронин А.И.¹, Мыльников В.В.², Рожков И.И.³, Кондрашкин О.Б.², Шетулов Д.И.³

¹Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, КнАГТУ

²Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ

³Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева

ИЗУЧЕНИЕ АНОМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ФЕРРИТА В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Попова Е.А., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б.

Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

ПРИМЕНЕНИЕ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОМОДУЛЬНЫМИ КЕРАМИЧЕСКИМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ

Витязь П.А.¹, Хейфец М.Л.², Бородавко В.И.², Пынькин А.М.², Сенють В.Т.³, Колмаков А.Г.⁴

¹Беларусь, г. Минск, Президиум НАН Беларуси

²Беларусь, г. Минск, ГНПО «Центр» НАН Беларуси

³Беларусь, г. Минск, ОИМ НАН Беларуси

⁴Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ДОБАВОК НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ПЛАСТИН

Федоров М.В., Васильева М.И.

Россия, г. Якутск, ФГБУН ИФТПС СО РАН

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СТРОЕНИЯ ТВЕДОСПЛАВНЫХ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ПЛАСТИН С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ДОБАВКАМИ

Васильева М.И., Федоров М.В.

Россия, г. Якутск, ФГБУН ИФТПС СО РАН

УПРУГИЕ СВОЙСТВА ОКСИДОВ И ОКСИАНИОННЫХ СОЛЕЙ МАГНИЯ И КАЛЬЦИЯ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н.

Россия, г. Кемерово, КемГУ,

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВОЧНОГО СЛОЯ ПОЛУЧЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ НА ОСНОВЕ ТЕРМИТНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ

Абашкин Е.Е.

Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ИМиМ ДВО РАН

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ ЛЕГИРОВАНИЕМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Татаринцев В.А.

Россия, г. Брянск, Брянский государственный технический университет

СООТНОШЕНИЕ ЗНАЧЕНИЙ МАКРО- И МИКРОТВЕРДОСТИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ МЕТОДОМ ВИККЕРСА

Адаскин А.М., Сапронов И.Ю.

Россия, г. Москва, МГТУ СТАНКИН

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЗАКАЛКИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ 09Г2С

Борисова М.З.

Россия, г. Якутск, ИФТПС СО РАН

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ НА ОСНОВЕ Ni₃Al В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Галиева Э.В.¹, Поварова К.Б.², Дроздов А.А.², Валитов В.А.¹

¹Россия, г. Уфа, ИПСМ РАН

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА КЕРАМИЧЕСКОЙ ФАЗЫ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ТОРМОЗНОГО ДИСКА ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МОДЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романов И.Д.

Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКАРМИРОВАННОГО ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕГО ОКИСЛЕНИЯ

Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романова Е.А.

Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева

ВЛИЯНИЕ ГЛИЦИДИЛОВОГО ЭФИРА П-ТРЕТБУТИЛФЕНОЛА НА ТВЕРДОСТЬ ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЫ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ ЭД-20

Махин М.Н.¹, Терехов А.В.¹, Дмитриев Г.С.¹, Махина Д.Н.², Клебанов М.С.¹, Занавескин Л.Н.¹

¹Россия, г. Москва, ИИХС РАН

²Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ НЕОБРАТИМОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ОХ16Н15М3Б ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Веремейчик А.И., Хвисевич В.М.

Беларусь, г. Брест, УО "БрГТУ"

ОСОБЕННОСТИ РЕЦЕПТУРНОГО СОСТАВА И СВОЙСТВА АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ

Бабкин О.Э., Комиссарова К.С., Ильина В.В.

Россия, г. Санкт-Петербург, СПбГИКиТ

АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ И ТВЕРДОСТЬЮ СТАЛИ 40Х, ОТПУЩЕННОЙ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ

Сандомирский С.Г.

Беларусь, г. Минск Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ СТАЛЕЙ ПО ДИАГРАММЕ ДИНАМИЧЕСКОГО МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Крень А.П.

Беларусь, г. Минск, ИПФ НАН Беларуси

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО СВС ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ ТИТАНА, БОРА И СПЛАВА ВТ6

Пономарев М.А., Лорян В.Э.

Россия, г. Черноголовка, ИСМАН

ТВЕРДОФАЗНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Fe-Ni-La ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ФОТОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Бахтеева Н.Д.¹, Канькин С.В.², Тодорова Е.В.¹

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ БЫСТРОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ РАСПЛАВА

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

Россия, Москва, ИМЕТ РАН

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСТВОРЕННЫХ АТОМОВ И ВАКАНСИЙ В СПЛАВАХ И ЧИСТОМ α -Fe ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В УСЛОВИЯХ

КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ

Жуков О.П.¹, Филиппова В.П.¹, Блинова Е.Н.¹, Неумоин К.В.¹, Басов С.В.¹, Томчук А.А.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,3}

¹Россия, г. Москва, ЦНИИчермет им. И.П.Бардина

²Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э.Баумана

³Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

ПРИНЦИПЫ ПОСТРОЕНИЯ КОМПЬЮТЕРНЫХ МОДЕЛЕЙ БЕСКОНЕЧНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ СТРУКТУР С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОТЕНЦИАЛОВ МЕЖАТОМНОГО ПАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ОГРАНИЧЕННОМ КОЛИЧЕСТВЕ АТОМОВ

Филиппова В.П.¹, Блинова Е.Н.¹, Томчук А.А.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,3}

¹Россия, г. Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»

²Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э.Баумана

³Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РЕЛЬСОВЫХ СКРЕПЛЕНИЙ С ЦЕЛЬЮ УВЕЛИЧЕНИЯ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ

Курзина Е.Г.¹, Колмаков А.Г.², Аксенов Ю.Н.¹, Богачев А.Ю.¹, Курзина А.М.¹

¹Россия, г. Москва, РУТ (МИИТ)

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТОВ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ И ВОЛОКНАМИ НА ОСНОВЕ Al_2O_3 И $CaAl_2O_9$

Кийко В.М., Милейко С.Т.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb-Ti СПЛАВА

Кийко В.М., Коржов В.П., Желтякова И.С.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ХРУПКО-ВЯЗКОГО ПЕРЕХОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА С ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КОРУНДА И МУЛЛИТА

Евдокимов В.Ю., Тютюкова Ю.Б., Прудков М.Е., Баринов С.М., Овсянников Н.А.,

Егоров А.А., Лысенков А.С., Гольдберг М.А., Фомин А.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ТОНКОЛИСТОВОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 08ГБЮ С ЦИНКОВЫМ ПОКРЫТИЕМ

Матюнин В.М.¹, Терентьев В.Ф.², Марченков А.Ю.¹, Терентьев Е.В.¹

¹*Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ»*

²*Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН*

УСЛОВИЯ ФИЗИЧЕСКОГО, МЕХАНИЧЕСКОГО И ГЕОМЕТРИЧЕСКОГО ПОДОБИЯ, НЕОБХОДИМЫЕ ДЛЯ УСТАНОВЛЕНИЯ СВЯЗИ ПРОЧНОСТИ И ТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Абусаиф Н., Стасенко Н.А.

Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ»

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ПОСЛОЙНОГО СИНТЕЗА ИЗДЕЛИЙ

Хейфец М.Л.¹, Семенов Д.В.¹, Бородавко В.И.¹, Пынькин А.М.¹, Сенють Н.М.¹,

Антончик К.А.²

¹*Беларусь, г. Минск, ГНПО «Центр» НАН Беларуси*

²*Беларусь, г. Минск, СОАО «Коммунарка»*

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ

Мыльников В.В.¹, Кондрашкин О.Б.¹, Романов А.Д.², Чернышов Е.А.²

¹*Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ*

²*Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева*

СВЯЗЬ ДИАГРАММ УСТАЛОСТИ С ПАРАМЕТРАМИ ПРЕДЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ, ДЛЯ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ

Мыльников В.В.

Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ

О ВОЛНОВОМ ХАРАКТЕРЕ ПРОДВИЖЕНИЯ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ СТАЛИ

Мыльников В.В.

Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ

ЦИКЛИЧЕСКОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Мыльников В.В.

Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ

СОПОСТАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Умнов П.П., Чуева Т.Р., Умнова Н.В., Молоканов В.В.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ИССЛЕДОВАНИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ МАКСИМАЛЬНОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ОБРАЗЦАХ УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ПЛОСКОСТНОМ СДВИГЕ ПО МЕТОДУ ИОСИПЕСКУ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОПТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ИЗМЕРЕНИЙ

Ильичев А.В., Губин А.М.

Россия, г. Москва, ФГУП ВИАМ

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ СПЛАВОВ С ЛЕГКОПЛАВКИМИ ДОБАВКАМИ

Шкалей И.В., Щербакова О.О., Муравьева Т.И.

Россия, г. Москва, Институт проблем механики им. А. Ю. Ишлинского РАН

ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХВЫСОКОПРОЧНЫХ НИТЕЙ ИЗ СВМПЭ МЕТОДОМ ТВЕРДОФАЗНОГО ФОРМОВАНИЯ

Межеумов И.Н.¹, Хижняк С.Д.¹, Галицын В.П.², Пахомов П.М.¹

¹Россия, г. Тверь, ТвГУ

²Россия, г. Тверь, НИИ синтетического волокна

ГИСТЕРЕЗИС ПРИ ЗЕРНОГРАНИЧНОМ ДВИЖЕНИИ

Сурсаева В.Г.

Россия, г. Черногоровка, ИФТТ РАН

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ АЗОТИРОВАНИЮ

Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Беккалиев Б.Е.

Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РЕЛЬСОВЫХ СКРЕПЛЕНИЙ С ЦЕЛЬЮ УВЕЛИЧЕНИЯ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ

Курзина Е.Г.¹, Колмаков А.Г.², Аксенов Ю.Н.¹, Богачев А.Ю.¹, Курзина А.М.¹

¹Россия, г. Москва, РУТ (МИИТ)

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕНИЙ И ГЕОМЕТРИИ ГИБКОГО МНОГОСЛОЙНОГО ТРАЛОВОГО ЩИТКА

Недоступ А.А., Ражев А.О.

Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ»

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИЗНАШИВАНИЯ

НАПЛАВЛЕННОГО СПЛАВА 10X4H76M3BV3Ю1PЦ

Артемьев А.А., Зорин И.В., Соколов Г.Н., Елсуков С.К.

Россия, г. Волгоград, ВолГТУ

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 12X18H10T

Кувшинов М.О., Хлыбов А.А.

Россия, г. Саров, ФГУП РФЯЦ-ВНИИЭФ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Параев С.А.

Россия, г. Москва, АО «НИИХиммаш»

ИДЕНТИФИКАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛИ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

ТРАДИЦИОННЫХ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО АНАЛИЗА ВЗЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК

Абросимов Н.А., Елесин А.В., Новосельцева Н.А.

Россия, г. Нижний Новгород, НИИМ ННГУ

СПЕКТРАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ

АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СОДЕРЖАЩИХ ЩЕЛОЧНЫЕ МЕТАЛЛЫ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИХ МОЩНЫМИ СДВОЕННЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ В АТМОСФЕРЕ ВОЗДУХА

Зажогин А.П., Воропай Е.С., Баззал Х., Лычковский В.В.

Беларусь, г. Минск, БГУ

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ МОДИФИКАЦИИ ЛАТУНИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

СТАЛЕЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИХ СДВОЕННЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Зажогин А.П., Воропай Е.С., Ермалицкая К.Ф., Баззал Х., Лычковский В.В.

Беларусь, г. Минск, БГУ

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕКСТУРЫ ПО СЕЧЕНИЮ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Савчук Е.С.

Украина, г. Одесса, ПНПУ им. К.Д. Ушинского

КОРРЕЛЯЦИЯ ПАРАМЕТРА ПОВРЕЖДЕННОСТИ С КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛОЙ СТАЛИ

Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Ткачук Е.Н., Кожухарь В.В.

Украина, г. Одесса, ПНПУ им. К.Д. Ушинского

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЕБЕР НА ИХ КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г.

Россия, г. Черногоровка, ИФТТ РАН

ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ЭНЕРГЕТИКЕ В УСЛОВИЯХ НЕОДНОРОДНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ

Кульков В.Г., Цирульников П.П.

Россия, г. Волжский, Волжский филиал МЭИ

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ХРОМУТЛЕРОДНЫХ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

Хрущов М.М.¹, Марченко Е.А.¹, Петржик М.И.², Атаманов М.В.³

¹Россия, ИМАШ РАН, ²НИТУ «МИСиС», ³ООО «ИНАКОТЕК Центр»

ПОЛУЧЕНИЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ МЕТОДОМ СПЕКАНИЯ БЕЗ ДАВЛЕНИЯ С РАЗЛИЧНЫМИ ОКСИДНЫМИ ДОБАВКАМИ

Лукьянова О.А.

Россия, г. Белгород, БелГУ

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ



ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАПЛАВОЧНОГО СЛОЯ ПОЛУЧЕННОГО ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКОЙ НА ОСНОВЕ ТЕРМИТНОГО НАПОЛНИТЕЛЯ

Абашкин Е.Е.

Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ИМиМ ДВО РАН

E-mail: abashkine@mail.ru

Для современной промышленности актуальны задачи улучшения качества технологического процесса с уменьшением ресурсных и временных затрат. Для восстановления и увеличения ресурсной прочности продукции используют электродуговую наплавку, что позволяет выделить этот процесс в отдельное перспективное направление использования термито-наплавочных материалов для получения высококачественной, экономичной и технологичной металлопродукции.

Разработанная технология получения такой наплавки автоматической сваркой под слоем флюса проволокой с термитным порошковым наполнителем позволяет обеспечить улучшение свойств полученных изделий.

Термитный наполнитель состоит из алюминиевого порошка, окалины (Fe_3O_4) и модификаторов. Процесс термитного горения проходит по экзотермическому типу реакций.

Продуктами реакции являются восстановленный металл и шлак (электрокорунд - Al_2O_3). Опытным путем установлено, что выход восстановленного термитного металла составляет около 50 % от массы исходного термитного материала. Окислы железа восстанавливаются до железа с ферритной структурой. Электрокорунд обладает значительной теплоемкостью, защищает наплавочный слой от быстрого охлаждения. При введении в термит соответствующих легирующих элементов можно получать термитный сплава требуемого химического состава, качественную наплавляемую поверхность деталей.

Наплавка опытных образцов выполнялась автоматом АДФ-1201 под слоем флюса. Для получения наплавочного слоя поверхности изготавливали порошковую проволоку $\varnothing 3$ мм с термитным наполнителем, которую использовали в качестве электрода для автоматической сварки под флюсом (АН-348). Отработка технологического процесса осуществлялась электродуговым наплавлением на поверхность пластин из Ст45 толщиной 12 мм.

Ввиду того, что образованный шлак с электрокорундом обладает значительной теплоемкостью, расплав наплавляемого слоя металла и зоны термического влияния охлаждаются медленно, что определяет прохождение процессов сопутствующей автотермообработки и, в свою очередь, приводит к меньшему короблению готового изделия, чем при традиционной электродуговой наплавке.

Исследования термитного металла из наплавленного слоя на коррозионную стойкость показали его большую стойкость к образованию коррозии, чем металл из слоя наплава, произведенного традиционным методом наплавки проволокой сплошного сечения. Выявлено, что поверхность наплавленной термитной порошковой проволоки может эксплуатироваться в агрессивных средах и быть более устойчивой к их воздействию.

В результате эксперимента определено, что прочностные характеристики наплавочного слоя, полученного с применением термитной проволоки и методом соответствующим традиционному, больше последнего на 21 %. При экспериментальном методе наплавки деталей стали Ст45 достигаются несколько большие значения предела текучести, чем при использовании традиционного метода наплавления.

Сравнение двух технологических процессов выявило различие структур изломов наплавочного слоя. Образцам, полученным при наплавке проволокой сплошного сечения, соответствует смешанная структура разрушения, на 10% состоящая из волокнистого излома и на 90% из кристаллического с сильно развитым рельефом. Для образцов полученных при наплавке порошковой проволокой характерна структура разрушения, состоящая на 60% из волокнистого излома и на 40% из кристаллического. В данном случае преобладает вязкий волокнистый излом с равномерным распределением шаровидных включений. Таким образом, проволока с термитным порошковым наполнителем обеспечивает получение поверхностного слоя с большей вязкостью, чем при наплавлении традиционным методом.

По совокупности результатов проведенных исследований можно заключить, что наплавленный поверхностный слой на деталях из углеродистой стали, полученный проволокой с термитным порошковым наполнителем, обладает мелкозернистым строением структуры сплава, преимущественно вязким изломом, обеспечивает высокое качеством наплавленного металла и его прочность.

ИДЕНТИФИКАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ МОДЕЛИ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТРАДИЦИОННЫХ И КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО АНАЛИЗА ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК

Абросимов Н.А., Елесин А.В., Новосельцева Н.А.

Россия, г. Нижний Новгород, НИИМ ННГУ

e-mail: abrosimov@mech.unn.ru

Применение композитных материалов в конструкциях, которым свойственны повышенные требования к условиям их эксплуатации (экстремальные статические и динамические нагрузки, необходимость высокой способности к поглощению упругой энергии, минимальные массозатратные показатели и т.д.) позволяет достичь качественно новых, уникальных свойств создаваемых конструкций. В частности, к таким конструкциям относятся взрывные камеры, защитные сооружения, трубопроводы, предназначенные для удержания в своей плоскости экологически опасных продуктов аварийного взрыва или техногенной катастрофы. Основным силовым элементом подобных защитных конструкций являются металлопластиковые цилиндрические оболочки. Однако для использования в процессе проектирования преимуществ композитных материалов необходима информация об их жесткостных и прочностных характеристиках. В настоящее время все большее значение приобретают исследования по определению динамических жесткостных и демпфирующих характеристик композитных материалов при импульсных и ударных воздействиях.

Цель данного исследования – развитие экспериментально-расчетного подхода к определению параметров моделей нелинейного деформирования изотропных и неоднородных композитных материалов по результатам динамического поведения стальных и двухслойных металлопластиковых цилиндрических оболочек.

Задача параметрической идентификации материальных констант и функций моделей упругопластического и вязкоупругого поведения композитных и изотропных материалов формулируется следующим образом. Требуется найти набор параметров определяющих соотношений, при которых математическая модель, описывающая динамическое поведение изотропных упругопластических и композитных вязкоупругих цилиндрических оболочек, наилучшим образом согласуется с экспериментальными данными. Здесь под параметрами понимаются мгновенные и длительные модули упругости и сдвига, пределы текучести, модули упрочнения, коэффициенты Пуассона и времена релаксации. В качестве нормы выбирается функционал, представляющий сумму среднеквадратичных отклонений характерных значений расчетных и экспериментальных перемещений и деформаций в ряде точек на внешней поверхности цилиндра. В результате рассматриваемая проблема сводится к классической задаче нелинейного математического программирования.

Проведен сравнительный анализ результатов экспериментального исследования и численного расчета осциллограмм окружных деформаций в центральном сечении на внешней поверхности металлопластиковой оболочки. Получено хорошее соответствие экспериментальных данных и численных расчетов с идентифицированными параметрами моделей физических соотношений.

Предлагаемый расчетно-экспериментальный метод позволяет с приемлемой точностью определять параметры моделей определяющих соотношений упругопластического деформирования традиционных изотропных материалов и вязкоупругого поведения композитных материалов по результатам анализа динамической реакции металлопластиковых цилиндрических оболочек, выполненных из исследуемых материалов.

Работа выполнена при частичном финансировании РФФИ (проект №16-19-10237) в части разработки методики расчета композитных цилиндрических оболочек при импульсных нагрузках и РФФИ (гранты № 16-08-01124, № 18-08-01234).

СООТНОШЕНИЕ ЗНАЧЕНИЙ МАКРО- И МИКРОТВЁРДОСТИ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ МЕТОДОМ ВИККЕРСА

Адашкин А.М., Сапронов И.Ю.

Россия, г. Москва, МГТУ СТАНКИИ, Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
e-mail: tolia.home@list.ru, ilia-ilich@yandex.ru

Отсутствие зависимости между значениями микротвёрдости ($HV_{\text{микро}}$) при разных нагрузках, а также микро и макротвёрдости ($HV_{\text{макро}}$) делает несопоставимыми значения микротвёрдости, полученные при разных нагрузках. Для покрытий, толщиной несколько микрометров, определение макротвёрдости ($HV_{\text{макро}}$) технически не возможно, т.к. твёрдость определяется только при малых нагрузках.

Цели настоящей работы установление взаимосвязей между нагрузкой и микротвёрдостью, между микро- и макротвёрдостью, а также определение фактического значения нагрузки, определяющей переход из диапазона микротвёрдости в диапазон макротвёрдости.

Методика исследования Результаты исследования базируются на анализе диагоналей восстановленного d (после снятия нагрузки и удаления индентора из испытуемого образца) и невосстановленного D отпечатков при измерении твёрдости по Виккерсу.

Исследовали материалы, макротвёрдость которых изменяется в широком диапазоне: от 80 до 1500 HV: медь, технически чистое железо; сталь P18 и твёрдый сплав ВК6.

Пробоподготовку выполняли на оборудовании фирмы «Struers» (Дания) с использованием алмазного абразива для исключения наклёпа поверхности. Твёрдость определяли на микротвердомере Duramin-2 (Struers, Дания), при нагрузках от 10 до 2000 гс по шесть измерений на точку. Относительная погрешность не превышала 3%. Диагональ восстановленного отпечатка d измеряли с погрешностью $\pm 0,1$ мкм Величина диагонали невосстановленного отпечатка D расчетная: $D = 1000 \sqrt{\frac{1,854P}{HV_{\text{макро}}}}$ [мкм] (1),

где P – испытательная (приложенная) нагрузка в кгс. Аппроксимацию экспериментальных данных выполняли с помощью приложения MicrosoftOfficeExcel 2007.

Результаты исследования и их обсуждение

При измерении твёрдости для всех исследованных материалов наблюдался размерный эффект [1, 2] – увеличение твёрдости при уменьшении нагрузки в диапазоне микротвёрдости (табл. 1).

Зависимости величины диагоналей от испытательного усилия: $d=f(P)$ и $D=f(P)$ для всех материалов принципиально одинаковы: $d=A_d P^{(0,5+x)}$ [мкм] (2); $D=A_D P^{0,5}$ [мкм] (3) (табл. 2) (аналоги этих зависимостей приводятся в работе [2]). Эти зависимости были получены на основании экспериментальных данных для A_d и расчетных для A_D , приведенных в табл. 1.

A_D и A_d – константы материалов, зависящие от макротвёрдости. Эта зависимость для A_D прямо вытекает из формулы (1). Взаимосвязь A_d , установленная в настоящей работе, (параметра восстановленного отпечатка) наблюдается не только с микротвёрдостью (что очевидно и соответствует формуле $HV = 1,854 \frac{P}{d^2}$), но и макротвёрдостью является *первым положением разработанной методики*, определяющим связь между макро- и микротвёрдостью.

Зависимости A_D и A_d от макротвёрдости гиперболические (рис.1):

$$A_D = 43,05 (HV_{\text{макро}})^{-0,497} \quad (4); \quad A_d = 34,337 (HV_{\text{макро}})^{-0,497} \quad (5).$$

Зависимость для A_D расчетная, т.е. коэффициент достоверности аппроксимации $R^2=1$. Зависимость для A_d экспериментальная, она получена обобщением данных табл.2, коэффициент $R^2=0,9787$.

Второе положение методики основывается на установленной в настоящей работе линейной зависимости показателя степени «х» от относительной разности A_D и A_d : $x = 0,2175 \frac{|A_D - A_d|}{A_D} - 0,006$ (6).

Таблица 1.

Твёрдость исследуемых материалов и диагонали восстановленного d и невосстановленного D отпечатков в зависимости от испытательной нагрузки P (выделены значения макротвёрдости).

P, гс	$HV_{\text{микро}}$, диагонали d и D , мкм														
	Cu			Fe			P18 отожж.		P18 зак.+отп.			BK6			
	$HV_{\text{микро}}=93$	d	D	$HV_{\text{микро}}=86$	d	D	HV	D	$HV_{\text{микро}}=785$	d	D	$HV_{\text{микро}}=1490$	d	D	
2000	93	199,5	199,4	86	207,6	207,3	—	—	—	—	—	—	—	—	
1000	93	141,2	141,0	86	144,8	144,7	234	89,0	88,6	741	50,0	49,8	1514	35,3	49,5
500	94	99,5	99,7	86	103,6	103,7	238	62,4	62,7	753	35,1	35,2	1485	25,1	25,9
200	96	62,1	63,1	87	65,4	65,6	249	38,6	38,9	795	21,6	22,3	1469	15,2	15,8
100	100	43,1	44,6	104	42,3	46,4	256	26,9	28,0	805	15,2	15,8	1594	10,6	11,2
50	102	30,2	31,5	106	29,5	32,8	262	18,8	19,8	827	10,6	11,1	1651	7,3	7,9
25	104	21,1	22,3	122	19,5	23,2	288	12,7	14,0	890	7,2	7,9	1754	5,0	5,6
10	103	13,4	14,1	139	11,9	14,7	316	7,7	8,9	927	4,5	5,0	—	—	—

Таблица 2.

Зависимости величин диагоналей восстановленного и невосстановленного отпечатков от испытательной нагрузки и граница микро- и макро диапазонов.

Материал	Диагональ	$d=f(P)$ и $D=f(P)$	Достоверность аппроксимации R^2	Граница диапазонов микро- и макротвёрдости, $P_{\text{микро}}=P_{\text{макро}}$, Гс
Cu	d	$4,068 P^{0,5139}$	0,9999	660
	D	$4,459 P^{0,5}$	1	
Fe	d	$3,295 P^{0,558}$	0,9993	370
	D	$4,636 P^{0,5}$	1	
P18 отожж.	d	$2,268 P^{0,535}$	0,9997	354
	D	$2,803 P^{0,5}$	1	
P18 зак.+отп.	d	$1,334 P^{0,527}$	0,9999	512
	D	$1,575 P^{0,5}$	1	
BK6	d	$0,875 P^{0,540}$	0,9999	380
	D	$1,116 P^{0,5}$	1	

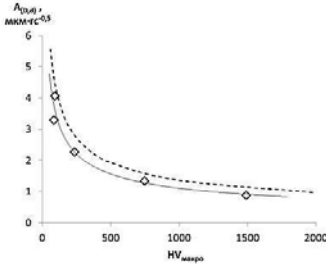


Рис.1. Зависимость параметров (P) для невосстановленного (AD – сплошная линия) и восстановленного (Ad – пунктир) отпечатков от макротвёрдости материала.

Используя полученные зависимости возможно решение следующих задач.

1. Установление границы между диапазонами микро и макротвёрдости. Микро- и макротвёрдость совпадают при равенстве усилий и величин диагоналей восстановленного и невосстановленного отпечатков, т.е. $d=f_d(P)=f_D(P)=D$, (например, для меди значение P находили из условия: $4,068 F^{0,5139}=4,459 F^{0,5}$ — см. табл. 2).

2. Определение значений макротвёрдости при разных нагрузках по величине макротвёрдости. Для этого необходимо вычислить значения:

$A_D = 43,05 HV_{\text{макро}}^{-0,5}$; $A_d = 34,337 HV_{\text{макро}}^{-0,497} \frac{\text{мкм}}{\sqrt{\text{гс}}}$; x по формуле (6); диагональ восстановленного отпечатка $d=A_d P^{(0,5+x)}$, и затем твёрдость по Виккерсу.

Проверку выполнили сравнением величин вычисленных по разработанной методике диагоналей восстановленных отпечатков и данных ряда работ для разных материалов GaSb, Ge, Si, WC [1, 3, 4]; разница, не превышала 10%. Покажем это для кремния (макротвёрдость $1000 HV$ [1]):

$A_D=43,05 \cdot 1000^{-0,5}=1,36$; $A_d=34,337 \cdot 1000^{-0,497}=1,085$; $x=0,2175 \cdot 0,2-0,006=0,053$. Для усилий 20, 30, и 50 гс значения диагоналей [мкм] составили, соответственно (в скобках литературные данные): 5,4 (4,9); 6,8 (6,5); 8,9 (8,9). Различия значений (%), соответственно 10,2; 4,6; 0.

3. Определение макротвёрдости материалов пленок (несколько мкм). Для этого необходимо, иметь, по крайней мере, два значения макротвёрдости, полученные при разных испытательных усилиях.

Пусть при усилиях P_1 и P_2 получим отпечатки d_1 и d_2 . При этом:

$d_1 = A_d P_1^{(0,5+x)}$; $d_2 = A_d P_2^{(0,5+x)}$. После почленного деления: $d_1/d_2 = (P_1/P_2)^{(0,5+x)}$, зная значения d_1 , d_2 (измеренные диагонали отпечатков) и P_1 , P_2 – испытательные усилия, находим значения x , затем значение A_d и по формуле (5) значение макротвёрдости. Расхождение в значениях макротвёрдости хрома, определенных по разработанной методике – 123HV и данным [1] – 115HV составило 6,5%.

Литература

1. Григорович В.К. Твёрдостьмикротвёрдостьметаллов. М.: Наука. 1976. – 230с.
2. Gerberich W.W. Interpretations of Indentation Size Effects / W.W. Gerberich, N.I. Tymiak, J.C. Grunlan, M.F. Horste-meyer, M.I. Baskes // Journal of Applied Mechanics. Vol.69. 2002. – P.433-442.
3. Г.В. Самсонов. Тугоплавкие соединения. / Справочник по свойствам и применению. М.: Изд. Черной и цветной металлургии. 1963. – 398с.
4. Р. Киффер, П. Шварцкопф. Твёрдые сплавы. М.: Изд. Черной и цветной металлургии. 1957. – 664с.

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ОТЖИГОВ СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹Россия, г. Томск, НИ ТГУ

²Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

e-mail: s.a.akkuzin@gmail.com

В настоящей работе изучены особенности влияния высокотемпературных кратковременных отжигов на микроструктуру и механические свойства стабильной аустенитной стали после холодной деформации. Показано, что длительность и количество отжигов существенно влияет на развитие процессов рекристаллизации и возврата в микродвойниковой структуре.

Электронно-микроскопические исследования проводились на просвечивающем электронном микроскопе Philips CM-12. Механические испытания методом активного растяжения осуществляли на универсальной вакуумной испытательной машине типа Поляни при $T = 20$ °С с использованием образцов в форме двойных лопаток с размерами рабочей части $13 \times 2 \times 1$ мм.

Исследуемым материалом являлась стабильная аустенитная сталь 02X17H14M3 (Fe–16.8Cr–14.1Ni–0.59Si–2.7Mo–1.7Mn–0.013C, вес. %). Исходное состояние было получено закалкой при $T = 1100$ °С, 1 час. Сталь в этом состоянии имеет полностью аустенитную структуру; средний размер зерен аустенита ~ 40 мкм. Исходный размер образцов ~ $30 \times 20 \times 11$ мм. Пластическую деформацию осуществляли прокаткой при $T = 20$ °С с общей степенью деформации $\epsilon \approx 75$ %. Последующие отжиги проводили при $T = 850$ °С 4 цикла длительностью 70 и 150 с.

После холодной деформации наблюдается аустенитная структура с высокой плотностью микро- и нанодвойников, залегающих в нескольких плоскостях двойникования. Указанное структурное состояние обеспечивает повышение предела текучести стали до ≈ 1115 МПа, при относительном удлинении $\approx 4.9 - 5.4$ %. Последующий отжиг при температуре $T = 850$ °С, 4 – 6 цикла, 70 с не приводит к существенным изменениям структуры – сохраняются микро- и нанодвойники деформации, снижается незначительно их плотность. предел текучести $\approx 1045 - 1105$ МПа, при относительном удлинении $\approx 4.3 - 6.5$ %.

Повышение длительности отжига до 150 спи этой же температуре приводит к развитию процессов возврата и рекристаллизации в микродвойниковой структуре. Вследствие коротких времен отжига рекристаллизация во многих зернах не завершается. Наблюдаются равноосные зерна аустенита (до 1 мкм), содержащие внутри множество дислокаций и фрагментов микро- и нанодвойников. Между рекристаллизованными зёрнами обнаружены малоугловые и высокоугловые разориентировки. Размеры отдельных рекристаллизованных зерен могут достигать до ≈ 2 мкм. При этом предел текучести стали снижается до $\approx 643 - 743$ МПа, а предел прочности – до $\approx 868 - 944$ МПа. В результате развития процессов рекристаллизации и возврата в микроструктуре стали существенно увеличивается относительное удлинение до $\approx 20.6 - 28$ %.

Таким образом, в результате кратковременных отжигов (длительностью 150 с) при температуре $T = 850$ °С, 4 цикла происходит частичная рекристаллизация микродвойников с образованием равноосных зерен аустенита до ≈ 2 мкм. Полученные структурные состояния, сочетающие высокую плотность микро- и нанодвойников деформации с равноосными рекристаллизованными аустенитными зёрнами обеспечивают достаточно высокий уровень прочности при сохранении хороших значений пластичности.

ПРОЧНОСТЬ КОНТАКТНОГО СЛОЯ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА В УСЛОВИЯХ СУХОГО ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ ПО СТАЛИ

Алеутдинова М.И., Фадин В.В.
Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН
e-mail: aleut@ispms.ru

Релаксация напряжений в материале поверхностного слоя при скольжении с плотностью электрического тока более 100 А/см² приводит к образованию трибослоя. Его толщина показывает примерную глубину проникновения пластической деформации и зависит от параметров первичной структуры (химического состава, теплопроводности и т.п.). Быстрая релаксация напряжений вследствие лёгкости пластической деформации приводит к образованию тонкого трибослоя с высокой электропроводностью и износостойкостью. Эта зависимость была определена на металлических композитах и сталях. Можно предположить, что она будет выполняться при скольжении простых нелегированных цветных металлов с ГЦК решеткой (например, медь и никель), имеющих высокую пластичность, теплопроводность и электропроводность. Характеристики контакта и параметры трибослоя пластичных металлов представляется целесообразным качественно сравнить с такими же параметрами менее пластичных цветных металлов (например, титан и никелид титана).

Целью настоящей работы является изучение взаимосвязи характеристик контакта и параметров трибослоя цветных металлов под воздействием электрического тока контактной плотностью более 100 А/см² при сухом скольжении.

Модельными материалами служили медь, никель, титан и никелид титана. Скользящий токосъём осуществлён без смазки по стандартной схеме сопряжения «палец-диск» при переменном токе, контактном давлении $p=0,13$ МПа, скорости скольжения $v=5$ м/с на машине трения СМТ-1. Контртелом служила сталь 45 (50 HRC). Свойства металлов и параметры решетки фаз присутствующие в трибослое приведены в таблице. Контактная плотность тока была определена как $j=i/A_a$, где i -ток, проходящий через номинальную площадь трибоконтакта $A_a=10$ мм². Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h=h/L$, где h - изменение высоты образца на пути скольжения L .

Таблица Свойства металлов и параметры решетки фаз присутствующие в трибослое

Металл/свойство	HB, МПа	ρ , мкОм·м	λ , Вт/м·К	a_{FeFe} , нм	a_{FeNi} , нм	a_{FeO_2} , нм
Медь (99,9% Cu)	1100	0,018	400	0,3616	0,2876	0,4306
Никель (99,5% Ni)	1700	0,073	70	0,3524 ($a_{Fe-Ni}=0,3563-0,3600$)	0,2888	0,4301
Титан (99,5% Ti)	2910	0,55	15	$a_T=0,2948$ нм, $c_T=0,4689$ нм	0,2868	-
NiTi		1,2	<7	-	-	-

Максимальная удельная поверхностная электропроводность $r_s^{-1} = j/U$ меди и никеля примерно одинаковы (315 и 290 См/см²), но катастрофическое изнашивание никеля начинается при трении с более низкой плотностью тока j (≈ 250 А/см²). Никель имеет более высокую интенсивность изнашивания. Титан формирует контакт с электропроводностью менее 200 См/см², и износостойкостью меньше, чем у меди и никеля, но катастрофическое изнашивание начинается при более высокой j (≈ 400 А/см²). Никелид титана проявляет низкую электропроводность r_s^{-1} (менее 150 См/см²) контакта и самую высокую интенсивность изнашивания. Эти различия характеристик контакта обусловлены, в первую очередь, различием структурных состояний поверхностного слоя и его пластичностью.

Толщина трибослоя меди, никеля и титана различна в разных секторах, но не превышает 20 мкм. На поверхностях трения меди и никеля присутствуют явные признаки жидкой фазы, образующейся при трении в присутствии электрического тока. На поверхности скольжения титана признаки жидкой фазы наблюдаются только в ограниченных областях. Для никелида титана характерно образование фрагментарного слоя толщиной до 30 мкм и хрупкое разрушение поверхности. Состав фаз присутствующих в трибослое приведен в таблице.

Нагружение цветных нелегированных металлов сухим трением скольжения с высокой контактной плотностью тока приводит к образованию трибослоя различной толщины. Материалы показывают высокие характеристики контакта, если напряжения релаксируются по механизму вязкой жидкости. Усложнение состава и уменьшение пластичности материала (Ti, NiTi) затрудняет релаксацию напряжений по такому механизму и способствует более интенсивному разрушению поверхности.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственной академии наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СПЕЧЁННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОДШИПНИКОВОЙ СТАЛИ ПРИ ГРАНИЧНОМ ТРЕНИИ С ТОКОСЪЁМОМ ПО МЕДИ

Алеутдинова М.И., Фадин В.В., Алеутдинов К.А.

Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН, Россия, г. Томск, НИ ТПУ

e-mail: aleut@ispms.ru

Создание композитов для трения с токосъёмом, отличающихся износостойкостью и более низкой стоимостью по сравнению с используемыми в настоящее время материалами является актуальной задачей и представляет научный интерес. Снижение стоимости предполагается как за счет использования в составе материала восстановленной из шламовых отходов подшипниковой стали, так и за счет удешевления технологии изготовления путем спекания в воздушной среде.

Токосъёмные материалы для узлов электротранспорта часто работают в паре с медным проводом. Поэтому материал для контакта должен быть совместим с медным контртелом, обладать достаточной проводимостью и износостойкостью, но при этом не разрушать контртело. Для этой цели в качестве модельных материалов были изготовлены спеченные пористые композиты из переработанной подшипниковой стали и меди.

Цель настоящей работы оценить способность спечённых композитов на основе переработанной стали ШХ15 проявить износостойкость при граничном трении по медному контртелу под воздействием электрического тока с контактной плотностью более 100 А/см².

Порошковые смеси составов сталь-медь были прессованы при давлении 550 МПа, погружены в порошок керамики Al₂O₃ и графита и спечены в электрической печи при температуре 960°C в течение 3 часов. Металлографическое изучение сечения поверхностного слоя проведено на оптическом микроскопе Альтами МЕТ 1С. Свойства (твердость *HV* по Бринеллю, предел прочности при изгибе σ , удельное электросопротивление ρ , пористость *P*) спечённых композитов определены по стандартным методикам и представлены в таблице. Скользящий токосъём осуществлён по стандартной схеме сопряжения «pin-on-ring» при переменном токе, контактном давлении $p=0,09$ МПа, скорости скольжения $v=5$ м/с по медному контртелу на машине трения СМТ-1. Образцы были закреплены в держателе совместно со свинцовой пластиной толщиной 1,5 мм для введения свинца в контактное пространство. Композиты были пропитаны индустриальным маслом при комнатной температуре. Медь марки М1 (99,9 %Cu) служила контртелом. Дистанция скольжения составляла 9 км при каждой плотности тока. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h=h/L$, где h – изменение высоты образца на дистанции скольжения L . Контактная плотность тока определена как $j=i/A_a$, где i – ток, протекающий через номинальную площадь контакта A_a .

Таблица. Некоторые свойства композитов составов ШХ15-Cu и характеристики их скользящего электроконтакта (с пропиткой маслом, трение с свинцовой пластиной)

Свойства/состав, об. %	<i>HV</i> , МПа	σ , МПа	ρ , 10 ⁻⁶ Ом·м	<i>P</i> , %	r_p^2 , См/см ²	j , А/см ²	I_h , мкм/км
1. ШХ15	246	4	91	36	620	270	30
2. ШХ15 -15%Cu	309	18	4,3	62	980	270	≈ 0
3. ШХ15-30%Cu	451	20	2,5	52	1000	300	≈ 0
4. ШХ15 -45%Cu	1185	24	1,3	59	300	170	45

Композиты, содержащие медь, имели более высокие механические и электрические свойства по сравнению с материалом из переработанного порошка. Композиты состава 1 и 2 имели высокий уровень перколяции пор, хорошо пропитывались маслом. Увеличение концентрации меди приводило к повышению концентрации изолированных пор, что затрудняло проникновение масла в композит. Композиты 2 и 3 проявили квазиулевого износ в течение 1 часа при $j>200$ А/см². Композит 4 имел низкие характеристики контакта и начинал катастрофически разрушаться при плотности свыше 100 А/см² из-за недостаточной пропитки и нестабильного электрического контакта.

В заключение можно отметить, что переработанная сталь ШХ15 может служить основой токосъёмных материалов, способных осуществить износостойкий скользящий электроконтакт с плотностью тока более 200 А/см² в режиме самосмазывания. Электропроводность и износостойкость контакта увеличиваются при увеличении концентрации меди до 30% в условиях граничного трения. Поверхностный слой может находиться под постоянной токовой нагрузкой при контактной плотности тока 150-250 А/см² в режиме длительного граничного трения и при ничтожно малой интенсивности изнашивания.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-48-700434).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ 12%-НОЙ ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181

Алмаева К.В.^{1,2}, Полежаина Н.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}
 Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³
¹Россия, г. Томск, НИ ТГУ, ²Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН
³Россия, г. Москва, АО «ВНИИИМ им. академика А.А. Бочвара»
 e-mail: kseni_ya_almaeva@mail.ru

Ферритно-мартенситные стали являются перспективными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных и термоядерных реакторов нового поколения. Условия эксплуатации таких реакторов требуют повышения уровня длительной высокотемпературной прочности используемых сталей. Исходя из этого, необходимо детально исследовать термическую стабильность микроструктуры и механических свойств указанных сталей в интервале температур 700-800 °С, близких к предполагаемым рабочим температурам 650-700 °С.

В настоящей работе представлены результаты исследования термической стабильности микроструктуры и высокотемпературных механических свойств 12%-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-EK-181, Fe-12Cr-2W-V-B-0.16C). Для сталей такого класса используют традиционную термическую обработку, которая включает нормализацию от T=1100 °С с выдержкой 1 час и отпуск при T=720 °С, выдержка 3 часа. С целью изучения термической стабильности были проведены отжиги в интервале температур T=700-800 °С длительностью 1 час.

Механические испытания на растяжение в температурном интервале 700-800 °С показали, что с увеличением температуры испытания пределы текучести и прочности уменьшаются, а относительное удлинение возрастает. Так при T = 700 °С предел текучести составляет 225 МПа, предел прочности - 244 МПа, относительное удлинение – 11,2 %, а при 800 °С предел текучести составляет 98-113 МПа, предел прочности достигает 130-141 МПа (таблица 1).

Таблица 1 – Механические свойства

Температура испытаний	Режим обработки				
	ТТО			ТТО+отпуск	
	$\sigma_{0.1}$, МПа	σ_m , МПа	δ , %	$\sigma_{0.1}$, МПа	δ , %
T=700 °С	225	244	11,2	235-236	18,4-32,5
T=720 °С	211	228	28,4	167-178	29,2-31
T=750 °С	153	189	28,5	128-144	28,3-44,2
T=800 °С	98-113	130-141	35-53	69-78	108-113

Исследование механических свойств после отжига показало, что при T = 700 °С прочностные свойства сохраняют достаточно высокие значения, предел текучести 235-236 МПа, предел прочности 280-303 МПа. При более высоких температурах отжига 720-800 °С наблюдается интенсивное падение прочности (таблица 1).

Электронно-микроскопическое исследование показало, что после ТТО (без дополнительного отжига) сталь имеет ферритно-мартенситную структуру, представленную отпущенным пакетным мартенситом и ферритными зернами. В этой структуре наблюдаются наноразмерные частицы карбонитрида ванадия V(C, N) и грубодисперсные карбиды M₂₃C₆. Карбиды M₂₃C₆ размерами до 100 нм преимущественно выделяются на границах зерен и мартенситных ламелей [1].

Дополнительный отжиг после ТТО при температуре 800 °С 1 час приводит к следующим изменениям дефектной структуры:

- «рассыпанию» малоугловых границ с последующей трансформацией отпущенного мартенсита в ферритную структуру и увеличением размеров ферритных зерен
- интенсивному образованию грубодисперсных частиц карбидов M₂₃C₆ и увеличению их средних размеров до ~150 нм, при этом размеры отдельных частиц могут достигать 250 нм и более.

На основе структурных исследований значительное снижение прочностных свойств стали после отжигов в интервале температур 720-800 °С обусловлено структурной трансформацией отпущенного мартенсита в ферритную структуру и интенсивным выделением грубодисперсных карбидов M₂₃C₆.

Литература

1. Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Астафурова Е.Г., Шевяко Н.А., Литовченко И.Ю. Особенности микроструктуры ферритно-мартенситной (12% Cr) стали ЭК-181 после термообработок по разным режимам // ЖТФ. 2012. Т. 82. Вып. 1. С. 52–58.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ИЗНАШИВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО СПЛАВА 10X4Н76МЗВ3Ю1ПЦ

Артемьев А.А., Зорин И.В., Соколов Г.Н., Елсуков С.К.
Россия, г. Волгоград, ВолгГТУ, e-mail: artspace5@yandex.ru

Наплавленные электродуговым и электрошлаковым способами сплавы на основе легированного алюминид никеля, упрочненные микро- и ультрадисперсными частицами тугоплавких соединений (WC , ZrB_2 и др.), обладают повышенной жаропрочностью и стойкостью к пластической деформации при высоких (до 1250 °С) температурах. Вместе с тем стойкость таких сплавов в условиях высокотемпературного газоабразивного изнашивания изучена недостаточно.

Целью работы является исследование процесса газоабразивного изнашивания при температуре 1000 °С наплавленного электродуговым способом сплава 10X4Н76МЗВ3Ю1ПЦ, легированного частицами ZrB_2 . Для этого была разработана оригинальная лабораторная установка, обеспечивающая проведение экспресс-испытаний наплавленных сплавов на стойкость к газоабразивному изнашиванию при нормальной и повышенных температурах. Вырезанный из наплавленного металла образец нагревали проходящим через него током, а газоабразивный поток, содержащий частицы кварцевого песка со средним размером 400 мкм, подогревали струей аргоно-азотной плазмы. Угол соударения газоабразивного потока с образцом составлял 30°. Изношенную поверхность металла исследовали с использованием электронно-ионного микроскопа.

Установлено, что в результате многократного ударного воздействия высокоскоростных абразивных частиц поверхность образца приобретает волнообразный профиль с размерами «волн» 30-80 мкм. Исследование полученных методом ионного травления сечений поверхностных слоев образца показало, что воздействие абразива сопровождается процессами пластической деформации металла с образованием стружки. Причем интенсивная деформация, имеющая преимущественно внутрикристаллитный характер, локализуется в тонких поверхностных слоях металла толщиной до 2,5 мкм и идентифицируется по появлению деформационных полос сброса, свидетельствующих о повороте и разориентировке микрообъемов кристалла. Очевидно, при малых углах атаки образца абразивными частицами лишь незначительная часть их кинетической энергии расходуется на пластическую деформацию металла, а большая – сохраняется после рикошета от поверхности образца.

Установлено, что деформированная поверхность образца покрыта оксидным слоем с высокой неоднородностью по структуре и химическому составу. Этот слой состоит из трех прослоек толщиной от 500 нм до 2 мкм с преобладанием различных оксидов: алюминия, железа, никеля и хрома. Наличие в поверхностных слоях образца значительного количества оксидов железа обусловлено легированием наплавленного металла около 10 масс.% железа, перешедшего в сварочную ванну из стальной основы. В процессе газоабразивного изнашивания оксидные слои, растрескиваются, фрагментируются и отделяются от поверхности металла с формированием «чешуек», что обуславливает потерю массы образца. Таким образом, износ наплавленного металла 10X4Н76МЗВ3Ю1ПЦ при температуре 1000°С носит окислительно-абразивный характер.

Легирование наплавленного металла частицами ZrB_2 , введенными в сварочную ванну в составе электродной порошковой проволоки в количестве 1,5 масс.%, способствует повышению его сопротивления газоабразивному изнашиванию. Цирконий, образовавшийся вследствие диссоциации частиц ZrB_2 , частично легирует твердый раствор, повышая его высокотемпературную прочность, а также, наряду с W и Mo, участвует в формировании субмикро- и наноразмерных интерметаллидных фаз, армирующих твердый раствор. При этом бор равномерно распределяется по структуре металла без образования легкоплавких боридных эвтектик по границам зерен, что предотвращает их разупрочнение в процессе высокотемпературных нагревов.

Выявленные особенности газоабразивного изнашивания сплава позволяют утверждать, что важную роль в его сопротивлении сдвиговой деформации при внедрении в поверхность абразивных частиц играет твердорастворный и интерметаллидный механизмы упрочнения. С целью повышения износостойкости сплавов данного типа необходимо стремиться к увеличению в его структуре доли наноразмерных интерметаллидных фаз, равномерно распределенных по объему кристаллитов и упрочняющих их. С целью снижения доли окислительной составляющей в износ металла необходимо минимизировать его легирование железом в процессе электродуговой наплавки. Термо- и износостойкие сплавы на основе легированного алюминид никеля пригодны для применения для упрочнения деталей энергетических газотурбинных установок и газоперекачивающих агрегатов.

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЬЮТЕРНОЙ ТОМОГРАФИИ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ МИКРОСТРУКТУРЫ И УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ТЕХНИКИ

Бакулин В.Н.¹, Бакулин Д.В.², Артемьев А.В.², Марков В.Г.³, Неутов И.Д.¹, Репинский В.В.⁴, Резниченко В.И.²

¹Россия, г. Москва, ИПРИМ РАН, ²Россия, г. Москва, МАИ,

³Россия, г. Москва, ЦАГИ, ⁴Россия, г. Москва, ЦНИИССМ

e-mail: vbak@yandex.ru

Своевременное выявление внутренних дефектов материалов, в том числе в композиционных материалах (КМ), а также в элементах конструкций позволяет оптимизировать параметры технологического процесса изготовления, контролировать состояние эксплуатируемых изделий, оценивать изменение физических свойств материалов, разрабатывать комплекс ремонтных мероприятий для элементов конструкций [1-7].

Появление высокоточных методов неразрушающего контроля (НК), в частности, компьютерной рентгеновской томографии (КРТ), открыло широкие возможности для повышения качества диагностики структуры материалов и элементов конструкций различной в том числе аэрокосмической техники.

Применение компьютерной рентгеновской томографии для диагностики, изучения внутренней структуры и усталостного разрушения на примере образцов композиционных материалов и элементов аэрокосмической техники рассматривается в данной работе.

Литература

1. Бакулин В.Н., Рассоха А.А. Метод конечных элементов и голографическая интерферометрия в механике композитов. М.: Машин-е, 1987. - 312с.

2. Bakulin V.N., Kaverov A.T., Kazakov M.E. and oth. Fibre Science and Technology. Editor: V.I.Kostikov. Soviet Advanced Composites Technology Series. Series editors: J.N.Fridlyander, Academician of Russian Academy of Sciences, Russia, I.H. Marshall, University of Paisley, Paisley, UK, London, Chapman & Hall, 1995, 694p.

3. Bakulin V.N., Larin A.A., Reznichenko V.I. Improving the Quality of Manufacture of Polymer-Composite Products Using Computed Tomography as a Nondestructive-Testing Method//J. of Engineering Physics and Thermophysics. 2015.v. 88. № 2. 556-560.

4. Ларин А.А., Бакулин В.Н., Резниченко В.И. Повышение точности определения физико-механических характеристик полимерных композиционных материалов за счет применения компьютерной рентгеновской томографии. XI Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики: сборник трудов (Казань, 20 - 24 августа 2015 г.). Казань: Издательство Казанского (Приволжского) федерального университета, 2015. С. 2247 - 2248.

5. Бакулин В.Н., Ларин А.А., Резниченко В.И. Повышение точности значений физико-механических характеристик образцов полимерных композиционных материалов за счет применения компьютерной рентгеновской томографии // Материалы XIX Международной конференции по вычислительной механике и современным прикладным программным системам, 22-31 мая 2015 г., Алушта. М.: Изд-во МАИ, 2015 С.576-578

6. Васильев С.Л., Артемьев А.В., Бакулин В.Н., Юргенсон С.А. Контроль образцов методом вычислительной рентгеновской томографии под нагрузкой. Дефектоскопия. 2016, №5, с.52-61

7. Bakulin V.N., Larin A.A., Reznichenko V.I. USING X-RAY COMPUTED TOMOGRAPHY AS A METHOD OF NONDESTRUCTIVE TESTING OF COMPOSITE MATERIALS. XXVII INTERNATIONAL CONFERENCE ?MATHEMATICAL AND COMPUTER SIMULATION IN MECHANICS OF SOLIDS AND STRUCTURES - MCM 2017. FUNDAMENTALS OF STATIC AND DYNAMIC FRACTURE. BOOK OF ABSTRACTS. SEPTEMBER 25-27, 2017. ST. PETERSBURG, RUSSIA, 2017, P. 106-107

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проекты 17-08-01400-а, 18-08-01512-а

АЗОТИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ 45, 40X И 14X17H2 С ПОМОЩЬЮ ДВИЖУЩЕЙСЯ ПЛАЗМЕННОЙ ДУГИ

Батрак В.В., Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М.

Беларусь, г. Брест, УО "БрГТУ"

E-mail: vai_mrtm@ut.by

Для повышения надежности и долговечности деталей, экономии энергетических ресурсов используются различные способы упрочнения металлоизделий [1–3]. Для разработки высокоэффективного способа поверхностного плазменного азотирования (ППА) стальных изделий при помощи движущейся плазменной дуги создана экспериментальная установка, определено влияние параметров плазменной дуги на поверхностный слой образцов и 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.

Плазменная установка состоит из плазмотрона постоянного тока, силового источника питания дуги, устройства ВЧ-поджига дуги, системы газоснабжения плазмотрона аргоном и азотом, системы водоохлаждения плазмотрона. Для перемещения плазмотрона с заданной скоростью реализовано устройство для плоскопараллельного движения упрочняемой детали относительно плазмотрона. Силовой источник обеспечивает горение дуги при мощностях до 1,2 кВт и токах дуги до 30 А.

С целью отработки методики процесса ППА в качестве материала для образцов выбраны стали 45, 40X и 14X17H2. Для исследования свойств упрочненного поверхностного слоя применялись металлографический, фазовый, рентгеноструктурный анализы.

Термообработку образцов плазменной струей выполняли, изменяя ток дуги I плазмотрона в диапазоне от 7 до 30 А, при напряжении дуги до $U = 34$ В, скорости перемещения источника 11 мм/с и расходе плазмообразующего газа $Q = 1,2\text{--}3,6$ л/мин.

Проведенный металлографический анализ микроструктуры упрочненных образцов показал существенные изменения в структуре материала. В зоне воздействия плазменной струи четко выделяется три резко отличающихся слоя. Во внутренней зоне, плавно переходящей в исходный металл наблюдается преимущественная ориентировка зерен (текстура), которая возникает вследствие пластической деформации и аналогичной структуре ядра материала. Граница этой зоны соответствует глубине теплового влияния плазменной струи. Вторая зона состоит из равноосных зерен рекристаллизованного материала. Этот слой был подвержен расплавлению и при такой температуре произошел процесс перекристаллизации.

Поверхностный слой обработанной стали содержит дендритную структуру, возникающую в процессе перекристаллизации материала. На микрофотографиях хорошо видна зона столбчатых кристаллов, ориентированных в направлении источника тепла. Увеличение тока ведет к значительному расширению зоны теплового воздействия плазменной дуги.

При поверхностном плазменном азотировании, например, стали 14X17H2, глубина упрочненного слоя достигает 0,7 мм, а значения микротвердости почти в 2 раза выше значений микротвердости материала в исходном состоянии.

Проведен анализ микротвердости сталей при различных расходах защитного газа азота. Результаты исследований влияния величины расхода защитного газа на процесс поверхностного плазменного азотирования показывают, что изменение расхода азота в пределах $Q = 1,8\text{--}3,6$ л/мин, незначительно влияет на величину микротвердости и глубину упрочнения. Только при $Q = 1,2$ л/мин наблюдается резкое уменьшение области упрочнения.

Установлено, что значительное увеличение твердости материала является результатом объемного влияния образующих фаз и главной фазы Fe_3N при незначительном влиянии других фаз, а также образованием в поверхностном слое азотистого мартенсита.

Список литературы:

1. Райцес В.Б. Термическая обработка. – М.: Машиностроение, 1980. – 247 с.
2. Спиридонов Н.В., Кобяков О.С., Куприянов И.Л. Плазменные и лазерные методы упрочнения деталей машин. – Мн.: Высшая школа, 1988. – 155 с.
3. Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М. Поверхностная плазменная закалка деталей из нержавеющей стали движущейся плазменной дугой // Прикладные задачи математики и механики: материалы XVI междунар. научно-техн. конф., Севастополь, 15–19 сентября 2008 г. / Севастоп. нац. техн. ун-т. – Севастополь, 2008. – С. 158–163.

ТВЕРДОФАЗНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Fe-Ni-La ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ ФОТОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Бахтеева Н.Д.¹, Канькин С.В.², Тодорова Е.В.¹

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, e-mail: elena.panfilova10@yandex.ru

²Россия, г. Воронеж, ВГУ, e-mail: svkamykin@gmail.com

В сплавах на основе алюминия (85 ат. %), легированных переходными (Ni=5÷7 ат. %, Fe=4÷7 ат. %) и редкоземельными (La=3÷4 ат. %) элементами, изучены возможности получения структуры многофазных нанокомпозигов при импульсной фотонной обработке (ИФО) в условиях излучения газоразрядных ламп. Методами электронной микроскопии (ЭМ), рентгенофазового (РФА) и микрорентгеноспектрального (МРСА) анализов исследована структура сплавов в исходном состоянии и после ИФО с флюенсами 15÷25 Дж/см². По результатам измерения микротвердости оценены механические свойства лент сплавов при нагрузке 10 г.

Сплавы Al₈₅Ni₅Fe₇La₃ и Al₈₅Ni₇Fe₄La₄ в исходном состоянии имеют рентгеноаморфную структуру, для которой характерно несимметричное двойное гало. Исходная микротвердость сплавов Al₈₅Ni₅Fe₇La₃ и Al₈₅Ni₇Fe₄La₄ составляет 456 HV и 406 HV – соответственно.

В приповерхностном слое сплава Al₈₅Ni₅Fe₇La₃ после ИФО с дозой 15 Дж/см² формируется аморфно-нанокристаллическая структура в состав которой входят твердый раствор на основе алюминия в аморфном и кристаллическом состояниях и алюминиды Al₁₁La₃ и Al₉Fe_{2-x}Ni_x [1]. Кристаллизация полностью не завершается. При малых дозах облучения нанокристаллизация развивается с одной стороны ленты, обращенной к источнику энергии. Объемная доля кристаллических фаз уменьшается по мере увеличения расстояния от обработанной поверхности. Этот факт позволяет создавать нанокристаллические покрытия на поверхности аморфных лент, регулировать соотношение объемных долей кристаллической и аморфной составляющих.

После ИФО с флюенсом 20 Дж/см² электронно-микроскопически наблюдали сквозную многофазную кристаллизацию по всему сечению ленты. По данным рентгеноструктурного анализа наряду с кристаллическими фазами AlKp + Al₁₁La₃ + Al₉Fe_{2-x}Ni_x частично в структуре сохраняется аморфная матрица, о чем свидетельствует размытое гало, наблюдаемое на дифракционных картинах. Наличие нанокристаллических фаз оказывает значительное влияние на механические свойства полученных нанокомпозигов. После ИФО с флюенсами 15-20 Дж/см² микротвердость возрастает до значений 599 и 568 HV соответственно.

Существенно меняется структурное состояние сплава Al₈₅Ni₅Fe₇La₃ после ИФО с флюенсом 25 Дж/см². Резко вырастает средний размер зерна и меняется морфология фаз. На дифракционных картинах, как рентгеновских, так и электронно-микроскопических, присутствуют множественные максимумы интенсивности от кристаллического алюминия и интерметаллидов Al₁₁La₃ и Al₉Fe_{2-x}Ni_x. В сплаве в небольшом количестве сохраняется аморфная фаза. Заметное снижение микротвердости до значения 484HV обусловлено ростом зерен.

После ИФО аморфного сплава Al₈₅Ni₇Fe₄La₄ с флюенсом 25 Дж/см² на рентгеновских дифрактограммах также наблюдали дифракционные максимумы, обусловленные развитием многофазной кристаллизации в процессе обработки. Наряду с интенсивными максимумами (111) и (200) AlKp, есть пики, принадлежащие интерметаллидным фазам. На дифрактограммах, полученных методом РФА, гало, свидетельствующее о наличии аморфной составляющей, не сохраняется. После ИФО с флюенсом 25 Дж/см² в сплаве Al₈₅Ni₇Fe₄La₄ также развивается сквозная многофазная кристаллизация во всем объеме образца. Фазовый состав сплава включает кристаллический алюминий и интерметаллиды Al₉Fe_{2-x}Ni_x, Al₁₁La₃. Микротвердость такой структуры составляет 556 HV, что ощутимо выше микротвердости при тех же параметрах ИФО для сплава Al₈₅Ni₅Fe₇La₃.

Полученные результаты имеют значение при использовании высокопрочных алюминиевых сплавов в аморфном состоянии для получения аморфно-нанокристаллических многофазных композигов с высокими прочностными характеристиками в условиях ИФО.

Работа выполнялась по государственному заданию № 007-00129-18-00 (Программа 37П).

Литература

Vasil'ev A.L., Ivanova A.G., Bakhteeva N.D., Kolobylna N.N., Orekhov A.S., Presnyakov M.Yu., Todorova E.V. Microstructure of the Al-La-Ni-Fe System, Crystallography Reports, 2015, Vol. 60, No. 1, pp. 23–29.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННОГО КОМПЛЕКСА

Библик И.В.

Украина, г. Харьков, ИПМаш им. А.Н. Подгорного НАН Украины
e-mail: miles@ipmach.kharkov.ua

Цель настоящего исследования состояла в развитии метода компьютерного моделирования для разработки методики оценки влияния поверхностной обработки на характеристики усталости элементов конструкций, работающих при повышенных температурах, с учётом распределения остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое и их релаксации. Объектом исследования являлись рабочие лопатки первой ступени газотурбинного комплекса ГТК-10 [1]. В работе были использованы результаты сравнительных исследований исходных лопаток первой ступени турбины ГТК-10, изготовленных из сплава ЭИ893, и лопаток, восстановленных по ремонтным технологиям, использующим ультразвуковое упрочнение (УЗУ) и термопластическое упрочнение (ТПУ).

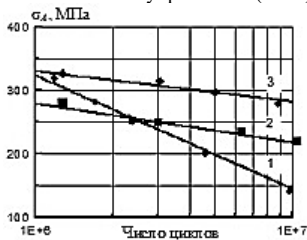


Рис. 1.

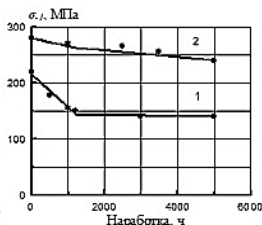


Рис. 2.

На рис. 1 проведено сравнение результатов испытаний лопаток на многоцикловую усталость (линии) с результатами компьютерного моделирования (точки): 1 – исходные лопатки, 2 – лопатки, восстановленные УЗУ, 3 – лопатки, восстановленные ТПУ. Видно, что зависимости практически совпадают. Пределы выносливости (σ_{-1}) на базе 10^7 циклов составляют: для исходных лопаток 143 МПа; для лопаток, восстановленных ТПУ, – 282 МПа; для лопаток, восстановленных УЗУ, – 219 МПа. Полученные результаты свидетельствуют о том, что параметры остаточных напряжений, сформированных поверхностным упрочнением, которые учитываются при компьютерном моделировании (характер эпюр, максимум и его расположение), оказывают существенное влияние на характеристики усталости: несмотря на одинаковый уровень остаточных напряжений, при УЗУ максимум располагается на глубине 50 мкм, а при ТПУ – на поверхности.

Условия эксплуатации лопаток, в первую очередь, появление деформаций ползучести, оказывают существенное влияние на состояние упрочненного слоя – приводят к релаксации остаточных напряжений. Для оценки изменения усталостной прочности лопаток после УЗУ и ТПУ в процессе их наработки были внесены изменения в компьютерные модели материала и разрушения в соответствии с кривыми релаксации остаточных напряжений [1]. На рис. 2 приведены зависимости σ_{-1} лопаток после УЗУ (1) и ТПУ (2) от наработки. Учитывая, что остаточные напряжения, сформированные УЗУ, в процессе эксплуатации релаксируют значительно интенсивнее, по сравнению с остаточными напряжениями, сформированными ТПУ, снижение предела выносливости после 5000 часов наработки в первом случае составило 80 МПа, а во втором – 40 МПа.

Сравнение результатов компьютерного моделирования с результатами [1] позволяет сделать вывод об адекватности разработанных компьютерных моделей, что подтверждает возможность использования разработанного подхода для оценки влияния упрочняющей обработки материалов на их усталостную прочность. Необходимым условием применения разработанного подхода является наличие зависимости остаточных напряжений сжатия от глубины поверхностного слоя.

Литература

Круцило В.Г. Эксплуатационные испытания турбинных лопаток, упрочненных термопластическим методом / В.Г. Круцило, Н.Б. Крогинов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2011. – №3(27). – С. 380-383.

ВЕРОЯТНОСТНАЯ ОЦЕНКА ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Библик И.В.

Украина, г. Харьков, ИПМаш им. А.Н. Подгорного НАН Украины
e-mail: miles@ipmach.kharkov.ua

В последние годы интенсивно развиваются вероятностные методы расчетов на прочность при напряжениях, переменных во времени. Эти методы основываются на вероятностной оценке рассеяния усталостных характеристик материала, определяемых путем испытания достаточно большой партии идентичных образцов или изделий на различных уровнях максимальных напряжений цикла. С переходом на вероятностную методику расчета циклической прочности появляется возможность определить среднее квадратическое отклонение предела выносливости и поверхностно упрочненных элементов конструкций. В прежних расчетах на циклическую прочность этот параметр практически не использовался. При вероятностном подходе он становится определяющим, ответственным за оценку прочностной надежности.

Цель настоящей работы состояла в разработке методологии вероятностной оценки предела выносливости на примере поверхностно упрочненных образцов сплава ВТ-20. Методология основана на компьютерном моделировании упрочняющей обработки материала с учётом распределения остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое и их релаксации.

На рис.1 показаны полученные распределения значений пределов выносливости (1 – исходные образцы, 2 – образцы после термопластического упрочнения). Видно, что поверхностное упрочнение снижает рассеяние сопротивления усталости исследованных образцов: среднее квадратическое отклонение пределов выносливости уменьшается, а циклическая прочность повышается. Предел выносливости на базе $5 \cdot 10^6$ циклов для образцов сплава ВТ20 после термопластического упрочнения находится в интервале 400-440 МПа и на 25 % превышает предел выносливости для неупрочненных образцов. Для статистической оценки предела выносливости упрочненных образцов с учетом релаксации остаточных напряжений использовались данные [1] для образцов сплава ВТ-20 после воздействия температуры 250 °С и циклической нагрузки 425 МПа в течение 60 ч. На рис. 2 проведено сравнение распределений пределов выносливости упрочненных образцов (1 – с учетом релаксации остаточных напряжений). Видно, что релаксация остаточных напряжений приводит к снижению значений предела выносливости образцов сплава ВТ20 до 370-410 МПа при практически одинаковом среднем квадратическом отклонении.

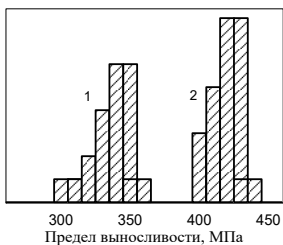


Рис. 1.

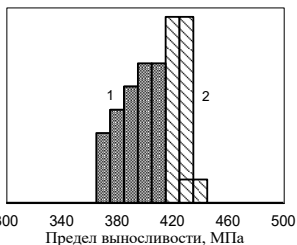


Рис. 2.

Разработанная методика может быть использована для вероятностной оценки предела выносливости поверхностно упрочненных материалов. Полученные результаты позволяют оценить диапазон возможных значений предела выносливости и, соответственно, определить верхнюю и нижнюю границу работоспособности поверхностно упрочненных элементов конструкций в условиях циклического нагружения.

Литература

Вишняков М.А. Применение термопластического упрочнения для повышения характеристик качества поверхности высоконагруженных деталей / М.А. Вишняков, Б.А. Кравченко // Инженерный журнал. – 2002. – № 12. – С. 15-18.

НАНЕСЕНИЕ ГИДРОКСИАПАТИТА НА МАТРИЦЫ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ И ПОРИСТОСТИ

Богданова Е.А., Скачков В.М., Широкова А.Г., Сабирзянов Н.А.
Россия, г. Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН
e-mail: chemi4@rambler.ru

В ИХТТ УрО РАН проведен цикл работ по созданию композиционных материалов [1, 2], где гидроксипатит (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%), нержавеющей сталь (пористость 90%), в качестве биоактивного покрытия коллоидная суспензия ГАП [3] и водная суспензия ультрадисперсного порошка ГАП, полученного осаждением из растворов [4].

При выборе метода нанесения ГАП авторы руководствовались исключением возможности снижения его активности, связанной с увеличением размера зерен и частичным разложением при термообработке выше 800°C, характерным для ГАП, полученным осаждением из растворов. Для нанесения покрытия применяли низкотемпературные методы: вакуумное импрегнирование; вакуумное импрегнирование с последующим центрифугированием; ультразвуковая обработка суспензией ГАП в ультразвуковой ванне; пропитка в суспензии ГАП без механического воздействия при комнатной температуре.

Изучено влияние различных факторов (материал и пористость матрицы, степень дисперсности ГАП, способ нанесения покрытия, термическая обработка) на особенности формирования поверхностного слоя [5, 6]. Изучены механические свойства ГАП-покрытий, полученных предлагаемыми авторами способами, в частности, адгезионная прочность покрытия, которая является одной из важных эксплуатационных характеристик, обеспечивающих продолжительное функционирование имплантата в организме [7]. Прочность сцепления ГАП-покрытия с матрицами различной природы и пористости оценивали методом центробежного отрыва.

Экспериментально установлено, что при формировании покрытий на металлических матрицах с пористостью ниже 50% предпочтительно наносить коллоидную суспензию ГАП методом ступенчатого вакуумного импрегнирования. Прочное равномерное покрытие на металлических матрицах с пористостью выше 50% образуется при ступенчатой ультразвуковой обработке в водной суспензии кристаллического ГАП. При нанесении покрытий на полимерные материалы, вследствие их малой прочности, предпочтительной является однократная пропитка в коллоидной суспензии ГАП без механического воздействия.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием и планами НИР ИХТТ УрО РАН (№ АААА-А16-116122810215-6).

Литература

1. Борисов С.В., Богданова Е.А., Григоров И.Г. и др. Патент РФ № 2541174. 2014.
2. Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М. и др. Патент РФ № 2599039. 2016.
3. Яценко С.П., Сабирзянов Н.А. Способ получения гидроксипатита. Патент РФ № 2104924, 1998.
4. Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г. Способ получения суспензии гидроксипатита. Патент РФ № 2406693, 2010.
5. Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М. и др. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2017. Т. 11(1). С. 55-61.
6. Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М., Григоров И.Г., Сабирзянов Н.А. Перспектива использования сканирующей электронной микроскопии для исследования биокomпозитов с металлическим или органическим скаффолдом // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвуз. сб. науч. тр. / под общей редакцией В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. Тверь: Твер. гос. ун-т, 2017. Вып. 9. С. 536-546.
7. Богданова Е.А., Скачков В.М., Широкова А.Г., Григоров И.Г., Сабирзянов Н.А. Влияние термического отжига на прочность биоактивного покрытия на пористом титане // Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов: межвуз. сб. науч. тр. / под общей редакцией В.М. Самсонова, Н.Ю. Сдобнякова. Тверь: Твер. гос. ун-т, 2016. Вып. 8. С. 64-68.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ВЕЛИЧИНУ УПРУГОГО ПОСЛЕДЕЙСТВИЯ МАТЕРИАЛА ДЛИННОМЕРНОЙ ПРЕССОВКИ, ВЫПОЛНЕННОЙ ИЗ ВОСКОБРАЗНОГО МАТЕРИАЛА

Богданова Н.А.

Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ИММ ДВО РАН

E-mail: joyful289@inbox.ru

Одним из распространенных методов получения отливок высокой точности является литье по выплавляемым моделям. В ряде случаев выплавляемые модели изготавливают путем холодного прессования порошковых воскообразных композиций. [1,2,3,4]. Однако при получении прессованной выплавляемой модели сложной конфигурации механические свойства материала могут быть неоднородными, что приводит к неравномерности распределения величины упругого отклика прессовки и изменению ее геометрических размеров на 0,7 – 1,2 % в продольном направлении и 0,4 – 0,5 % в поперечном[5]. На величину упругого отклика влияет ряд факторов, одним из которых является скорость деформирования порошкового тела[6]. Целью работы является экспериментальное исследование влияния скорости перемещения пресс-поршня на величину упругого последствия материала длинномерной заготовки полученной мундштучным выдавливанием.

В качестве уплотняемого порошкового тела использовали парафин марки Т1 (ГОСТ 23683-89. Парафины нефтяные твердые. Технические условия) фракции 0,63 мм. Диапазон изменения скоростей был выбран от 0,5 мм/с до 3 мм/с с итерацией 0,25 мм/с.

Процесс мундштучного выдавливания разделен на три стадии [7]: уплотнение материала внутри пресс-формы и заполнение канала мундштука, ламинарное и затем турбулентное истечение материала из мундштука. В ходе экспериментального исследования выявлено, что на первой стадии процесса при изменении скорости деформирования нагрузка, действующая на поршень возрастает. В точке перехода в режим ламинарного течения (начало процесса выдавливания пресс-изделия из мундштука) нагрузка достигает своего пикового значения и составляет: при скорости 0,5 мм/с значения 25кН, при скорости 3мм/с – 35 кН. Далее при изменении скорости различие в нагрузках не превышает 10%. При проведении исследования процесс осуществлялся не достигая стадии турбулентного течения.

При скорости деформирования 3 мм/с наблюдаются поверхностные усадочные дефекты, предположительно, связанные с локальным перегревом материала. Величина упругого отклика прессовки при такой скорости распределена неравномерно по длине пресс-изделия и достигает 1%. При скорости деформирования 0,5 мм/с величина упругого отклика не превышает 0,7%.

Таким образом, в ходе экспериментального исследования выявлено, что для минимизации упругого последствия материала длинномерной прессовки оптимальная скорость перемещения пресс-поршня должна варьироваться от 0,5 мм/с до 1,5 мм/с.

Работа выполнена в рамках государственного задания № 007-00285-18-00

Литература

1. Жилин С.Г. Управление структурой и свойствами пористых комбинированных удаляемых моделей: дис. канд. техн. наук: 05.16.04; защищена 16.05.2002 / Жилин Сергей Геннадьевич. – Комсомольск-на-Амуре, 2002. – 218 с. – Библиогр.: с. 13-24
2. Sapchenko I.G., Potianikhin D.A., Komarov O.N. / Mesomechanics of Technological Properties of Powdered Polymer Compacts in Lost Wax Casting // AIP Conference Proceedings, 2014. Vol. 1623, P. 543-546
3. Сапченко И.Г., Жилин С.Г., Комаров О.Н. Влияние пластичности полимерного порошкового материала при прессовании удаляемых моделей на формирование их напряженно-деформированного состояния // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. 2013. Т. 1. № 2 (14). С. 83-89.
4. Жилин С.Г., Комаров О.Н., Соснин А.А. Моделирование процессов обработки материалов давлением на основе оценки напряженно-деформированного состояния прессовок из полимерных модельных композиций с использованием метода конечных элементов // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2017. Т. 19. № 2. С. 48-66.
5. Жилин С.Г., Комаров О.Н., Соснин А.А., Потянихин Д.А. Особенности формирования пористой структуры прессовок из полимерного дисперсного материала // Ученые записки КнАГТУ, 2016, IV-(28), С. 26-33.
6. Жолобов В.В., Зверев Г.И. Прессование металлов.– М.: Metallurgizdat. 1959г. – 543с.
7. Перлин И.Л. Теория прессования металлов. – М.: Metallurgiya. 1964г. – 344с.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЗАКАЛКИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СТАЛИ 09Г2С

Борисова М.З.

Россия, г. Якутск, ИФТПС СО РАН

e-mail: bormaria@yandex.ru

В последние годы интенсивно разрабатываются технологии получения металлических материалов с субмикроструктурной (СМК) структурой, для получения которых используются методы интенсивной пластической деформации (ИПД). Одним из наиболее распространенных методов является равноканальное угловое прессование (РКУП). Материалы, полученные методами ИПД, обладают рядом уникальных свойств, формирование СМК структур приводит к значительному росту механических свойств металлических материалов. Низколегированные стали, являясь важным классом конструкционных материалов, привлекают интерес исследователей к изучению физической природы повышения прочности и механизмах их разрушения на различных масштабных уровнях. В качестве материала исследования была использована низколегированная конструкционная сталь 09Г2С. Установлено что РКУП и последующая обработки значительно влияют на прочность и ударную вязкость стали 09Г2С. Показано, что РКУП в 2,5 раза повышает прочность материала по сравнению с исходным состоянием, однако приводит к снижению пластических свойств почти в три раза, что крайне негативно сказывается на способности материала сопротивляться разрушению ударом, ударная вязкость материала снижается более чем в 20 раз при комнатной температуре и более чем в 30 раз при -60°C .

ОСОБЕННОСТИ РЕЦЕПТУРНОГО СОСТАВА И СВОЙСТВА АРМИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ

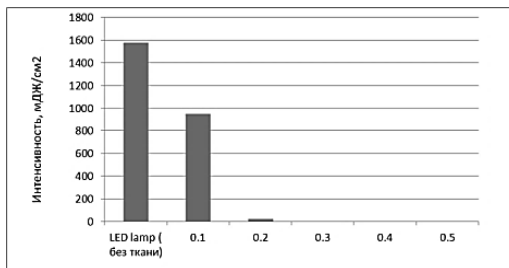
Бабкин О.Э., Комиссарова К.С., Ильина В.В.

Россия, г. Санкт-Петербург, СПбГИКиТ, e-mail: ilina-victory@yandex.ru

Композиты на основе полимеров, армированных стекловолокном, обладают высокой механической прочностью (при разрыве: 1300-1700 МПа) и хорошими электроизоляционными свойствами, теплостойкостью, высокой коррозионной стойкостью; армированные углеродными волокнами – сочетают высокую прочность и вибропрочность с повышенной теплопроводностью и химической стойкостью, отличаются термической стабильностью механических свойств; армированные арамидными волокнами – обладают высокой прочностью на растяжение (250-600 кг/мм²) при малой плотности (1400-1500 кг/м³), высоким модулем упругости, низкой удельной электропроводностью и устойчивостью к коррозии [1,2].

В работе рассмотрено влияние природы армирующего материала на пропускную способность квантов света эмитирующих в ультрафиолетовой области источников излучения для возможного дальнейшего использования в УФ-отверждаемых композитах [3,4]. В качестве армирующих наполнителей в работе рассмотрены: стеклоткань (поверхностная плотность (ПП) 110 г/гм²), углеткань (ПП = 320 г/м²), арамидная ткань (ПП = 160 г/м²). Толщина 1 слоя углеткани и арамидной ткани 0,5 мм, стеклоткани – 0,1 мм.

Рассмотрена пропускная способность выбранных армирующих материалов для ртутных и светодиодных источников; при толщине 0,5 мм она оказалась равна нулю во всех изученных вариантах. Подбор оптимальной толщины материала для увеличения пропускной способности проводился на примере стеклоткани, позволяющей варьировать толщину с градацией 0,1 мм. Экспериментальные данные свидетельствуют о том, что при использовании стеклоткани толщиной 0,1 мм эмитируемое ртутным источником излучение проходит на 60%, и только в области 380-450 нм. При увеличении толщины ткани до 0,2 мм, и более, стеклоткань полностью экранирует излучение. При использовании светодиодного источника излучении стеклоткань толщиной 0,1 мм также пропускает ~60% потока с длиной волны 380-450 нм, однако полное экранирование излучения светодиодного источника наблюдается уже при толщине наполнителя 0,3 мм (рис.).



Интенси́вность пропускания квантов света светодиодного источника через стеклоткань

В ходе работы выявлена принципиальная возможность использования стеклоткани в УФ-отверждаемых композитах в качестве армирующего материала. Доказано, что оптимальной толщиной стеклоткани для армирования УФ-отверждаемого композита является толщина до 0,1 мм. Обосновано, что выбор источника излучения из группы ртутный / светодиодный не является значимым при отверждении композитов с армирующим наполнителем стеклоткань толщиной до 0,1 мм, если это не определяется рецептурными особенностями самого композита (тип применяемого фотoinициатора, природа полимеризующегося олигомера и т.д.).

Список литературы

1. Кербер М.Л. Полимерные композиционные материалы. Структура. Свойства. Технологии. СПб.: Профессия, 2008. 560 с.
2. Арабей А.В., Бабкин О.Э., Бабкина Л.А., Зыбина О.А., Танклевский Л.Т. УФ-отверждаемые армированные композитные покрытия - защита конструкционных элементов корабля // Известия Российской академии ракетных и артиллерийских наук. 2016. № 3 (93). С.159-164.
3. Бабкин О.Э. Полимерные покрытия УФ-отверждения. СПб.: СПбГУКиТ, 2012. 47 с.
4. Сусоров И.А., Бабкин О.Э. Анализ закономерностей синтеза олигомерных и высокомолекулярных соединений методом цепной полимеризации. СПб.: СПбГИКиТ, 2015. 238 с.

К ВОПРОСУ ИМПОРТОЗАМЕЩЕНИЯ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Буглаев А.М., Толстяков А.Н.

Россия, г. Брянск, ФГБОУ ВО БГТУ, e-mail: an.buglaev@yandex.ru

В настоящее время для изготовления режущего инструмента широкое применение находят твердые сплавы зарубежного производства. В то же время отечественные производители твердых сплавов испытывают трудности по реализации как твердых сплавов так и твердосплавных инструментов. Во многом это также зависит из-за отсутствия детальных технологических рекомендаций по рациональному их применению, которыми сопровождают свою продукцию зарубежные производители, например, руководство фирмы Sandvik Coromant. В связи с этим актуальной проблемой является повышение конкурентоспособности отечественных твердых сплавов. Целью данной работы является анализ возможностей импортозамещения твердых сплавов для изготовления режущего инструмента.

Так, основными разработчиками и производителями отечественных твердосплавных инструментов являются : ФГУП «Всероссийский научно- исследовательский и проектный институт твердых сплавов и тугоплавких металлов» (ВНИИТС) , ООО «Твердосплав» , г. Москва, ОАО «Кировградский завод твердых сплавов» (КЗТС).

ФГУП ВНИИТС работает в областях совершенствования технологии производства твердых сплавов, технологии нанесения покрытий на инструменты, а также исследование свойств сплавов и материалов . ООО «Твердосплав» производит и реализует пластины (напайаемые и сменные) из твердых сплавов для токарных резцов, дисковый и концевой твердосплавный инструмент. Аналогичный инструмент производит ОАО КЗТС.

В настоящее время в промышленности находят применение вольфрамкобальтовые,

титановольфрамовые, титанотанталовольфрамовые и безвольфрамовые твердые сплавы (БВТС). Выбор группы и марки твердых сплавов определяется в основном условиями эксплуатации и ценой инструмента, в котором используются эти сплавы.

Вольфрамокобальтовые твердые сплавы имеют большой предел прочности и повышенную ударную вязкость по сравнению с другими группами, поэтому используются для обработки нержавеющей, высокопрочных и жаропрочных сталей при ударных нагрузках

Титановольфрамовые сплавы обладают большей твердостью, и теплостойкостью (900-1000 °С), чем вольфрамокобальтовые сплавы. Они имеют также меньший коэффициент трения и меньшую склонность к адгезии со стальной стружкой, чем вольфрамовые сплавы. Поэтому титановольфрамовые сплавы применяются для обработки резанием сталей, дающих непрерывную (сливную) стружку.

Титанотанталовольфрамовые сплавы отличаются от титановольфрамовых сплавов большей прочностью и лучшей сопротивляемостью вибрациям и выкрашиванию. Они применяются для черновой обработки стальных поковок и отливок черновой и получистой обработки труднообрабатываемых сталей и сплавов

Для безвольфрамовых твердых сплавов характерны невысокая прочность, повышенная окалиностойкость, минимальный коэффициент трения при обработке стали, небольшая адгезия. Они применяются для получистой и чистовой обработки на максимальных скоростях резания.

Отечественные твердые сплавы можно с успехом использовать для оснащения инструментов при черновом, получистовом и чистовом точении; сверлении; торцевом и дисковом фрезеровании углеродистых, легированных, инструментальных, коррозионностойких, высокопрочных и жаропрочных сталей; легированных, модифицированных и ковких чугунов. Однако при этом возникает необходимость создания базы данных для каждого инструмента, где учитывается его конструкция, марка твердого сплава, фирма –изготовитель, обрабатываемый материал, режимы и особенности обработки.

Список использованных источников

1. Инструмент для высокопроизводительного и экологически чистого резания / Андреев В.Н., Боровский Г.В., Боровский В.Г., Григорьев С.Н. М.: Машиностроение, 2010. 480 с

2. Повышение стойкости разделительных штампов с твердосплавными режущими элементами алмазным выглаживанием/ Буглаев А.М.// Упрочняющие технологии и покрытия. 2014. № 11 (119). С. 13-16.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНОГО СТРОЕНИЯ ТВЕДОСПЛАВНЫХ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ПЛАСТИН С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ДОБАВКАМИ

Васильева М.И., Федоров М.В.

Россия, г. Якутск, ФГБУН ИФТПС СО РАН

e-mail: vasileva_mi@mail.ru

В отечественной промышленности в качестве буровых сплавов используют вольфрамокобальтовые среднезернистые сплавы, с размером зерна 4,0-5,5 мкм. Однако из-за скола и износа происходит преждевременный выход из строя рабочего элемента из твердосплавного материала. Поэтому требуется разработка новых сплавов с повышенными эксплуатационными характеристиками. Прочность и износостойкость твердосплавных материалов в значительной степени зависят от их структуры. Поэтому целенаправленное воздействие на структуру путем введения ультрадисперсных добавок в состав предполагает улучшение прочности и износостойкости исследуемых материалов. Известно, что выражению прочностных свойств твердосплавных материалов влияют следующие характеристики: состав материала, размер зерен, наличие примесей, количество и размер пор, наличие локальных напряжений.

Данная работа посвящена исследованию опытных образцов из вольфрамокобальтовых сплавов и выявлению влияния ультрадисперсных порошковых добавок на изменение структурного состояния в зависимости от процентного содержания добавок шпинели магния и карбида кремния. Состав опытных образцов исследования: №0 – исходный образец без ультрадисперсных добавок; №1 - BK+0,1% MgAl₂O₄; №2 - BK+0,3% MgAl₂O₄; №3 - BK+0,3% MgAl₂O₄; №4 - BK+0,8% MgAl₂O₄; №5 - BK+1,0% MgAl₂O₄; №6 - BK+ 0,1% SiC; №7 - BK+ 0,2% SiC.

Структурное строение исследуемых опытных образцов представлено частицами карбида вольфрама и кобальтовыми прослойками, о чем свидетельствует проведенный элементный анализ. Визуально зерна карбида вольфрама представляют собой многогранники с четкими границами. Для оценки размеров карбидных частиц проводили съемку при больших увеличениях ($\times 2000$), используя более 10 полей зрения для каждого исследуемого образца. Поля зрения выбраны с учетом попадания полных частиц карбида. Толщина кобальтовых прослоек и характер распределения кобальтовой фазы оценивались на шлифе после его травления в перекиси водорода. При исследовании строения структур опытных образцов выявлено снижение размера карбидных зерен у образцов с ультрадисперсными добавками. Вероятно, такое явление можно объяснить торможением перекристаллизации через кобальтовую фазу вследствие присутствия ультрадисперсных добавок.

Результаты анализа среднего значения размеров зерен показали, что при увеличении содержания добавок шпинели магния значения размеров зерен уменьшается: в составах при 0,8% и 1,0% шпинели магния наблюдается уменьшение размера почти в два раза, чем в образце без добавок, в процентном соотношении от 30% до 53%. А у образцов с добавками карбида кремния, снижение размера неоднозначное: при 0,1% уменьшение выявлено на 56%; при 0,2% на 28%. Известно, что чем мельче зерна карбида вольфрама и равномернее они распределены в структуре, тем лучше режущие свойства и выше прочность инструмента из вольфрамокобальтового твердого сплава.

Проведено идентификация элементного состава локальных участков поверхности опытных образцов с ультрадисперсными добавками и исходного образца. Исследованиями распределения элементов по объему в структуре опытных образцов с ультрадисперсными добавками показано равномерное их распределение элементов, не выявлено скопление локаций одного элемента и пор. По результатам проведенных картографирований установлены основные элементы – W, Co, C, O и в зависимости от состава добавки есть вкрапления Mg, Al, Si.

Таким образом, по результатам проведенных исследований структурного строения и элементного состава опытных образцов твердосплавных пластин с ультрадисперсными добавками установлено: введение ультрадисперсных добавок в состав твердосплавных вольфрамокобальтовых пластин и выбранная технология изготовления способствуют уменьшению исходного размера зерна; картографированием распределения основных элементов по площади исследования выявлены основные элементы состава и элементы введенных добавок.

ОСОБЕННОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ АМПЛИТУДЫ НАПРЯЖЕНИЙ

Вакуленко К.В., Казак И.Б.

Украина, г. Харьков, ИПМаш НАНУ, e-mail: karinavak.kv@gmail.com

Выделим основные проявления механизма накопления разрушений при усталости металлов.

1. Интенсивность усталостного разрушения зависит от наличия кислорода в окружающей среде. Она существенно снижается по мере уменьшения содержания кислорода в среде, что свидетельствует о важной роли кислородных атомов в механизме накопления разрушений.

2. Существенное влияние на усталость оказывает состояние поверхности образцов, наличие концентраторов напряжений. С учетом, что усталостную долговечность образца можно увеличить удаляя через определенные периоды времени его тонкие поверхностные слои, можно утверждать, что разрушение зарождается и накапливается прежде всего на поверхности образца (в опасном его сечении) и со временем распространяется по направлению к его центру, а также что зарождению разрушений способствуют поверхностные дефекты, выполняющие роль концентраторов напряжений.

3. Полное или частичное снятие при усталости напряжений II рода. Добавим сюда упрочнение и разупрочнение металла, о которых можно судить по зависимости его механических свойств при статических испытаниях от количества циклов предварительного нагружения. При их увеличении, вслед за упрочнением металла следует разупрочнение, которое проявляется значительно сильнее, чем при статическом нагружении. То есть, серьезную роль играет конкуренция этих двух процессов.

4. Вероятность межзеренного разрушения. Замечено, что его проявление вероятнее при больших амплитудах, а отрицательное влияние кислорода атмосферы на разрушение выше, чем при малых амплитудах, когда более вероятно внутризеренное разрушение. Возможно, при больших амплитудах нагружения происходит быстрая деградация границ, что следует понимать как быстрое накопление разорванных межатомных связей соприкасающихся зеренных поверхностей, постепенное ослабление их связи друг с другом и зарождение на межзеренной границе субмикротрещины.

5. Параллельное протекание разрушения по границам зерен и по телу зерен при любой амплитуде нагружения, однако, с разной вероятностью проявления этих видов разрушения. Нужно также учитывать, зависимость пластичности металла от способности залечивать образующиеся при деформации субмикротрещины, для которой справедливы основные положения механизма адгезии металлов друг к другу. С учетом изложенного, процесс накопления разрушений при разных амплитудах циклического нагружения выглядит следующим образом.

Высокие амплитуды. Упругое и пластическое деформирование металла в опасном сечении приводит к увеличению плотности дислокаций в плоскостях скольжения в пределах приповерхностных зерен образца, к относительноному их перемещению и некоторому развороту. На этот процесс накладывается стремление внешней нагрузки оторвать одну часть образца от другой. Поскольку сильно разориентированные зерна имеют несколько разрыхленные границы, нагрузка, приходящаяся на участок границы связанных между собой зерен, перпендикулярный к оси образца, распределяется на ограниченное число межзатомных связей в пределах указанной поверхности, что приводит к высоким удельным растягивающим напряжениям. Повторяясь в импulsive режиме, они ослабляют межзатомные связи и могут их разорвать. Происходит постепенное, но быстрое раскрытие границы и образование сначала субмикротрещины, а затем и микротрещины. Ситуация обостряется прониканием в щель между зернами, которая выходит на поверхность образца, атомов кислорода, которые окисляют свободную поверхность и делают невозможным залечивание. Разрушение по границам протекает существенно быстрее, чем процессы, приводящие к внутризеренному разрушению.

Малые амплитуды. Межзеренное разрушение замедляется, так как приложенного уровня напряжений не хватает для существенного ослабления межзатомных связей соприкасающихся зерен. Внутризеренное разрушение же происходит с меньшей, чем при высоких напряжениях скоростью. Известно, что предварительное малоамплитудное нагружение упрочняет границы зерен и делает невозможным межзеренное разрушение при последующем циклировании в условиях действия больших амплитуд. Предположительно это связано с увеличением плотности межзатомных связей поверхностей зерен, в результате образования новых адгезионных связей. Этот процесс инициируется выходом на рассматриваемую границу внутризеренных дислокаций.

Внутренние напряжения в микрообъемах металла вблизи этих скоплений создают условия, благоприятные для постепенного превращения указанных скоплений в субмикротрещины. Проникновение атомов кислорода в эти зоны затруднено по сравнению с границами зерен. В результате кислород в меньшей степени влияет на внутризеренное разрушение.

МАТЕМАТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ НЕОБРАТИМОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ OX16H15M3B ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОМ НЕЙТРОННОМ ОБЛУЧЕНИИ

Веремеичик А.И., Хвисевич В.М.

Беларусь, г. Брест, ВО "БрГТУ", E-mail: vai_mrtm@tut.by

Рассматривается решение краевых задач о напряженно-деформированном состоянии (НДС) цилиндрических тел из аустенитной нержавеющей стали OX16H15M3B (316, 316L по классификации AISI), подверженных внешнему статическому давлению, высокотемпературному неравномерному нагреву и радиационному облучению потоком быстрых нейтронов с кинетическими энергиями $\bar{E} > 0,1$ МэВ. Созданы механико-математические модели и разработана методика решения такого рода задач, алгоритмы численной реализации и компьютерные программы определения НДС при совместном или раздельном термосиловом и радиационном воздействиях.

Для длинного сплошного кругового цилиндрического тела при равномерном постоянном давлении со стороны боковой поверхности, воздействии неоднородного температурного поля и одновременном нейтронном облучении предложена методика аналитического решения неоднородного дифференциального уравнения второго порядка с использованием методов аппроксимации функций и принципа суперпозиции [1]. Результаты тестовых расчетов перемещений, деформаций и напряжений показали хорошее согласие с точными аналитическими решениями термоупругих задач, полученными С.П. Тимошенко, Дж. Гудьером и другими учеными. Для сплошного короткого кругового цилиндра, находящегося под действием бокового и торцевого статического давления в стационарном неоднородном поле температур и подверженному нейтронному облучению потоком быстрых нейтронов, исследование НДС сведено к решению осесимметричной краевой задачи термоупругости с учетом радиационного распухания. Математически такая задача описывается системой дифференциальных уравнений второго порядка в частных производных, решение которой реализуется численно с

использованием метода конечных разностей [2]. Программная реализация проводится с помощью системы компьютерной алгебры MathCAD. Получены зависимости компонент вектора перемещения, тензоров напряжений и деформаций от координат. Созданная программа обеспечивает возможность варьирования геометрическими параметрами тела, характеристиками материала, режимами нагружения. Сравнение результатов расчета напряжений и деформаций, полученных по данной методике, с аналитическим решением задач теории упругости и термоупругости подтвердило достоверность конечно-разностной схемы. Кроме того, проведено исследование устойчивостиразностнойсхемьисходимости решения разностной задачи.

Следует отметить, что при термоупругом деформировании тел в условиях совместного сочетания внешнего давления, высокой неравномерной температуры и интенсивного облучения в них развивается тепловая и радиационная ползучесть, что приводит к существенному перераспределению напряжений с течением времени.

По свойствам сталь ОХ16Н15МЗБ – это типичный представитель из семейства хромоникелевых сталей, применяемых в промышленности. Разброс свойств у различных типов нержавеющей сталей, как правило, небольшой, что позволяет обобщить полученные результаты на данное семейство материалов. Установлено, что рост деформаций при термомеханическом нагружении и нейтронном облучении тел из стали ОХ16Н15МЗБ может привести к выходу из строя конструктивных элементов, работающих в условиях экстремальной эксплуатации. Следовательно, допускаемые напряжения в деталях определялись не пределом текучести и прочности, а допускаемыми деформациями для заданного срока службы.

Результаты проведенных исследований имеют важное значение при создании новых технологических процессов, узлов механизмов и машин, и могут быть использованы при разработке и проектировании новых конструкций на транспорте, в энергетике и атомной промышленности.

Список литературы:

1. Хвисевич В.М., Веремейчик А.И. Исследование напряженно-деформированного состояния сплошного цилиндра при температурном, механическом и радиационном нагружении // Вестник Брест.гос. техн. ун-та. – 2012. – № 4. – С. 25–28.

2. Хвисевич В.М., Веремейчик А.И., Гарбачевский В.В. Моделирование напряженно-деформированного состояния цилиндрических тел конечной длины при нагреве и нейтронном облучении // Теоретическая и прикладная механика. – 2017. – Вып. 32. – С. 65–71.

ПРИМЕНЕНИЕ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ВЫСОКОМОДУЛЬНЫМИ КЕРАМИЧЕСКИМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ

Витязь П.А.¹, Хейфец М.Л.², Бородавко В.И.², Пынькин А.М.², Сеньют В.Т.³, Колмаков А.Г.⁴

¹Беларусь, г. Минск, Президиум НАН Беларуси, e-mail: vittaz@presidium.bas-net.by

²Беларусь, г. Минск, ГНПО «Центр» НАН Беларуси, e-mail: mlk-z@mail.ru

³Беларусь, г. Минск, ОИМ НАН Беларуси, e-mail: vsenyut@tut.by

⁴Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, e-mail: kolmakov@imet.ac.ru

Возможности повышения качества алюминиевых сплавов на сегодняшний день далеко не исчерпаны. Существует весьма значительный потенциал, позволяющий серьезно повысить физико-механические и эксплуатационные характеристики заготовок и изделий из этих материалов [1]. Выпускаемое в настоящее время оборудование для литья под давлением с управляемой кристаллизацией расплава позволяет использовать комплексно не только охлаждение, но и давление для управления структурообразованием в металлах и сплавах. Наиболее перспективно разработанное для центробежного литья промышленное оборудование, расширяющее технологические возможности управления процессом путем плавного изменения скорости вращения ротора и обеспечивающее за счет большого центростремительного ускорения (50 – 300 g) высокие давления при кристаллизации расплава [2]. Полученные при литье на таком оборудовании наноструктурированные материалы свидетельствуют о перспективности использования режимов кристаллизации с изменением давления для получения особых свойств материалов [3].

Добавки микро- и наноструктурных тугоплавких частиц в качестве примесных модификаторов (наполнителей) позволяют эффективно изменять структуру алюминиевых сплавов, способствует ее измельчению и повышению механических и триботехнических характеристик алломоатричных композиционных материалов (КМ) [4, 5]. Широкое применение для этих целей также получили

углеродные наноматериалы (углеродные нанотрубки, фуллерены, ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза, шунгитовый углерод). Приложение высокого давления при получении таких КМ способствует стабилизации структуры и фазового состава как наполнителя, так и самой матрицы, что особенно актуально при получении наноструктурных алюмоматричных КМ.

Отливки из алюминиевого сплава АК12 получали методом центробежного литья на литейной машине с вертикальной осью вращения (производство ГНПО «Центр» НАН Беларуси), обеспечивающей широкий диапазон значений центростремительных ускорений до 300 g. В качестве наполнителей использовали высокомолекулярные керамические частицы шунгитового углерода, корунда Al_2O_3 и наноструктурного порошка cBN, которые вводили в матрицу в количестве 1–5 мас.%. Механоактивированный порошок шунгитового углерода в исходном состоянии находится в виде агрегатов частиц размерами 0,5 – 1 мкм, корундовый наполнитель состоит из частиц размерами 0,4 – 0,6 мкм, а cBN представляет собой агломерированный порошок из частиц 80 – 100 нм.

В результате было показано, что введение модификаторов в алюминиевую матрицу тормозит рост зерна алюминия в условиях центробежного литья и приводит к увеличению микротвердости материала в 1,5 – 2 раза по сравнению с базовым алюминиевым сплавом без добавок наполнителей. Сочетание метода центробежного литья и дополнительной деформационной обработки (прокатки) приводит к существенным структурным изменениям в алюминиевых сплавах на макро-, мезо- и микроуровнях, что проявляется в их более высоких физико-механических характеристиках.

Литература

1. Повышение ресурса трибосопряжений активированными методами инженерии поверхности /П.А. Витязь, В.И. Жорник, М.А. Белоцерковский, М.А. Леванцевич–Минск: Бел.наука, 2012.–452 с.
2. Технологии конструктивных наноструктурных материалов и покрытий / Под общ. ред. П.А. Витязя и К.А. Солнцева –Минск: Бел.наука, 2011. – 283 с.
3. Vityaz P.A., Komarov A.I., Komarova V. I. et.al. Effect of phase composition of nanostructured refractory modifier on structure and tribological behavior of AK12M2MgN alloy // Journal of Friction and Wear, 2013. V. 34. № 5. P. 329–338.
4. Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Калашников И.Е. О модифицировании литых алюмоматричных композиционных материалов тугоплавкими наноразмерными частицами // Металлы, 2009. №1. С. 79–87.
5. Трибологические свойства поршневого сплава, армированного микро- и ультрадисперсными керамическими частицами / А. Т. Волочко [и др.] // Трение и износ. – 2011. – Т. 32, № 2. – С. 183–191.

ПОВЫШЕНИЕ АДГЕЗИИ К НАПОЛНИТЕЛЮ В МАТЕРИАЛАХ ДЛЯ 3D-ПЕЧАТИ

Волобуева Т.М., Захаров А.И., Олихова Ю.В.

Россия, г. Москва, РХТУ им. Д.И.Менделеева, e-mail: tanya.volobueva.99@mail.ru

Аддитивные технологии позволяют создавать уникальные структуры, изделия сложных форм с повышенными механическими характеристиками. Наиболее распространенным методом печати на данный момент остаётся послойное экструзионное наплавление слоёв материала (FDM-печать). Чаще всего в качестве материалов для печати используют такие термопластичные материалы, как акрилонитрилбутадиенстирольный пластик, полиамиды, поливинилловый спирт и ряд других [1]. Особое место среди них занимают полилактиды (PLA). Это экологически чистые полимерные материалы, получаемые из природного сырья. Достоинствами PLA являются высокое качество образуемой при печати поверхности и низкая усадка формируемых изделий. Однако PLA – мягкий и достаточно дорогой материал.

Одним из возможных путей повышения твердости и снижения стоимости изделий из полимерных материалов является их наполнение керамическими и минеральными наполнителями. Для улучшения совместимости полимеров с наполнителями применяют модификаторы, способные улучшить смачивание поверхности наполнителя и, тем самым, повысить адгезионное взаимодействие и комплекс физико-механических свойств композиционного материала.

Целью данной работы является изучение влияния модифицирующих добавок различной природы и функциональности на значения краевого угла смачивания компонентов композиционного материала.

В качестве модификаторов были использованы: олигоэфиракрилат (ТГМ-3), полиметилсилоксан (ПМС-500), диоктилфталат (ДОФ), пластификатор ЭДОС. При этом ПМС-500 представляет собой инертную жидкость, ТГМ-3 содержит простые эфирные связи и карбонильные группы, ДОФ, являясь фталатным пластификатором, содержит в своем составе длинные углеводородные радикалы, ЭДОС – гетероциклическое соединение.

Краевой угол смачивания модификаторов определяли на установке, оснащенной бинокулярным микроскопом со шкалой. В качестве подложек были рассмотрены: плотнospеченная керамика на основе оксида алюминия (Al_2O_3), нитрида кремния (Si_3N_4), монокристаллические карбид кремния (SiC) и диоксид циркония (ZrO_2), волластонит ($CaO \cdot SiO_2$) и PLA, из которого по технологии FDM была получена пластина.

В таблице 1 представлены результаты проведенных исследований.

Таблица 1 Углы смачивания добавками-модификаторами материалов наполнителей

Подложка-наполнитель	Модификаторы			
	ТГМ	ПМС	ЭДОС	ДОФ
Оксид алюминия	17	0*	12	0
Карбид кремния	9	2	17	5
Нитрид кремния	9	0	5	0
Диоксид циркония	12	0	7	0
Волластонит	11	0	8	0
PLA	0	0	9	7

* капля растекалась по поверхности подложки

Результаты измерений показали, что минимальные краевые углы смачивания наполнителей наблюдались при использовании ПМС и ДОФ. Также определили, что капля ПМС растекалась по поверхности пластины из PLA. Так как хорошее смачивание поверхности обеспечивает повышенное адгезионное взаимодействие между наполнителем и полимером, при получении наполненных материалов на основе PLA целесообразно использовать ПМС в качестве смачивателя.

Литература

Gibson I., Rosen D., Stucker B. Additive Manufacturing Technologies: 3D Printing, Rapid Prototyping, and Direct Digital Manufacturing / Springer. 2014. 498 p.

ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОРОШКОВОГО ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОГО СПЛАВА $Ti_{40,8}Ni_{50}Hf_{9,2}$ С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Володько С.С.¹, Касимцев А.В.², Юдин С.Н.¹

¹Россия, г. Тула, ТулГУ, ²Россия, г. Тула, ООО «Метсинтез»

e-mail: volodko.sv@yandex.ru

В последние 20 лет активный интерес ученых направлен на область высокотемпературных сплавов памяти формы (ВСПФ). К одним из перспективных систем ВСПФ относят системы Ti-Ni-Hf/Zr из-за их хороших функциональных свойств, высоких температур проявления ЭПФ и невысокой стоимости в сравнении с аналогами [1].

Порошок был получен гидридно-кальциевым методом из оксидов исходных компонентов. Компакты были получены гидростатическим прессованием и дальнейшим спеканием порошка в вакууме (глубина вакуума 10^{-5} мм рт. ст.). Температуры мартенситных превращений сплава $Ti_{40,8}Ni_{50}Hf_{9,2}$ в состоянии после спекания были определены на закалочном dilatометре DIL805A/D. Испытания проводились по схеме нагрев до 330 °С и охлаждение под напряжением через интервал прямого мартенситного превращения.

Таблица – Критические температуры $B2 \leftrightarrow B19'$ превращения в зависимости от приложенного внешнего напряжения при охлаждении

Напряжение, МПа	M_s , °С	M_f , °С	A_s , °С	A_f , °С	$M_s - A_s$, °С
0	107	95	157	192	50
25	125	109	161	192	36
100	128	110	157	184	29
200	130	109	153	198	23

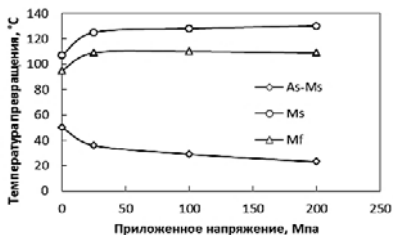


Рисунок – Смещение критических температур под влиянием внешних приложенных напряжений сплава Ti_{40,8}Ni₁₅₀Hf_{9,2}

Порошковый сплав Ti_{40,8}Ni₁₅₀Hf_{9,2}, полученный по технологии гидридно-кальциевый синтез + консолидация, обладает температурами прямого и обратного мартенситного превращения выше 100 °С, что относит его к высокотемпературным сплавам памяти формы. Температуры прямого мартенситного превращения смещаются в область более высоких температур под действием внешних напряжений, что происходит в соответствии с уравнением Клайперона-Клаузиуса. С увеличением величины приложенных внешних напряжений при охлаждении, гистерезис превращения уменьшается в 2 раза (50 °С при 0 МПа против 23 при 200 МПа), а интервал прямого превращения слегка увеличивается.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №18-03-00451 А).

Список литературы

J. Ma, I. Karaman and R. D. Noebe. High temperature shape memory alloys // Int. Mater. Rev. – 2010. PP. 257 - 315.

ИЗУЧЕНИЕ МОДА РАЗРУШЕНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ И ОСОБЕННОСТЕЙ ИХ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ ПОМОЩИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Просвирнин Д.В.¹, Хрущов М.М.², Радченко А.А.², Матюшевский Н.В.³, Антонова О.С.^{1,2}, Гадолина И.В.²

¹Россия, г. Моква, ИМЕТ РАН
²Россия, г. Моква ИМАШ РАН

³Россия, г. Обнинск, НПО Технология
 e-mail: gadolina@mail.ru

Для обеспечения надежности конструкций из КМ необходимо углубленное исследование их эксплуатационных свойств. В силу сложной структуры в изделиях из КМ могут возникать различные типы дефектов (потеря адгезии, растрескивание матрицы, разрывы волокон и др.). Наличие значительного разброса прочностных свойств при статическом, и в особенности, при усталостном нагружении, ставит перед исследователями необходимость дополнительного использования методов оценки структурного состояния КМ.

В данной работе для оценки особенностей морфологии поверхности излома образца после был применен метод растровой электронной микроскопии (РЭМ). Метод РЭМ может быть применен как при диагностике разрушения, так и при планировании ускоренных испытаний на циклическое нагружение. С его помощью удастся диагностировать расслоение материала, технологически обусловленное изменение характера разрушения волокон, изменения структуры из-за деградации свойств и представляется возможным исследовать различные моды разрушения композиционных материалов.

Исследование усталостных характеристик КМ предпочтительно проводить при сжатии [1]. Это связано с тем, что при растяжении КМ предельное состояние является весьма специфично, часто происходит выкрашивание матрицы, в силу чего даже при значительной потере образцом жесткости оставшиеся неразрушенными волокна продолжают нести нагрузку.

Объектом настоящего исследования были образцы однонаправленного углепластика марки П-4УТ-4500. Статические и динамические испытания проводились на испытательной машине INSTRON в ИМЕТ РАН. Статистические характеристики прочности материала при статическом сжатии по испытанию ряда образцов таковы: $m_0(\sigma_{сж})=960,36$ МПа; СКО $(\sigma_{сж})=83,26$ МПа; $V=0,087$. Типичная диаграмма разрушения показана на рис. 1. Разрушение хрупкое, модуль упругости переменный.

Для анализа критических мод разрушения для образца №6, показавшего минимальное значение прочности, было проведено электронно-микроскопическое исследование. На рис.2 приведена микрофотография поверхности разрушения, на которой видны многочисленные следы расслоения. В ряде случаев эта мода разрушения КМ является критической.

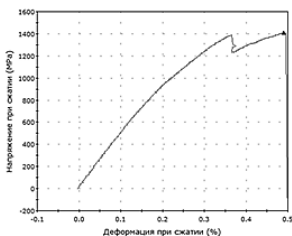


Рис.1

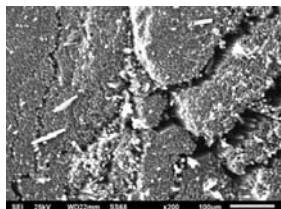


Рис.2

Вывод. В связи со сказанным, в дальнейшем предлагается дополнять проводимые нами исследования прочности однонаправленных углепластиков исследованиями особенностей их микроструктуры.

Литература

Лукьянчук А.А и др. Исследование усталостных характеристик конструктивных нерегулярностей крыла перспективного пассажирского самолета из ПКМ // Труды Второй международной конференции. «Деформирование и разрушение композиционных материалов и конструкций». – М.: Столица – 2016. С.77-79.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НИКЕЛЕВОГО ДЕФОРМИРУЕМОГО СПЛАВА С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМ СПЛАВОМ НА ОСНОВЕ NI_3Al В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Галиева Э.В.¹, Поварова К.Б.², Дроздов А.А.², Валитов В.А.¹

¹Россия, г. Уфа, ИПСМ РАН, e-mail: galieva_elvina_v@mail.ru

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, e-mail: povarova@imet.ac.ru

В настоящее время в нашей стране и за рубежом интенсивно ведутся работы по созданию такого циклового узла газотурбинного двигателя (ГТД) как диск с лопатками, так называемого «Блиск». Разработка технологии изготовления детали типа «Блиск» позволит избавиться от массивной ободной части диска, что приведет к снижению веса двигателя и нагрузке на ротор вследствие уменьшения действия центробежных сил, что в свою очередь позволит повысить рабочий ресурс конструкции [1]. Проблемы при изготовлении этого узла связаны с тем, что сплавы, применяемые для изготовления дисков и лопаток, не свариваются традиционными методами жидкофазной сварки. Использование методов сварки трением или пайки несут свои ограничения [2]. Для получения детали типа «Блиск» был предложен, разрабатываемый авторами, инновационный метод сварки давлением (СД) в условиях сверхпластичности одного из свариваемых сплавов, в частности дискового сплава [2]. Одно из главных преимуществ этого метода, по сравнению с диффузионной сваркой является существенное сокращение времени сварки (на один или два порядка).

В настоящей работе в качестве пар для сварных образцов были выбраны никелевый деформируемый дисковый сплав ЭП 975 и интерметаллидный сплав ВКНА-25 в монокристаллическом состоянии, как перспективный материал рабочих лопаток ГТД. Сварку этих сплавов проводили в вакууме, при температуре 1125°C в условиях сверхпластичности сплава ЭП975. При сварке варьировали степень деформации сплава ЭП975, которая составляла 24, 30 и 40 %. Степень деформации сплава ВКНА-25 во всех опытах не превышала 1 %. Подробно процесс сварки описан в работе [3]. Для восстановления жаропрочных свойств сплава ЭП975 проводили ТО сварных образцов по режиму: отжиг 1200°C 6ч. + старение 950°C 6 ч.

Были проведены исследования строения зоны твердофазного соединения (ТФС) методами оптической и растровой электронной микроскопии. Показано, что между сплавами, в результате взаимной диффузии элементов, формируется зона взаимодействия различной протяженности. Испытания на механические свойства при растяжении проводили при комнатной температуре на

плоских образцах. Полученные результаты приведены в таблице. Как показали испытания, разрушение образцов происходило в зоне ТФС со стороны интерметаллидного сплава ВКНА-25. Прочность полученных образцов составляет 0,6-0,78 от прочности сплава ВКНА-25.

Таблица. Механические свойства сварных образцов ЭП975//ВКНА-25 при Т_к.

№ п/п	Состояние образца	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
1	СД, $\varepsilon_{ЭП975}=24\%$	606	472	3
2	СД, $\varepsilon_{ЭП975}=30\%$	614	471	3
3	СД+ТО, $\varepsilon_{ЭП975}=30\%$	605	463	6
4	СД, $\varepsilon_{ЭП975}=40\%$	637	501	3
5	СД+ТО, $\varepsilon_{ЭП975}=40\%$	787	494	11

Литература:

1. Логунов, А.В. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин. / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин – М.: ООО «Наука и технология», 2013. – 256 с.
2. Поварова, К.Б. Формирование градиентных структур в зоне соединения деформируемого никелевого и монокристаллического интерметаллидного сплава при термодиффузионной сварке давлением и термической обработке. /К.Б. Поварова, [и др.] // Металлы. – 2018. – №1. – С. – 48-57.
3. Поварова, К.Б. Изучение свойств и выбор сплавов для дисков с лопатками («Блисков») и способа их соединения / К.Б. Поварова [и др.] // Металлы. – 2014. – Т.4. – №5 – С. 61-70.

СПЕКАНИЕ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ ДИОКСИД ЦИРКОНИЯ - ОКСИД АЛЮМИНИЯ, СОДЕРЖАЩЕЙ ОКСИДЫ МЕТАЛЛОВ

Гольдберг М.А., Оболкина Т.О., Смирнов В.В., Крылов А.И., Смирнов С.В., Антонова О.С., Титов Д.Д., Тютюкова Ю.Б., Баринов С.М.

*Россия, г. Москва, ИМЕТРАН
e-mail: margo.goldberg@yandex.ru*

Материалы на основе частично стабилизированный диоксид циркония (ЧСЦ), содержащие Al_2O_3 нашли широкое применение при изготовлении медицинских инструментов и имплантатов благодаря своим высоким механическим свойствам, износостойкости, химической инертности, а также биосовместимости и отсутствию цитотоксичности [1]. Материалы из ЧСЦ находят применение в медицинской практике в качестве материалов для стоматологии, имплантатов для тазобедренных суставов, а также в качестве материала покрытия для биомедицинских применений [2].

Известно, что даже при небольшом количестве 1-5 масс.% введение Al_2O_3 препятствует росту кристаллов ЧСЦ керамики и способствует повышению механических свойств. Это является следствием высокого модуля упругости Al_2O_3 и его ограниченной растворимости в ZrO_2 . Дальнейшее снижение температуры спекания будет достигнуто совместным влиянием Al_2O_3 и оксидов металлов. Такие оксидные добавки должны обеспечить понижение температуры спекания материалов, а также препятствовать рекристаллизации. В качестве объектов исследования в работе были выбраны материалы, содержащие 5 мол.% Al_2O_3 , а также добавки - оксиды железа и кобальта.

Целью работы являлось исследование спекания материалов системы ZrO_2 - Al_2O_3 , содержащего 3 мол. % оксида иттрия (по отношению к диоксиду циркония), 5 масс. % оксида алюминия, а также 0,33% оксидов железа или кобальта.

Материалы спекали в температурном диапазоне 1400-1550 °С. Материалы были исследованы методом рентгенофазового анализа, и было установлено, что введение оксида железа приводит к снижению количества моноклинной фазы ZrO_2 по сравнению с материалами, содержащими оксид кобальта. Дилатометрическое исследование линейной усадки показало, что использование оксида железа в качестве спекающей добавки позволило достичь большей величины линейной усадки и большей ее скорости.

Наибольшая прочность – 447 МПа на низкую температуру спекания 1400 °С была достигнута для материала с большим содержанием оксида железа – 3 мол.% Это объясняется достижением плотной структуры ($P=4,1\%$) и большим содержанием высокопрочной тетрагональной фазы (t- ZrO_2) до 97,0-97,5 масс.%. Дальнейшее увеличение температуры приводит к уплотнению материала (1450 °С – $P=1,1\%$). Однако при этом происходит увеличение моноклинной фазы в количестве около 30-35 %, что является причиной падения прочности материала до 345 МПа.

Исследования микроструктуры показали, что материалы имели неоднородную структуру – состояли как из мелких кристаллов размером 0,1-0,4 мкм, так и из крупных - размером более 1 мкм. При

этом можно отметить тенденцию к увеличению количества крупных кристаллов ZrO₂ в материалах с большим содержанием железа и кобальта, размер которых достигает при 1450 °С до 2-3 мкм, а при 1550 °С до 4-5 мкм, не зависимо от состава добавки.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента МК-5661.2018.8 и стипендии Президента СП-3724.2018.4.

Список литературы

1. Manicone, P. F., Iommetti, P. R., & Raffaelli, L. (2007). An overview of zirconia ceramics: basic properties and clinical applications. *Journal of dentistry*, 35(11), 819-826
2. Afzal, A. (2014). Implantable zirconia bioceramics for bone repair and replacement: A chronological review. *Materials Express*, 4(1), 1-12.

МИКРОТВЕРДОСТЬ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ КВД

Горнакова А.С., Афоникова Н.С., Страумал Б.Б.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

e-mail: alenahas@issp.ac.ru

Сплавы на основе титана обладают низкой плотностью, отличной коррозионной стойкостью и высокой прочностью в широком диапазоне температур, что позволяет им заменить сталь во многих применениях, требующих высокой прочности и вязкости. Таким образом, сплавы титана играют важную роль в качестве материалов для самолетов, космических аппаратов, медицинских приборов, имплантатов, спортивных автомобилей и т.д. Структурой и свойствами сплавов титана можно управлять с помощью комбинации механических и термических обработок, что особенно эффективно, потому что титан обладает различными аллотропными модификациями при низких (α -фаза) и высоких (β -фаза) температурах и высоком давлении (ω -фаза).

Интерметаллиды (такие, как TiFe, Ti₂Ni, TiCr₂, Ti₂Co, т.е. ближайшие по составу к α Ti промежуточные) возникают при охлаждении титановых сплавов из β -области фазовой диаграммы. Их формирование конкурирует как с образованием α' и α'' мартенситов, так и с β - α фазовым превращением. Интерес к образованию двухфазных композитов « α -Ti + интерметаллид» вызван, прежде всего, развитием новых сплавов для медицинских применений, в частности – сверхупругих сплавов и сплавов с памятью формы.

Цель работы: установить закономерности фазовых превращений и измерить значения микротвердости в двухкомпонентных сплавах на основе α -титана, упрочнённых частицами интерметаллидов, под воздействием сдвиговой деформации под высоким давлением.

Для приготовления двухкомпонентных сплавов Ti-4 мас.% Fe, Ti-4 мас.% Co, Ti-2 мас.% Cr, Ti-3 мас.% Ni и Ti-4 мас.% V были использованы: титан марки ТИ-1 (иодидный титан 99.98%), ванадий (99.98 %), никель (99.98 %), хром (99.98 %), кобальт (99.98 %) и железо (99.9 %). Сплавы выплавлялись в индукционной печи в атмосфере чистого аргона. Из полученных цилиндрических слитков сплавов диаметром 10 мм были нарезаны шайбы толщиной 0,6 мм. Затем образцы запаивали в кварцевые ампулы и отжигали в вакууме при остаточном давлении 4×10^{-4} Па. После отжига образцы закаливали в воде. Полученные образцы подвергали кручению под высоким давлением при комнатной температуре при 7 ГПа, скорости деформации 1 об./мин и 5 оборотах плунжера. После КВД толщина образцов составила 0,35 мм. Измерения микротвердости поверхности образцов проводилось на приборе ПМТ-3, с нагрузкой 50 г, на $\frac{1}{2}$ радиуса образца.

Сплав	Объемная доля фаз %, после отжига				Объемная доля фаз %, после КВД				Микротвердость, ГПа
	(α Ti)	(β Ti)	TiMe	ω -фаза	(α Ti)	(β Ti)	TiMe	ω -фаза	
Ti-2мас.%Cr 600°С, 2774 ч	98		2		43	53	4		5,5±0,1
Ti-4мас.%Co 600°С, 2774 ч	93		7		92		8		5,5±0,2
Ti-3мас.%Ni	96		4		44		56		5,0±0,1

600°C, 2774 ч								
Ti-4мас.%V 600°C, 722 ч	93	7		61	36		3	3,9±0,1
Ti-4мас.% Fe 470°C, 750 ч	90		10	7		8	85	5,7±0,1

На основе полученных результатов можно сделать следующий вывод: второй компонент играет определяющую роль в образовании объемной доли фаз и как следствие определяет значение твердости.

Подготовка образцов и измерение микротвердости выполнены при поддержке гранта РФФИ (проект 16-03-00285).

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОДШИПНИКОВЫХ СТАЛЕЙ В АКТИВНЫХ СРЕДАХ

Губенко С.И.

Украина, г. Днепр, НМетАУ, e-mail: sigubenko@gmail.com

Коррозионное разрушение подшипниковых сталей происходит при одновременном воздействии атмосферы, содержащей влагу, кислотные газы, соли, а также напряжений от динамических нагрузок и в статических условиях. Известно, что неметаллические включения являются центрами образования очагов коррозии в углеродистых и легированных сталях [1-3]. Целью работы было исследовать влияние типов неметаллических включений на уровень их активности в зарождении коррозионных повреждений и механические свойства подшипниковых сталей.

Применяли ускоренные методы коррозионных испытаний, позволяющие короткое время вызвать очевидное разрушение сталей ШХ15 и ШХ15СГ специально полученных плавок, программно загрязненных различными типами неметаллических включений (табл. 1). Испытания на малоцикловую усталость проводили на воздухе и в коррозионных средах (табл. 1). Применяли ускоренный метод испытаний склонности сталей к коррозионному растрескиванию на установке ИМ-12. Испытания на усталостную прочность проводили на машине типа НУ при базе $N \cdot 3 \cdot 10^6$ циклов нагружений.

При испытаниях на малоцикловую усталость на воздухе сталей ШХ15 и ШХ15СГ наблюдается влияние типа неметаллических включений на усталостные характеристики (табл. 1): самая низкая величина N получена для сталей, загрязненных сульфидами (пл. 1), затем она увеличивается при наличии соответственно корунда и шпинелей (пл. 2), силикатов (пл. 3) и, наконец, карбонитридов титана (пл. 4). Коррозионная среда привела к существенному снижению долговечности сталей при малоцикловой усталости, однако, тип включений существенно влияет на этот показатель.

Таблица 1. Малоцикловая долговечность N стали ШХ15 на воздухе и в коррозионных средах, а также коэффициент влияния среды β_c в зависимости от типа неметаллических включений

среда	плавка, включения	$N \cdot 10^6$, циклов	β_c
воздух	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	1,4	-
	пл.2, Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃ , (Mn,Mg)O·Cr ₂ O ₃	1,9	-
	пл.3, SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	2,1	-
	пл.4, TiCN.	2,3	-
5%-ный водный раствор NaCl	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS,	0,7	2,0
	пл.2, Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃ , (Mn,Mg)O·Cr ₂ O ₃	1,3	1,46
	пл.3, SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	1,5	1,40
	пл.4, TiCN.	1,7	1,35
1%-ный водный раствор H ₂ SO ₄	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS,	0,6	2,33
	пл.2, Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃ , (Mn,Mg)O·Cr ₂ O ₃	1,2	1,58
	пл.3, SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	1,3	1,62
	пл.4, TiCN.	1,5	1,53

Определены коэффициенты влияния среды β_c , представляющие собой отношение долговечности стали на воздухе к аналогичному показателю в коррозионной среде (табл. 1). Очевидно, чем больше величина этого коэффициента, тем сильнее снижают неметаллические включения малоцикловую долговечность. Установлен убывающий ряд, показывающий степень вредного воздействия включений на зарождение и развитие коррозионных повреждений: сульфиды (Fe, Mn)S, FeS-MnS → корунд и шпинели Al₂O₃, MgO·Al₂O₃, MnO·Al₂O₃, (Mn,Mg)O·Cr₂O₃ → силикаты SiO₂, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂ → карбонитриды титана TiCN. Анализ результатов, приведенных в таблице 1, позволил условно разделить неметаллические включения на две группы. В первую группу входят сульфидные включения (Fe,Mn)S, FeS-MnS для которых коэффициент влияния среды β_c в 5%-ном водном растворе NaCl составляет 2,0, в 1%-ном водном растворе H₂SO₄ – 2,33. Во вторую группу входят все остальные включения, а именно корунд и шпинели Al₂O₃, MgO·Al₂O₃, MnO·Al₂O₃, (Mn,Mg)O·Cr₂O₃, силикаты SiO₂, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂, карбонитрид титана TiCN, для которых величина β_c в среде 5%-ного водного раствора NaCl составляет 1,35...1,46, в среде 1%-ного водного раствора H₂SO₄ – 1,53...1,62. Известен эффект влияния сжимающих напряжений на подавление адсорбционного эффекта. Расчеты и исследования термических напряжений показали [1-2], что только вблизи сульфидов они являются растягивающими, вблизи остальных изучаемых в данной работе включений – сжимающими. Скоростные испытания с целью определения склонности к коррозионному растрескиванию показали, что механические свойства сталей зависели от типа неметаллических включений при испытаниях на воздухе (табл. 2). Испытания в коррозионных средах привели к перераспределению относительного влияния типа включения на механические свойства колесной стали. Предел прочности стали σ_b , сопротивление отрыву S_k , характеристики пластичности δ и ψ наиболее значительно уменьшились для пл. 1 с сульфидами, для остальных видов включений это уменьшение менее значительно. При этом четко намечился убывающий ряд по влиянию типа включения на свойства стали: сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS, → корунд и шпинели Al₂O₃, MgO·Al₂O₃, MnO·Al₂O₃, (Mn,Mg)O·Cr₂O₃ → силикаты SiO₂, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂ → карбонитрид титана TiCN, что соответствует результатам, приведенным выше при оценке влияния включений на долговечности изучаемых сталей при малоцикловой усталости.

Таблица 2. Механические свойства стали ШХ15 с разными неметаллическими включениями после испытаний на растяжение в разных средах

среда	номер плавки, включения	свойства			
		S_k , МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
воздух	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS	1196	1218	12,3	31,2
	пл.2, Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃ , (Mn,Mg)O·Cr ₂ O ₃	1164	1135	10,8	28,5
	пл.3, SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	1199	1122	10,4	32,6
	пл.4, TiCN	1124	1089	11,3	29,2
5%-ный водный раствор NaCl	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS,	1146	1109	9,1	26,1
	пл.2, Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃	1195	1086	9,8	27,1
	пл.3, SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	1145	1125	10,1	28,0
	пл.4, TiCN	1153	1121	10,1	28, 2
1%-ный водный раствор H ₂ SO ₄	пл.1, сульфиды (Fe,Mn)S, FeS-MnS,	952	1121	7,8	23,2
	пл.2, Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃	1105	1172	8,1	25,2
	пл.3, SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	1142	1243	9,2	26,1
	пл.4, TiCN	1159	1258	9,4	26,3

Литература

1. Губенко С.И. Неметаллические включения и прочность сталей. Физические основы прочности сталей: монография / Губенко С.И. - Саарбрюкен (Saarbrücken): LAP LAMBERT. Palmarium academic publishing, 2015. - 476 с.
2. Губенко С.И. Неметаллические включения в стали: монография / Губенко С.И., Ошкадеров С.П. - Киев: Наукова думка. 2016. - 528с.
3. Колотыркин Я.М. Роль неметаллических включений в коррозионных процессах. Коррозия и защита от коррозии. Сер. Итоги науки и техники / Колотыркин Я.М. Фрейман Л.И. М.: ВНИИТИ, 1978. - №6. - С. 3 – 52.

МЕТОДЫ РЕШЕНИЯ ОБРАТНЫХ ЗАДАЧ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА КОМПОЗИТОВ В УТОЧНЕННЫХ ВАРИАЦИОННЫХ ПОСТАНОВКАХ НА ОСНОВЕ ПРИНЦИПА МНОЖЕСТВЕННОСТИ МОДЕЛЕЙ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ

Гусев Е.Л.^{1,2}

¹Россия, г. Якутск, ИПНГ СО РАН

²Россия, г. Якутск, Институт математики и информатики СВФУ

E-mail: elgusev@mail.ru

В связи с растущим применением композиционных материалов (КМ) в технике значительную актуальность приобретает проблема прогнозирования долговечности, остаточного ресурса КМ. Одним из эффективных подходов для создания математических моделей прогнозирования долговечности КМ являются вариационные методы.

Эффективное решение проблемы долгосрочного прогнозирования определяющих характеристик КМ при воздействии экстремальных факторов внешней среды возможно в том случае, если по результатам краткосрочных экспериментов можно выделить устойчивые качественные закономерности поведения КМ при этих воздействиях. Такого рода устойчивые качественные закономерности определяются особенностями микро- и макроструктуры конкретных видов КМ.

Выявление и исследование таких устойчивых качественных закономерностей положено в основу нового подхода к повышению эффективности методов прогнозирования определяющих характеристик композитов. Предложенный подход основан на более точных постановках задач прогнозирования и разрабатывается в рамках вариационных принципов решения обратных задач, в которые впервые включена оценка точности прогнозируемых решений, что позволило получить новые научно обоснованные результаты и удовлетворить требуемой точности прогноза.

Принципиальная важность и научная новизна полученных в работе результатов состоит в том, что впервые разработана оригинальная универсальная модель прогнозирования остаточного ресурса и долговечности, описывающая на физическом уровне процессы, происходящие в КМ при одновременном воздействии нескольких дестабилизирующих физических факторов. В рамках предложенных уточненных вариационных постановок обратных задач прогнозирования остаточного ресурса и долговечности впервые сформулирован принцип множественности моделей прогнозирования, который послужит основой для построения целого семейства эффективных моделей прогнозирования, позволяющих существенно повысить точность прогноза по сравнению с имеющимися моделями и подходами.

Показано, что применение этого принципа и построенных многопараметрических моделей оптимальной сложности в рамках уточненных вариационных постановок обратных задач прогнозирования остаточного ресурса, позволило существенно увеличить точность решения задач прогноза по сравнению с применением моделей с фиксированным числом параметров и соответственно значительно увеличить временной интервал, на котором можно прогнозировать временную зависимость остаточного ресурса и долговечности композитов в пределах заданной предельно допустимой точности прогноза. Это значительно расширяет область применимости предложенного подхода и разработанной универсальной модели.

Построенная оригинальная модель и разработанные методы решения обратных задач прогнозирования в уточненной постановке на основе принципа множественности моделей прогнозирования, могут быть применены для более точного, чем в настоящее время, решения широкого круга задач прогнозирования остаточного ресурса, долговечности, прочности композитов в таких современных областях как авиа-, и космическая техника, судостроение, нефтяная и газовая промышленность и др.

К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ СЦЕПЛЕНИЯ БИОАКТИВНОГО ПОКРЫТИЯ ИМПЛАНТОВ С ТИТАНОМ С ПОМОЩЬЮ ТЕОРИИ ФУНКЦИОНАЛА ПЛОТНОСТИ И МЕТОДОВ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Дашевский И.Н.¹, Балуева А.В.²

¹Россия, г. Москва, Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН
e-mail: dash@ipmnet.ru

²USA, University of North Georgia – Gainesville
e-mail: balueva@hotmail.com

Ключевое требование дентальной имплантации – прочная остеоинтеграция (срастание импланта с костью) [1]. Для достижения этой цели имплантаты (вариант: импланты) часто покрывают биоактивными покрытиями [2]. Одним из наиболее популярных материалов при этом является гидроксиапатит (НАр), молекулярная формула $Ca_{10}(PO_4)_6(OH)_2$. По составу он подобен минеральной составляющей кости, а нанокристаллическая структура НАр дает микрорельеф поверхности, благоприятный для остеоинтеграции.

У таких покрытий, однако, обнаружился ряд недостатков: случаи отслаивания покрытия от титановой основы [3], умеренная скорость остеоинтеграции, подверженность влиянию внешней среды и др. Важной задачей поэтому среди прочих является изучение прочности связи НАр покрытия с титаном. Мерой прочности связи покрытие-подложка является энергия этой связи. Цель настоящей работы – определение методами молекулярной динамики энергии связей между функциональными группами (анионами) гидроксиапатита и титаном Ti (II) – стандартным материалом для имплантатов. В дальнейшем эти составляющие будут использованы при вычислении полной энергии связи элементарной ячейки НАр и катиона Ti (II). В вычислительной химии для описания состояния многочастичных систем, определения их геометрических и химических свойств используется теория функционала плотности [4]. В данной работе она применяется для определения энергии основного состояния многоатомных комплексов в системе Ti (II)-гидроксиапатит. Конечная цель – теоретический расчет энергии связи покрытия НАр и титана.

Для расчета энергий основного состояния по формулам, полученным с помощью теории функционала плотности, использовался программный комплекс вычислительной химии Gaussian 09, Revision C.01 [5]. Комплекс обеспечивает геометрическую оптимизацию структур с определением координат конкретных ядер в трехмерном пространстве. Оптимизация геометрии дает положения ядер, которые доставляют глобальный минимум на поверхности потенциальной энергии. Программа вычисляет и интерпретирует уравнения в частных производных, которые доставляют уравнению Шредингера решения с минимальной энергией. Настоящая работа представляет первый шаг в решении общей задачи определения энергии связи гидроксиапатита с титаном, здесь определяются энергии связи между отдельными фрагментами (анионами) гидроксиапатита и титаном. Для всех рассмотренных комбинаций рассчитаны равновесные длины и углы связей Ti-O, основные уровни энергии и энергии связывания. На следующем этапе работы эти данные будут использованы при вычислении полной энергии связи катиона Ti (II) и целой элементарной ячейки НАр.

Работа выполнена по теме государственного задания (№ госрегистрации АААА-А17-117021310386-3) и при частичной поддержке грантов РФФИ №17-08-01579 и №17-08-01312.

Список источников

1. Misch CE, Perel ML, Wang HL, et al., Implant success, survival, and failure: the International Congress of Oral Implantologists (ICOI) Pisa Consensus Conference // Implant Dent., 2008 Mar, Vol. 17. № 1. P. 5-15.
2. Xuereb M., Systematic review of current dental implant coating materials and novel coating techniques // Int J Prosthodont, 2015 Jan-Feb, Vol. 28. № 1. P. 51-59.
3. Roy M, Bandyopadhyay A, Bose S., Induction Plasma Sprayed Nano Hydroxyapatite Coatings on Titanium for Orthopaedic and Dental Implants // Surface & coatings technology, 2011, Vol. 205. № 8-9. P. 2785-2792.
4. Сатанин А.М. Введение в теорию функционала плотности. Учебно-методическое пособие. Нижний Новгород, 2009, 64 с.
5. <http://www.gaussian.com/>

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВОДОРОДА НА ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЕГО КОНЦЕНТРАЦИИ

Дервнев Н.В.

Россия, г. Санкт-Петербург, ФГАОУ ВО СПбПУ, e-mail: nik6307@gmail.com

Коррозия и стресс-коррозия имеют видимые и невидимые проявления. Хорошо заметны: эрозия поверхности, образования слоев оксидов металла и трещин. Параллельно происходит насыщение водородом. Которое зачастую более опасно, так как такое насыщение происходит в значительно большем объеме металла.

Концентрация растворенного водорода является критически важным параметром для всех механических характеристик металлов. Двух-кратное превышение обычного, естественного уровня концентраций приводит к резкому снижению прочности, пластичности и трещиностойкости.

Вместе с тем, в высокопрочных сталях нормальные концентрации водорода составляют порядка 0,2 ppm, а в обычных конструкционных сталях – порядка 2 ppm. В случае плотного контакта высокопрочного болта с элементом конструкции появляется значительный градиент концентрации водорода. Затяжка болта приводит к увеличению площади пятна контакта и возникновению зоны растягивающих напряжений в непосредственной близости от него. Данная ситуация может привести к локальному наводороживанию высокопрочного болта и последующему его разрушению.

В работе проведено исследование диффузии водорода в сталях в зависимости от начального распределения водорода по внутренним ловушкам с различными энергиями связи. Для этого использована модель нестационарной многоканальной диффузии водорода в металле и данные по энергиям связи и константам диффузии полученные экспериментально для высокопрочных и обычных конструкционных сталей. Использованы начальные распределения водорода со значительной объемной неоднородностью, которые наблюдались экспериментально в образцах, вырезанных из стального проката.

Показано, что скорость перераспределения водорода зависит от энергий связи водорода во внутренних ловушках металла, которые могут существенно различаться у высокопрочной и обычной конструкционной стали.

Работа выполнена при поддержке стипендиальной программы ООО «Сименс».

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ХРУПКО-ВЯЗКОГО ПЕРЕХОДА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ И ТИТАНА С ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КОРУНДА И МУЛЛИТА

Евдокимов В.Ю., Тютюкова Ю.Б., Пруцков М.Е., Баринов С.М., Овсянников Н.А.,

Егоров А.А., Лысенков А.С., Гольдберг М.А., Фомин А.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

e-mail: acd313@imet.ac.ru

Хрупко-вязкий переход (ХВП), характерный для интерметаллидов (TiAl, NiAl), подразумевает внезапное изменение важных свойств этих материала (пластичности, трещиностойкости, прочности и др.), происходящим в небольшом интервале изменения параметров нагружения. ХВП матриц конструкционных композиционных материалов на основе алюминидов никеля и титана оказывает значительное влияние на процесс повышения механических свойств.

С целью повышения механических свойств КМ на основе NiAl и TiAl с дисперсными частицами второй фазы – Ni₃Al и Ti₃Al – соответственно, были введены дисперсно-структурированные фазы: корунда с частицами молибдена (для КМ на основе NiAl) и муллита с частицами молибдена (для КМ на основе TiAl). Порошковые смеси матричных порошков и керамических фаз измельчали в планетарной мельнице до 1–2,5 мкм. Были получены образцы составов: [NiAl (2,15% Mo) – 20 об.% Ni₃Al] – (5-95) об.% Al₂O₃ (3,16 – 19,13 % Mo) – группа 1; [NiAl (2,15 % Mo) – 20 об. % Ni₃Al] – (5-95) об. % муллит (5 – 20 % Mo) – группа 2; [TiAl – 20 об. % Ti₃Al] – (5-95) об.% Al₂O₃ (3,16 – 19,13 % Mo) – группа 3; [TiAl – 20 об.% Ti₃Al] – (5-95) об. % муллит (5-20 % Mo) – группа 4. Образцы (балочки 5x5x40 мм) прессовали при давлении 100 МПа; КМ получали спеканием в вакууме: при температурах до 1350°C – КМ групп 3 и 4; при температурах до 1570°C - КМ групп 1 и 2. Также образцы КМ были получены горячим прессованием (30 МПа) в вакууме в графитовых прессформах: групп 3 и 4 – при 1300°C, 1350°C, 1500°C; групп 1 и 2 – при 1550 и 1570°C.

На рисунках показаны зависимости прочности от содержания Мо в КМ после проведения испытаний на трехточечный изгиб: для групп 1 и 2 - при 500°C, что соответствует ХВП матрицы NiAl (рис. 1), для групп 3 и 4 при 700°C, что соответствует ХВП матрицы TiAl (рис. 2). Количество Мо в КМ определялось по правилу аддитивности в процентном соотношении. Максимальное значение величины прочности составило: 810 МПа для образцов [NiAl (2,15% Мо) - 20 об.% Ni3Al] – 25 об.% муллит (19,13 % Мо); 760 МПа для образцов КМ [TiAl - 20 об. % Ti3Al] – 20 об.% муллит (19,13 % Мо). Однако, с увеличением содержания керамической фазы в данном КМ интервал ХВП композиции может достигать больших значений, например, для КМ на основе фазы Al2O3 – 20 об.% TiAl максимальное значение прочности при испытании на трехточечный изгиб составляло 690 МПа при температуре 800°C [1]. С увеличением количества керамических фаз корунда и муллита наблюдается постепенное снижение прочности КМ в температурных областях ХВП, что обусловлено повышением (от 3,16 до 19,13 %) содержания частиц молибдена в керамических фазах КМ.

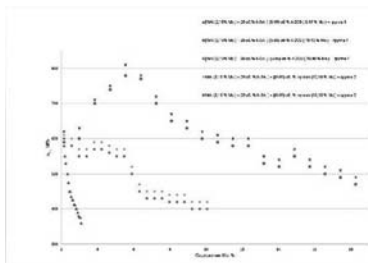


Рисунок 1.

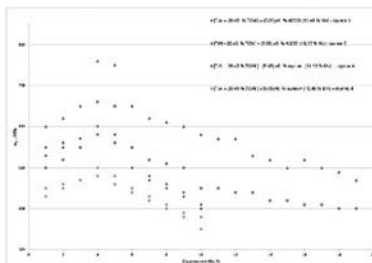


Рисунок 2.

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

Литература

Евдокимов В. Ю., Гнидаш С. В., Чхетиани П. Д., А. А. Егоров, Тютькова Ю. Б., Аладьев Н. А., Баринов С. М. Механические свойства керамического композиционного материала корунд—алюминид титана // Материаловедение. 2011. №2. С. 44-48.

СПЕКТРАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СОДЕРЖАЩИХ ЩЕЛОЧНЫЕ МЕТАЛЛЫ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИХ МОЩНЫМИ СДВОЕННЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ В АТМОСФЕРЕ ВОЗДУХА

Зажокин А.П., Воропай Е.С., Баззал Х., Лычковский В.В.

Беларусь, г. Минск, БГУ
e-mail: zajogin_an@mail.ru

Широко используемые в промышленности дюралюминиевые сплавы обладают высокой механической прочностью, но низкой коррозионной стойкостью. Коррозионную стойкость дюралюминия повышают плакированием его чистым алюминием.

При использовании метода лазерной абляции сдвоенными лазерными импульсами возможно целенаправленно влиять на компонентный и зарядовый состав потока лазерной плазмы. Для более полного использования этих потенциальных возможностей большое значение имеет детальное изучение наиболее существенных физико-химических процессов, определяющих характеристики приповерхностной лазерной плазмы, образующейся в воздухе нормального давления и разработке, на этой основе, способов спектрального контроля и управления составом продуктов лазерной абляции мишеней, и в частности, при модификации поверхности сплавов алюминия.

Многие вопросы, возникающие при создании оптимальных условий для проведения исследований эрозии и модификации поверхности сплавов и одновременного экспресс-анализа удаляемых и остающихся элементов с поверхности могут быть эффективно решены при использовании лазерного многоканального атомно-эмиссионного спектрометра LSS-1. Спектрометр включает в себя в качестве источника возбуждения плазмы двухимпульсный неодимовый лазер с регулируемой энергией и

интервалом между импульсами (модель LS2131 DM). Лазер обладает широкими возможностями как для регулировки энергии импульсов (до 80 мДж), так и временного интервала между двоянными импульсами (0-100 мкс) излучения. Лазер может работать с частотой повторения импульсов до 10 Гц и максимальной энергией излучения каждого из двоянных импульсов до 80 мДж, на длине волны 1064 нм. Длительность импульсов ≈ 15 нс. Временной сдвиг между двоянными импульсами может изменяться с шагом 1 мкс. Размер сфокусированного пятна примерно 50 мкм. Путем расфокусировки размер пятна обработки можно увеличить до 3 мм.

Исследования показали, что чем выше плотность распределения по поверхности частиц второй фазы, тем при более низких интенсивностях возникает плазма. Вблизи поверхности сплавов, содержащих в качестве компонентов легкоплавкие металлы, имеющие относительно низкие температуры кипения Na, Li, Zn, пробой эрозионного факела металлических атомарных паров происходит при небольшом превышении интенсивности лазерного излучения значением, необходимым для образования факела. При изменении пятна площади фокусировки количество микродефектов, к которым можно отнести и микрокристаллы зародышей кремния окруженные натрием, изменяется. При начальном пятне размером примерно 50 мкм количество таких микродефектов невелико. При увеличении пятна фокусировки в область облучения попадает все увеличивающееся число микродефектов и порог пробоя воздуха у поверхности образца значительно понижается. На реальной поверхности всегда имеется совокупность дефектов, и в связи с чем, при конкретной форме лазерного импульса, имеющего определенную длительность и крутизну переднего фронта, всегда найдется дефект или группа дефектов, обеспечивающие получение затравочных центров кипения и испарения. При использовании режима двоянных импульсов на первичные процессы плазмообразования будут накладываться процессы нагрева и испарения аэрозолей, нанокластеров, фракталов, образовавшихся при воздействии на поверхность объекта излучения первого импульса, вторым импульсом излучения.

Дополнительными, а вероятно и одними из основных, механизмами повышения концентрации Na, Li и других легкоплавких компонент сплава в плазме и соответственно уменьшением его на поверхности могут быть ударные и тепловые волны, связанные с формированием пробоя в пылевой (металлической) атмосфере, которые будут воздействовать на поверхность образца в месте облучения, приводя к дополнительному нагреванию его при сжатии. Даже при небольшом увеличении температуры (на 50-100 °C) натрий, литий легко испаряются с поверхности с несколько большей глубины, чем при воздействии только света.

Установлено, что при использовании режима двоянных лазерных импульсов (временной интервал между импульсами от 1 до 10 мкс) калий и натрий испаряются с поверхности практически полностью за несколько импульсов. Наиболее полно они испаряются с поверхности при временном интервале 8 мкс. Обсуждены возможные механизмы процессов, объясняющие получаемые результаты.

ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ МОДИФИКАЦИИ ЛАТУНИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ СТАЛЕЙ ПРИ ОБРАБОТКЕ ИХ СДВОЕННЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ

Зажогин А.П., Воропай Е.С., Ермалицкая К.Ф., Базал Х., Лычковский В.В.

Беларусь, г. Минск, БГУ

e-mail: zajogin_an@mail.ru

Практически с самого момента появления мощных импульсных лазеров они оказались в центре внимания исследователей как источник высокоэнергетического излучения, при взаимодействии которого с поверхностью вещества возможно локальное испарение и одновременный анализ состава образовавшихся паров.

Одним из перспективных направлений развития лазерной микрообработки поверхности – это модификация свойств поверхности. Изменяя содержание элементов в поверхностном слое по сравнению с массивным образцом без использования дополнительных материалов, можно улучшить коррозионную стойкость, прочность, адгезионную способность и другие технические характеристики изделия.

Использование лазерного излучения для модификации свойств поверхности позволяет одновременно проводить и спектральный контроль данных процессов. Модификация поверхностных свойств многокомпонентных сплавов обусловлена спецификой взаимодействия мощного лазерного излучения с поверхностью твердых тел. Так при плотности потока излучения $q=10^9\text{-}10^{10}$ Вт/см² вещество на поверхности образца в области лазерного пятна находится в виде перегретой жидкости. После воздействия мощного лазерного излучения на многокомпонентные сплавы из-за различных

коэффициентов теплопроводности и диффузии компонентов концентрация элементов в приповерхностном слое может значительно отличаться от их содержания в массивном образце [3, 4].

Воздействие концентрированных потоков энергии на сплавы на основе меди имеет не только чисто научный интерес, но и большой практический интерес с точки зрения модификации поверхностных свойств изделий из этих широко используемых в промышленности сплавов. Объектом исследования являлись образцы наиболее широко используемых в промышленности латунных сплавов типа ЛС 59, с концентрацией меди – 58,7 % и цинка – 37,8 %. Выбор данного типа латуни обусловлен ее широким применением в технике при производстве металло-резиновых технических изделий.

Для проведения исследований использовался лазерный многоканальный атомно-эмиссионный спектрометр LSS-1. Спектрометр включает в себя, в качестве источника возбуждения плазмы, двухимпульсный неодимовый лазер. Лазер обладает широкими возможностями как для регулировки энергии импульсов (до 80 мДж), так и временного сдвига между двоянными импульсами (0-100 мкс) излучения. Лазер может работать с частотой повторения импульсов до 10 Гц и максимальной энергией излучения каждого из двоянных импульсов до 80 мДж на длине волны 1064 нм. Длительность импульсов ≈ 15 нс.

В результате исследований установлено, что процессы взаимодействия излучения с поверхностью сплава существенно зависят от метода изменения падающей плотности мощности одиночного импульса. При использовании режима двоянных импульсов на первичные процессы плазмообразования будут накладываться процессы нагрева и испарения аэрозолей, образовавшихся при первом импульсе, вторым импульсом излучения. Дополнительными механизмами повышения концентрации атомов Zn в плазме и соответственно уменьшением их в поверхностном слое могут быть ударные и тепловые волны, связанные с формированием пробоя в атмосфере, которые будут воздействовать на поверхность образца, что приводит к дополнительному нагреванию при сжатии. Даже при небольшом увеличении температуры (на 50-100 °C) цинк легко испаряется с поверхности с несколько большей глубины, чем при воздействии только света.

Воздействие на поверхность двоянных лазерных импульсов с микросекундным интервалом позволяет сформировать более менее однородный поверхностный слой, глубина которого определяется число импульсов в точку. Дальнейшее увеличение межимпульсного интервала приводит к формированию неоднородного поверхностного слоя: содержание цинка снижается с глубиной. Возможность варьирования параметров излучения, таких как энергия импульсов и межимпульсный интервал, дает возможность управлять процессами формирования химического состава модифицированного слоя. Причем, существует возможность формировать покрытие, как с повышенным содержанием меди, так и с высокой концентрацией цинка приближая ее к оптимальной по адгезионной способности резин к металлу.

УПРОЧНЕНИЕ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТАХ ТИПА МЕТАЛЛ-МЕТАЛЛ, МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИД И ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА.

Желтякова И.С., Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

e-mail: terekhova@issp.ac.ru

Многослойные металлические композиты – это новый класс композиционных материалов, привлекающий обширное внимание благодаря своим физико-механическим свойствам, приобретаемым, когда толщина слоев достигает микро- и наноразмерных величин, а в случае МК типа металл-интерметаллид за счет сочетания пластичной и упрочняющей интерметаллидной составляющих композит фаз. МК систем Cu-Nb и Nb-NbTi упрочняются при прокатке по деформационному механизму и при этом упрочнение описывается соотношением Холла-Петча в интервале толщин 130-5 нм, а МК системы Ti-Al упрочняются по интерметаллидному механизму.

Образцы многослойных композитов Cu-Nb и Nb-Nb50%Ti получали путем трехкратного выполнения технологического цикла: сборка пакета (40 пластин ниобия и меди в первом технологическом цикле) – горячая вакуумная прокатка, холодная прокатка на воздухе. Во втором и третьем цикле пакеты собирали из пластин, полученных в предыдущем цикле. В результате были получены композиты Cu-Nb и Nb-Nb50%Ti, состоящие из 64000 слоев меди и ниобия со средней толщиной слоев 5 нм, ниобия и сплава Nb50%Ti с толщинами слоев 80-5 нм. В процессе холодной прокатки измеряли твердость композита, исследовали формирующуюся в слоях меди и ниобия кристаллографическую текстуру (прямые полусные фигуры). Структуру исследовали методом сканирующей и трансмиссионной микроскопии.

Исследованы зависимости твердости по Виккерсу от величины деформации и обратной величины квадратного корня из t (t – средняя расчетная толщина слоев в композите) для многослойных композитов Cu-Nb и Nb-Nb50%Ti. Показано, что зависимость $HV(t^{-0.5})$ для композитов Cu/Nb после 3-го цикла удовлетворяют соотношению Холла–Петча. Причем они имеют два нанодиапозона толщин с различными наклонами зависимостей $HV(t^{-0.5})$. Кроме того, $HV(t^{-0.5})$ для композитов Cu/Nb описывались выражением Холла–Петча и на стадии 1-го и 2-го циклов, но только после отжигов, в результате которых снимался наклеп поверхности.

Показано, что для композита Nb – (Nb 50 % масс. Ti), как и для композита Cu-Nb, при толщине слоев менее 80 нм рост твердости при прокатке хорошо описывается зависимостью Холла–Петча. В многослойных композитах Nb – (Nb 50 % масс. Ti) взаимная кристаллографическая ориентация слоев способствует облегчению передачи скольжения от слоя к слою и возможно ответственна за снижение скорости роста твердости композита с уменьшением толщины слоев.

Образцы многослойного композита Ti-Al получали методом диффузионной сварки под давлением в 2 этапа. В результате были получены образцы с ламинарной структурой, состоящие из слоев относительно пластичного твердого раствора Al в Ti и прочных слоев интерметаллических фаз Ti с Al с различным соотношением толщин слоев.

Испытания образцов Ti-Al композита на 3-точечный изгиб при 750°C показали кратковременную прочность ~ 700 МПа, при 850°C – ~250-1000 МПа. Испытания на ползучесть показали, что при 750°C значение для 100-часовой прочности составит 50 МПа, а для 10 часовой прочности – более 200 МПа. Достигнутый уровень прочности свидетельствует о перспективности таких композитов, созданных на основе Ti-Al, как конструкционных материалов для средних температур эксплуатации.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАСТВОРЕННЫХ АТОМОВ И ВАКАНСИЙ В СПЛАВАХ И ЧИСТОМ α -Fe ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В УСЛОВИЯХ КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ

Жуков О.П.¹, Филиппова В.П.¹, Блинова Е.Н.¹, Неумин К.В.¹, Басов С.В.¹,
Томчук А.А.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,3}

¹Россия, г. Москва, ЦНИИчермет им. И.П.Бардина

²Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э.Баумана

³Россия, г. Москва, НИТУ «МИСЦС»

e-mail: zhukov.op@yandex.ru

Методом рентгеновской дифрактометрии в [1] показано, что при сверхвысокой пластической деформации кручением (КВД) в условиях квазигидростатического давления, с применением наковальни Бриджмена, у одних сплавов на основе α -Fe происходит уменьшение, а у других – увеличение периода ОЦК кристаллической решетки твердого раствора (Рис.1, Рис.2). У чистого α -Fe и сплавов на его основе с минимальным содержанием растворенных компонентов наблюдается деформационное увеличение периода решетки.



Рис.1. Поверхность деформированного КВД образца при рентгеновской дифракционной съемке.

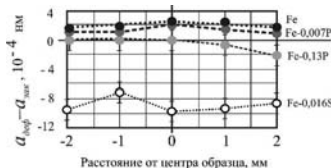


Рис.2. Изменение периода ОЦК кристаллической решетки α -Fe после КВД деформации по сравнению с недеформированным состоянием, для чистого α -Fe; Fe-0,007P и сплавов: Fe-0,13P; Fe-0,02S (% ат.).

В работе [1], показано, что возможным механизмом увеличения периода кристаллической решетки чистого α -Fe при КВД деформации, в отсутствие взаимодействия вакансий с растворенными атомами, является образование бивакансий, вызывающих локальное увеличение межатомных расстояний. Для интерпретации полученных результатов опирались на принцип Ле-Шателье, согласно которому

воздействие на кристаллическую систему сжимающей деформации должно вызывать процессы, уменьшающие межзатомные расстояния, и на зависимость периода ОЦК кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe от концентрации растворенного элемента, из работы [2]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что принцип Ле-Шателье в условиях квазигидростатического давления перестает действовать, когда концентрация вакансий, формирующихся в процессе деформации, превышает суммарную концентрацию растворенных атомов легирующих элементов и примесей.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект РФФИ № 17-08-01250).

Литература

1. Жуков О.П., Филиппова В.П., Томчук А.А., Неумоин К.В., Басов С.В., Глезер А.М., Перлович Ю.А., Крымская О.А., Мурадимова Л.Ф. Влияние кручения под высоким давлением на параметры кристаллической решетки α -Fe и твердых растворов на его основе // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 5. С. 25–31.
2. Филиппова В.П., Макушев С.Ю. Анализ зависимости периода кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe от концентраций растворенных элементов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. №4. С. 74–81.

О КРИТЕРИИ УСТАЛОСТНОГО МАСШТАБНО-СТРУКТУРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ АСИММЕТРИЧНОМ НАГРУЖЕНИИ

Завойчинская Э.Б.

Россия, г. Москва, МГУ, e-mail: elen@altomira.ru

В докладе рассматриваются процессы хрупкого усталостного разрушения металлов на разных структурно-масштабных уровнях при одноосном нагружении и сдвиге с несимметричными циклами напряжений. На основе анализа результатов обширных экспериментально-теоретических исследований усталостного разрушения в металлах и сплавах на микро-, мезо- и макроуровнях по физике твердого тела, материаловедению и механики деформируемого твердого тела (работы Л.Р. Ботвиной, В.С. Ивановой, В.Ф. Терентьева, А.А. Лебедева, В.И. Бетехтина, С.А. Головина, И.И. Новикова, А.М. Глезера, Г.В. Клевцова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова, С.Д. Волкова, С.Н. Журкова, В.В. Панасюка, В.Е. Панина, В.Т. Троценко, В.А. Ермишкина, С.Я. Яремы, Г.П. Карзова, Б.Л. Авербаха, Д. Брокка, М.В. Брауна, Т. Екобори, Х. Зеннера, С. Ивасимидзу, К. Миллера, Х.И. Мураками, Х.Китагавы, Дж. Нотта, Й. Окамото, М. Онами, Р.П. Скелтона, С. Соинсо, Д. Соси, А. Спаньолли, и др.) предложен критерий хрупкого разрушения в областях многоциклового усталости, охватывающий процесс разрушения до образования единичной макротрещины поэтапно с выделением типичного состояния – дефекта определенного масштабно-структурного уровня, и описывающий вероятность разрушения на каждом уровне системой рекуррентных определяющих соотношений [1–4].

Процесс разрушения исследуется на шести масштабно-структурных уровнях в соответствии со стадиями эволюции структуры металла по разным физическим механизмам, строится классификация хрупкого разрушения по дефектам этих уровней и проводится систематизация известных опытных данных. Предполагается, что образование дефектов каждого уровня происходит вследствие последовательного зарождения, развития и слияния дефектов предыдущих уровней. Вводятся понятия усредняющей функции данного уровня, отражающей процесс разрушения, и вероятности разрушения по дефектам данного уровня, связанной с процедурой его описания, что позволяет применить подходы механики деформируемого твердого тела к описанию процесса разрушения на микро- и мезоуровнях. Полагается, что предельное состояние дефектов данного уровня характеризуется достижением усредняющей функцией этого уровня определенного предельного значения. На каждом уровне выписываются соотношения для вероятности разрушения с выходом на кривую усталости по образованию единичной макротрещины, дальнейшее развитие которой описывается механикой разрушения. Находятся моменты времени начала развития дефектов каждого уровня и долговечность металла по дефектам мезоуровня (по образованию единичных макротрещин). В качестве переменной в этих соотношениях выбирается амплитуда напряжения, а материальные функции определяются по данным усталостных испытаний с учетом результатов физических исследований по развитию хрупких трещин и учитывают асимметрию цикла в соответствии с экспериментально обоснованными известными критериями усталостной прочности металлов.

По предложенной модели проведен анализ опытных данных по развитию трещин в представительном ряде конструкционных сталей: углеродистых, аустенитно-мартенситных, легированных и др. сталей;

чугунов; металлов: молибдена, никеля, свинца, титана и др.; никелевых, магниевых, алюминиевых, титановых сплавов и др. В докладе обсуждаются результаты расчетов для титанового сплава АТ6 и стали Ст.3 при одноосном асимметричном нагружении. Проводится классификация наблюдаемых дефектов и стадий процесса разрушения [5] и строятся области развития дефектов каждого уровня. Показывается соответствие опытным данным с выходом на кривые усталости по дефектам определенного масштабно-структурного уровня.

Литратура

1. Завойчинская Э.Б. Микро- и макромеханика разрушения элементов конструкций // Механика твердого тела, № 3. 2012. с. 54–77.
2. Завойчинская Э.Б. О критерии поэтапного усталостного разрушения металлов на различных масштабно-структурных уровнях при одноосном нагружении с несимметричным циклом// Научные труды Межд. конф. «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ-2016) (Москва, 26-28 окт.2016 г). М. Изд-во ИМАШ РАН, 2016. с. 67-70.
3. Завойчинская Э.Б. Развитие микро- и макротрещин в металлах и сплавах при пропорциональном циклическом нагружении // Проблемы машиностроения и автоматизации, № 1. 2016. с. 98–108.
4. Завойчинская Э.Б. О теории поэтапного усталостного разрушения металлов при сложном напряженном состоянии //Проблемы машиностроения и надежности машин. № 1, 2018. с. 76–85.
5. Ботвина Л.Р. Разрушение. Кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука, 2008. 334 с.

УСКОРЕНИЕ ВНЕДРЕНИЯ ИННОВАЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ И НАНОТЕХНОЛОГИЙ

Зайнетдинов Р.И., Гадолина И.В.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН, e-mail: zri7755@gmail.com

Инновационное материаловедение и нанотехнологии являются одним из наиболее перспективных направлений развития науки и техники в современной России. При этом конкретные результаты инновационной деятельности не всегда соответствуют ожиданиям из-за недооценки научно-обоснованного управления инновационно-инвестиционными процессами. Новые возможности открываются подходами, основанными на синергетике, выявлении точек бифуркаций на траекториях технологического замещения, а также на анализе аттракторов технологического развития.

Технологические системы в процессе своего обновления развиваются как открытые диссипативные устойчиво неравновесные системы, способные к самоорганизации. Наличие материального, энергетического и информационного потоков (в качестве которых выступают потоки инвестиций, научной и патентной информации, кадров, оборудования и др.) от внешних источников к системе и их диссипация являются предпосылками активности обновляемой системы. В качестве критического элемента обновляемой системы рассмотрена локальная зона повышенного градиента определяющего параметра X , лимитирующего режим работы всей обновляемой системы. Для анализа поведения такого критического элемента использована модель бистабильного элемента, обладающего двумя устойчивыми состояниями – старым (стараяция) и новым (инновация), в каждом из которых он может находиться достаточно долго. Внешние воздействия на систему могут приводить к переходу критического элемента из одного состояния в другое. Рассмотрены три характерных режима существования обновляемой системы с соответствующими значениями параметров режима α : стараяция ($\alpha < 1$), бифуркация ($\alpha = 1$) и инновация ($\alpha > 1$).

Выявлена зависимость режима существования обновляемой системы, а также времени прохождения ею критической точки бифуркации от функции распределения случайного процесса воздействий на обновляемую систему, её входных потоков (например, инвестиционных и информационных). Построены графики зависимости параметра режима α от параметров (среднего значения X и стандартного отклонения S_x) нормального случайного процесса (потока) на входе обновляемой системы. В каждом конкретном случае внедрения инновационных материалов и (или) технологических законов распределения входных потоков для обновляемой системы и их параметры могут варьироваться.

При целенаправленном изменении параметров входных потоков появляется возможность влиять на время t^* преодоления критическим элементом обновляемой системы точки бифуркации (или каскада бифуркаций). Возможность прогнозирования времени прохождения обновляемой системы через это критическое состояние, характеризующееся наиболее высокими рисками, позволяет заблаговременно предпринять меры, способствующие скорейшему переходу системы через эту точку и успешной её

адаптации к новому (инновационному) состоянию. В этом интервале времени целесообразно (путем рационального управления потоками, входящими в систему) создать наиболее благоприятные условия для успешного прохождения обновляемой системой точки бифуркации (или каскада бифуркаций) в желаемом направлении, а также предпринять все возможные меры, чтобы направить систему по благоприятному пути развития.

Потенциальные возможности, возникающие в момент бифуркации, привлекают развитие системы, она самоорганизуется, совершенствует свою структуру, переходит на качественно новый уровень развития. Отсюда следует, что технологическое развитие определяется не столько начальными условиями и «тяжелым наследием прошлого», сколько будущими возможными состояниями, т.е. аттракторами технологического развития, к которым система стремится после бифуркации. В реальности эти процессы необратимы.

Время является невозполнимым ресурсом, поэтому предлагаемый метод, предназначенный для сокращения сроков внедрения инноваций, целесообразно рассматривать, как один из важных и полезных инструментов концепции «Бережливые Инновации» и рекомендовать к использованию в процессе инновационной деятельности РАН.

Выводы. Предложен метод ускорения внедрения инноваций путем рационального управления потоками, входящими в обновляемую систему. С целью практической апробации разработанного метода авторы готовы помочь в ускорении внедрения инновационных материалов и технологий. Предложения о сотрудничестве просим направлять на E-mail: zri7755@gmail.com.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ БЫСТРОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ РАСПЛАВА

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

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

e-mail: ivanova@imet.ac.ru

Исследованы микроструктура и механические свойства материалов твердого раствора $\text{Bi}_{0.5}\text{Sb}_{1.5}\text{Te}_2$, полученных горячим прессованием порошков, приготовленных спиннингованием расплава, горячим прессованием и экструзией гранул, полученных закалкой расплава в жидкости и измельченных в ножевой и планетарной мельницах, а также горячим прессованием порошка, полученного измельчением в ступке слитка, сплавленного в ампуле. Микроструктурный анализ гранул проводили на растровом электронном микроскопе (см. рисунок). Механические свойства образцов изучали при деформации сжатием при комнатной температуре. В таблице приведены пределы прочности и относительное удлинение образцов и способы их получения.

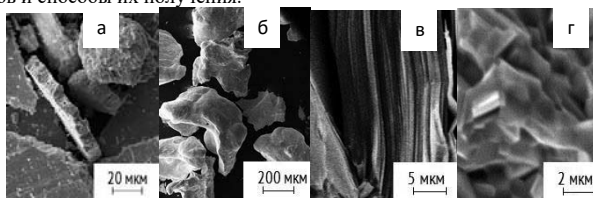


Рисунок – Микроструктура гранул (а, б) и образцов (в, г): а – спиннингование; б – закалка в жидкости; в – горячее прессование после измельчения в ножевой мельнице; г – экструзия после измельчения в планетарной мельнице.

Таблица – Способы получения образцов, пределы прочности (σ_B) и относительное удлинение (ϵ_B) при деформации сжатием.

№№ образцов	Способы получения гранул	$T_{\text{горяч.}} \text{ } ^\circ\text{C}$	Способы измельчения гранул	Способы получения образцов	σ_b , МПа	ϵ_b , %
1	спиннинговое расплава	–	стучка	горячее прессование	70	1.5
2	закалка в жидкости	27	планетарная мельница	горячее прессование	110	0.7
3	закалка в жидкости	27	планетарная мельница	экструзия	145	0.8
4	закалка в жидкости	27	ножевая мельница	горячее прессование	66	1.0
5	ампульный синтез	–	стучка	горячее прессование	44	0.8

Установлено, что разрушение всех образцов – хрупкое, при этом более высокий предел прочности (145 МПа) имел образец, полученный экструзией гранул, измельченных в планетарной мельнице. Наименее прочный – образец, полученный горячим прессованием гранул, измельченных в ножевой мельнице.

Работа выполнена по государственному заданию № 007-00129-18-00 и при финансовой поддержке РФФИ, проект № 16-08-00033а «Высокоэффективные наноструктурные термоэлектрические материалы, получаемые быстрой закалкой расплава в жидкость и спиннингованием расплава».

ИССЛЕДОВАНИИ ЛОКАЛИЗАЦИИ МАКСИМАЛЬНОЙ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ОБРАЗЦАХ УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ПЛОСКОСТНОМ СДВИГЕ ПО МЕТОДУ ИОСИПЕСКУ, С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОПТИЧЕСКОЙ СИСТЕМЫ ИЗМЕРЕНИЙ

Ильичев А.В., Губин А.М.

Россия, г. Москва, ФГУП ВИАМ, e-mail: alexander.ilichev@gmail.com

В элементах мотогондолы современных авиационных двигателей стали широко применяться конструкционные композиционные материалы. Однако они обладают ярко выраженной анизотропией свойств зависящей от ориентации армирующего наполнителя (схемы армирования). В работе рассматривался вопрос характера изменения области локализации максимальной сдвиговой деформации при испытании образцов углепластика в четырех плоскостях по стандарту ASTM D5379 (ГОСТ Р 56799). В рамках данного исследования рассматривались две марки конструкционного углепластика на основе углеродной равнопрочной ткани ВКУ-39 и углеродного ровинга ВКУ-29, которые применяются в мотогондоле двигателя ПД-14. Измерения деформационного поля образца проводились с помощью оптической системы корреляции цифровых изображений (Vis 3D). Также рассматривался вопрос влияния длины измеремого участка деформации, как для цифровых экстензометров (метод корреляции цифровых изображений), так и для наклеиваемых тензодатчиков, на достоверность полученных значений.

В ходе проведения испытаний образцы были доведены до максимальной нагрузки соответствующей разрушению или достижению предельной деформации. Поле деформации при максимальном напряжении, предшествующее разрушению или достижению 5 % деформации сдвига, показано на рисунке 1. Поля деформации лежат в плоскости касательных напряжений τ_{xy} , относительно оптического вида образца.

Таким образом, по результатам проведенных исследований была определена локальная зона максимальных сдвиговых деформаций, вызванная сложнапряженным состоянием. Установлено, что область локализации сдвиговых деформаций имеет различный характер в зависимости от направления плоскости подверженной сдвигу к плоскости армирования материала. Полученные значения сравнивались с результатами тензометрии на датчиках с длиной измерительной решетки 3 мм. Результаты полученные с использованием тензодатчиков для некоторых схем армирования получились выше, что обусловлено выходом периметра тензометрической решетки из области максимальной сдвиговой деформации. Метод бесконтактных измерений полей перемещений и деформаций позволяет определить область максимальных сдвиговых деформаций, что, в свою очередь, дает возможность получить наиболее точные результаты для каждого образца, с учетом влияния специфики анизотропии свойств ПКМ.

Таблица 1 – Результаты определения прочности при сдвиге и модуля сдвига

Плоскость сдвига относительно укладки армирующего наполнителя	Данные полученные с цифровых экстензиометров (ДИС)		Данные полученные с тензодатчиков (длина изм. решетки 3 мм)	
	$\bar{\epsilon}$, МПа	G , ГПа	$\epsilon_{(000)}$, МПа	$G_{(000)}$, ГПа
ВКУ-29				
12-(xy)	77	3,6	90	3,5
13-(xz)	30*	1,0*	65	3,3
21-(yx)	53	2,1	52	3,3
23-(yz)	33	2,3	30	2,3
ВКУ-39				
12-(xy)	100	4,0	114	4,1
13-(xz)	78	2,7	85	3,2
21-(yx)	106	3,9	115	3,6
23-(yz)	75	3,1	83	3,1

* – структурный дефект образца

ПОЛУЧЕНИЕ НАДМОЛЕКУЛЯРНЫХ МАТРИЦ КРЕМНЕЗЕМА И ПЕРСПЕКТИВЫ ИХ ПРИМЕНЕНИЯ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВЫХ НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Камашев Д.В.

Россия, г. Сыктывкар Институт геологии Коми НЦ УрО РАН

e-mail: kamashev@geo.komisc.ru

Проблема синтеза надмолекулярных матриц на основе монодисперсных сферических частиц кремнезема поставленная в середине 60-х годов XX века, вначале только лишь для решения проблемы получения искусственных аналогов благородного опала, в последние годы представляет все больший интерес в новом качестве, а именно в области создания широкого класса новых нанокomпозитных материалов.

Действительно, упорядоченное по принципу плотнейшей упаковки расположение сферических частиц кремнезема (Рис.) диаметром от 40 до 800 нм в пространстве, создает трехмерную (3D) систему тетраэдрических и октаэдрических пустот. Расположение этих пустот четко структурировано в соответствии с принципом плотнейших упаковок, а размер их определяется размером слагающих надмолекулярную структуру частиц. Таким образом, мы, имея возможность получать частицы заданного размера и формировать на их основе высокосовершенные (с низким содержанием «структурных» дефектов) надмолекулярные структуры в конечном итоге имеем идеальную матрицу для создания широкого класса нанокomпозитных материалов. Потенциально возможные свойства которых, ограничены лишь перечнем тех материалов, которые мы собираемся внедрять в имеющуюся трехмерную систему пустот.

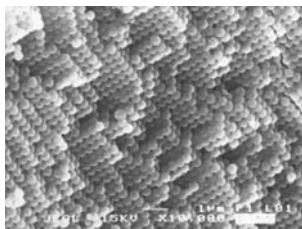


Рис. Искусственно полученная нами надмолекулярная матрица из монодисперсных сферических частиц кремнезема.

Методики получения подобных надмолекулярных структур для синтеза на их основе искусственных аналогов благородного опала существуют достаточно давно (Stober/Wetal 1968), однако создание нанокomпозитных материалов требует высокосовершенных матриц, с низким содержанием «структурных» дефектов упаковки и в гораздо более широком интервале размеров слагающих их частиц кремнезема. Эти проблемы остаются открытыми, не в последнюю очередь, по причине отсутствия единой теории образования коллоидных рентгеноаморфных частиц и понимания механизма формирования самой надмолекулярной

структуры на основе подобных частиц.

Нами были предприняты попытки решения обозначенных проблем, в результате которых была предложена идея о кластерном механизме образования аморфных наночастиц (Askhabov, Kamashev, 2017). Методом динамического рассеяния света, в реальном времени, изучены кинетические особенности их формирования (Kamashev, Askhabov, 2017). Исследованы особенности фазового перехода отдельных частиц в надмолекулярную структуру (Kamashev, 2016). Полученные результаты позволяют нам с уверенностью говорить о возможности получения в ближайшем будущем высокосовершенных надмолекулярных структур на основе монодисперсных сферических частиц кремнезема, пригодных для создания на их основе новых нанокomпозитных материалов.

Литература

1. Stober W., Fink A., Bohn E. Controlled growth of monodisperse silica spheres in the micron size range // J. Colloid and Interface Sci., 1968. V. 26. P. 62–69.
2. Askhab Askhabov, Dmitry Kamashev Aggregation of prenucleation clusters of “hidden phase” (quaterons) as mechanism for forming of amorphous nano-micro particle // 16th International Clay Conference “16th ICC”, 17-21 July 2017. Granada, Spain, Vol. 7, p. 45
3. Камашев Д.В., Асхабов А.М. Кинетика роста и строение монодисперсных сферических частиц кремнезема по данным динамического светорассеяния // Зап. РМО. Ч. СХЛVI, 2017. № 2. С. 46–57.
4. Камашев Д.В. Кинетические особенности образования надмолекулярных структур на основе монодисперсных сферических частиц кремнезема // Вестник Института геологии Коми НЦ УрО РАН. Сыктывкар: Геопринт, 2016. №6. С. 18–23.

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТОВ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ И ВОЛОКНАМИ НА ОСНОВЕ Al_2O_3 И $CaAl_2O_9$

Кийко В.М., Милейко С.Т.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН, e-mail: kiiko@issp.ac.ru

Для увеличения трещиностойкости композитов с хрупкой матрицей и хрупкими волокнами традиционно организуется относительно слабая граница раздела волокно-матрица, приводящая к затуплению трещин за счет нанесения соответствующих покрытий на волокна, см., например, [1]. Метод внутренней кристаллизации [2] позволяет получать композитные волокна на основе сложных оксидов, выполняющих аналогичную задачу [3].

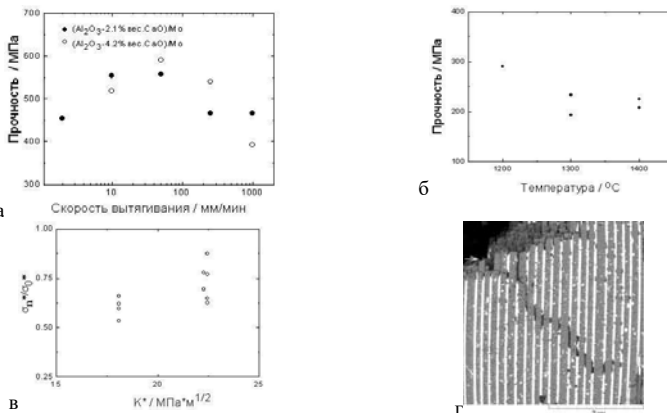


Рис. 1. а – зависимость прочности композитных образцов при комнатной температуре T_k от скорости вытягивания их в холодную зону при кристаллизации волокон двух исходных составов (указано в поле графика); б – зависимость прочности образцов от температуры; в – корреляция между величинами критических коэффициентов интенсивности напряжений K^* и отношений σ_n^*/σ_0^* прочности образцов с надрезом σ_n^* к прочности образцов без надреза σ_0^* при T_k ; г – композитный образец после разрушения при T_k в зоне макротрещины, стрелкой показано направление распространения макротрещины.

На рис. 1 показаны некоторые результаты испытаний на трехточечный изгиб, полученные на композитах с хрупкой матрицей из рекристаллизованного молибдена и волокнами, изготовленными из исходной смеси оксидов Al_2O_3 и CaO .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 17-03-01136 А).

Литература

1. Cinibulk M.K. Hexaluminates as a cleavable fibre-matrix interphase: Synthesis, texture development, and phase compatibility. J. Eur. Ceram., 2000, 20, 569-582.

2. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов, 1991, 5, 898-908.

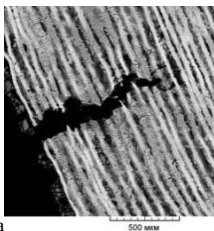
3. Sergei Mileiko, Andrew Kolchin, Vyacheslav Kiiko and Natalia Novokhatskaya. Composite Oxide Fibres Grown by Internal Crystallisation Method. Fibers, vol. 5, issue 4 (2017), 48, 1-10.

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb-Ti СПЛАВА

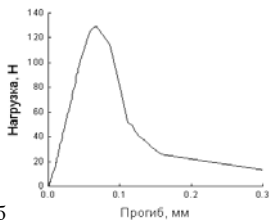
Кийко В.М., Коржов В.П., Желтякова И.С.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН, e-mail: kiiko@issp.ac.ru

Организация слоистой структуры композитного материала, чередующей достаточно пластичные слои твердых растворов на основе металлов и слои интерметаллидов, обладающих высокой жесткостью, прочностью и сопротивлением ползучести, потенциально способна обеспечить необходимый баланс механических характеристик композита, предназначенного для конструктивных применений [1-2].



а



б

Рис. 1. а – структура образца 15NbTF3 после испытаний на прочность (наиболее светлые слои представляют исходные положения ниобиевых фольг); б – зависимость прогиб – нагрузка при испытаниях на трещиностойкость образца 15NbTF5 с боковым надрезом (размеры образца 1.5×3.0×10 мм); нагрузки прикладывались перпендикулярно плоскости слоев структуры.

Структуры представленных слоистых композитных материалов формировались в результате твердофазного взаимодействия между элементами многослойного пакета в процессе его диффузионной сварки в вакууме под давлением [1]. С целью изучения влияния исходных составов и режимов изготовления на характеристики композитов было изготовлено три партии образцов 15NbTF3, 15NbTF4 и 15NbTF5. Пакеты составлялись из листов ниобиевой фольги, покрытых суспензией из смесей порошков в полиэтиленгликоле. Образцы серии 15NbTF3 имели состав смеси 49.1Ti-19.8Mo-12.4Si-12.1ZrH₂-3.8Cr-2.8 вес.%Al и режим изготовления 1400°C – 30 мин – 17 МПа плюс 1400°C – 3 ч – 14 МПа. А образцы 15NbTF4 и 15NbTF5 имели состав смеси 55.2Nb-22.0Ti-8.9Mo-5.6Si-5.4ZrH₂-1.7Cr-1.2 вес.%Al и режимы изготовления 1400°C – 5 ч – 8.4 МПа и 1400°C – 10 ч – 15 МПа, соответственно. На рис. 1 в качестве примеров приведены структура образца из серии 15NbTF3 и диаграмма нагрузка – прогиб при испытаниях образца на трещиностойкость из серии 15NbTF5. Образцы испытывались на трехточечный изгиб при комнатной температуре, и, – для примера, – для образцов серии 15NbTF5 были получены результаты: при приложении нагрузки перпендикулярно слоям структуры прочность составила 680÷690 МПа, трещиностойкость (критические коэффициенты интенсивности напряжений) 11.0÷16.0 МПа·м^{1/2}, а при приложении нагрузки перпендикулярно слоям структуры 530 МПа и 7.90÷13.0 МПа·м^{1/2}, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 17-03-00687 и № 17-08-01739А).

Литература

1. В.П. Коржов, В.М. Кийко. Структура слоистых композитов Mo-Si-B и Nb-Si-B. Известия Российской академии наук. Серия Физическая, т. 81, 11(2017), 1513-1521.

2. В.П. Коржов, В.М. Кийко, Д.В. Прохоров «Структура и жаропрочность слоистых композитов тугоплавких металлов твердофазного способа приготовления» // Перспективные материалы и технологии, монография, т. 1, 358-381. Витебский государственный технологический университет, Витебск, 2017.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В ОДНОФАЗНОЙ ОБЛАСТИ ФАЗОВЫХ ДИАГРАММ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ

Когтенкова О.А., Асланян Г.Г., Мазилкин И.А.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН, e-mail: koololga@issp.ac.ru

Формирование тонких прослоек второй фазы на границах зерен и в тройных стыках в поликристаллических материалах может привести к кардинальным изменениям свойств сплавов, особенно нано- и субмикроструктурных, поскольку свойства этих материалов критически зависят от поведения и параметров внутренних границ раздела, объемная доля которых существенно выше, чем в крупнозернистых поликристаллах.

Целью работы является изучение зернограничных фазовых превращений с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии в металлических сплавах на основе алюминия и меди в однофазных областях объемных фазовых диаграмм систем Al-Zn, Al-Mg, Cu-Co, Cu-Ag и Cu-Ni с крупным размером зерен и с ультрамелкозернистой структурой, полученной одним из методов интенсивной пластической деформации – кручением под высоким давлением.

Были проведены калориметрические измерения сплавов до и после кручения под высоким давлением с различной скоростью нагрева 10 и 20 К/мин с помощью дифференциальных сканирующих калориметров TA Instruments Q910 и Q1000.

Согласно классическим представлениям о фазовых диаграммах двойных систем в однофазной области (α -раствор) не протекают никакие фазовые превращения. Однако во всех изучаемых нами сплавах на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии в однофазной области наблюдались дополнительные пики, свидетельствующие о зернограничных фазовых превращениях и образовании метастабильных фаз. О наличии метастабильных фаз в однофазной области объемных фазовых диаграмм можно судить и по тому факту, что дополнительные пики на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии наблюдаются не только в ультрамелкозернистых образцах, но и в крупнокристаллических образцах. С помощью просвечивающей электронной микроскопии было показано, что метастабильные фазы в виде тонких прослоек образуются не только на границах зерен, которых много в ультрамелкозернистых образцах, но также и в объеме в случае крупнокристаллических образцов. Однако их трудно идентифицировать из-за их небольшой доли.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 18-33-00473).

ВЛИЯНИЕ ШУНГИТОВОГО НАНОУГЛЕРОДА НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ МДО-ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВЕ Д16

Комаров А.И.¹, Комарова В.И.¹, Рожкова Н.Н.², Золотая П.С.¹, Романюк А.С.¹, Искандарова Д.О.¹

¹Беларусь, г. Минск, Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

²Россия, г. Петрозаводск, Институт геологии Карельского НЦ РАН

e-mail: polina.zolotaya@gmail.com

В работе исследовано влияние шунгитового нанокремнезема на процесс микродугового оксидирования (МДО), толщину и микротвердость керамических покрытий (КП), созданных на алюминиевом сплаве Д16. Микроплазменная обработка этого сплава проводилась в анодно-катодном режиме в силикатно-щелочном электролите – базовом (Na_2SiO_3 , KOH) и модифицированном шунгитовым нанокремнеземом (ШУ). ШУ представляет собой природный материал [1], главной характеристической особенностью которого является дифильность, поэтому в электролитах для МДО он проявляет свойства, подобные ПАВАм, что является важным фактором для этого процесса.

Согласно проведенным исследованиям, введение шунгитового нанокремнезема в электролит для МДО способствует росту толщины керамических покрытий на сплаве Д16 с 145 мкм до 230 мкм (рис. 1, а, б).

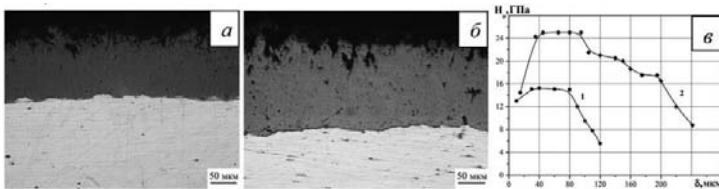


Рис. 1. Микроструктура КП Д16 без добавок (а), с добавлением ШУ (б), распределение микротвердости по толщине покрытий (в): (1 – без добавок, 2 – с добавлением ШУ)

Эффект повышения толщины и физико-механических характеристик формируемых керамических покрытий под воздействием ШУ наблюдается также при МДО силицинов АК7 [2] и АК12М2МгН [3].

Рентгеноструктурный анализ позволил определить, что основой состава МДО-покрытия сплава Д16 являются высокотемпературный оксид алюминия α -Al₂O₃ (корунд) и низкотемпературный γ -Al₂O₃. Установлено, что модифицирование покрытия ШУ не приводит к увеличению в составе КП корунда (75-80%), однако микротвердость H_μ повышается. Добавка обеспечивает достижение уровня микротвердости, равной 25 ГПа, что в 1.7 раза превышает значения H_μ для покрытия, полученного в базовом электролите (рис. 1в). Плавное снижение H_μ по мере приближения к поверхности покрытия объясняется увеличением пористости и содержанием низкотемпературных модификаций оксида алюминия.

Выводы. В результате проведенных исследований было выявлено, что введение шунгитового углерода в рабочий раствор приводит к интенсификации процесса микродугового оксидирования и повышению прочностных свойств керамических покрытий. Достигнуто повышение толщины керамического покрытия в 1.6 раза увеличение значения микротвердости с 15 ГПа для покрытия без добавок до 25 ГПа с добавлением ШУ.

Литература:

1. Рожкова, Н.Н. Нанокремний шунгитов – Петрозаводск: Карельский научный центр РАН, 2011. – 100 с.
2. Комаров А.И., Комарова В.И., Рожкова Н.Н., Золотая П.С., Романюк А.С. Структура и свойства модифицированного шунгитовым нанокремнием оксидокерамического покрытия на сплаве АК7 // Сб. науч. трудов «Актуальные вопросы машиноведения». – Мн: Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, 2017. – с. 366-368
3. Комаров А.И., Комарова В.И., Золотая П.С. Повышение трибомеханических свойств поршневого сплава АК12М2МгН керамическим покрытием, модифицированным графеноподобным углеродом // Междунар. науч.-техн. журнал «Механика машин, механизмов и материалов». – Мн: Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, 2017. – №2(39). – с. 39-43.

УПРУГИЕ СВОЙСТВА ОКСИДОВ И ОКСИАНИОННЫХ СОЛЕЙ МАГНИЯ И КАЛЬЦИЯ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

Корабельников Д.В., Журавлев Ю.Н.

Россия, г. Кемерово, КеМГУ

e-mail: dkorabelnikov@yandex.ru

Оксиды и оксианионные соли магния и кальция применяется в конструкционных и технологических материалах, лазерах, эмалях, глазуриях, пиротехнических и теплоаккумулирующих составах, а также для приготовления огнестойких составов. При нормальных условиях оксиды и нитраты кристаллизуются в кубическую структуру, тогда как структура сульфатов является орторомбической. Электронные свойства нитратов и сульфатов магния и кальция широко изучены, однако первопринципальные исследования упругих свойств отсутствуют. Это связано с тем, что адекватные расчёты весьма трудоёмки и требуют для сложных соединений значительных вычислительных ресурсов.

В настоящей работе расчёты упругих постоянных выполнены с помощью пакета CRYSTAL [1]. В вычислениях использовался базис линейных комбинаций атомных орбиталей (ЛКАО) в рамках теории функционала плотности. Первopринципальное определение кристаллической структуры проводилась с

помощью минимизации полной энергии, межатомных сил и смещений. Упругие постоянные рассчитывались с использованием второй производной энергии по деформациям.

Для описания упругого поведения кристаллов наряду с упругими постоянными используются такие параметры как модуль всестороннего сжатия B , сдвига G , Юнга E , коэффициент Пуассона μ , которые могут быть выражены через упругие постоянные. Анизотропия сжимаемости наиболее существенна для сульфата магния, который вдоль оси c в 4.5 раза более сжимаем, чем вдоль оси a [2]. Реальные материалы являются поликристаллическими системами, представляющими собой агрегированную смесь микрокристаллов со случайной взаимной ориентацией. Одним из распространенных способов оценки упругих характеристик поликристаллических материалов является усреднение величин, получаемых при расчетах монокристаллов, известная как процедура Фойгта (V)-Реусса (R)- Хилла (H). Полученный набор упругих модулей оказывается полезным для оценок ряда других физических свойств поликристаллических материалов: твердость H (ГПа), поперечные ν_T , продольные ν_L компоненты скорости звука (м/с), среднюю скорость звука $\langle \nu \rangle$ (м/с) и теплопроводность k (Вт/мК). Вычисленные для оксидов и оксидных солей магния и кальция упругие модули, твердость, скорости звука и теплопроводность [2, 3] приведены в таблице 1.

Таблица 1

кристаллы	B	G	E	μ	H	ν_L	ν_T	$\langle \nu \rangle$	k
MgO	156.5	128.4	302.5	0.18	22.9	9733	6092	6710	5.57
CaO	127.1	71.9	173.1	0.24	9.9	8187	4649	5169	3.34
Mg(NO ₃) ₂	39.4	13.0	35.1	0.35	1.60	5086	2434	2737	0.70
Ca(NO ₃) ₂	19.8	2.3	6.5	0.45	0.14	3088	971	1106	0.28
MgSO ₄	68.8	47.4	115.7	0.22	9.3	6777	4062	4494	1.21
CaSO ₄	61.8	29.5	76.3	0.29	4.4	5996	3237	3613	0.88

Известно, что если $G/B < 0.57$, то материал скорее пластичный, в противном случае – хрупкий. Из табл.1 следует, что оксиды и сульфат магния скорее хрупкие материалы, тогда как нитраты скорее пластичные. К преимуществам пластичных материалов относят малую чувствительность к тепловым ударам, поскольку материал может эффективно рассеивать тепловые напряжения с помощью пластических деформаций. Отношение G/B может также характеризовать твердость материала. Так, в алмазе, где твердость равна 96 ГПа отношение $G/B = 1.208$, в гексагональном BN (50-60 ГПа) - 0.846, в корунде Al₂O₃ (20-27 ГПа) – 0.65. Таблица указывает на то, что наиболее твердыми являются оксиды и сульфат магния. Кроме того, из таблицы видно, что нитраты и сульфаты имеют низкую теплопроводность и могут использоваться в качестве теплозащитных материалов.

Список литературы

1. Dovesi R., Saunders V.R., et al. CRYSTAL09 User's Manual, 2010. P. 258
2. Korabel'nikov D.V., Zhuravlev Yu.N. // J. Phys. Chem. Solid. 2018. V. 119. pp. 114-121.
3. Zhuravlev Yu.N., Korabel'nikov D.V. // Russ. Phys. J. 2017. V. 60. pp. 149-156.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОКОНТАКНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОМПОЗИЦИОННЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ СКЛЕРОМЕТРИИ

Коренков В.В.¹, Разливалова С.С.¹, Литовка Ю.В.²

¹Россия, г. Тамбов, ФГБОУ ВО "ТГУ им. Г.Р. Державина"

e-mail: ya.vikkor@yandex.ru

²Россия, г. Тамбов, ФГБОУ ВО "ТГТУ"

e-mail: polychem@list.ru

В настоящее время задача исследования физико-механических характеристик и процессов деформирования в субмикро- и нанобъемах композиционных материалов различными методами, такими как микро- и наноиндентирование, склерометрия, а также сопоставление различных способов тестирования и обработки данных представляет особый интерес [1]. Углеродные нанотрубки представляются одним из наиболее перспективных армирующих элементов для металлических матриц и покрытий ввиду уникальных свойств, в том числе высоких механической прочности и жесткости. Однако на настоящий момент наноконтактные физико-механические характеристики композиционных материалов, в том числе электрохимических покрытий, содержащих углеродные нанотрубки, недостаточно изучены.

Цель данной работы заключалась в исследовании наноконтактных характеристик (твердости и объема вытесненного материала при царапании) электрохимических хромовых покрытий, сформированных из стандартного сульфатного электролита с добавкой многостенных углеродных

нанотрубок торговой марки «ТАУНИТ» (производства ООО «НаноТехЦентр», г. Тамбов) при концентрации от 10 до 120 мг/дм³ в электролите, методом скретч-тестирования. Диспергирование углеродных нанотрубок, очищенных от катализатора, проводилось с помощью ультразвука (частота $f=22$ кГц, интенсивность звука $I=7,86 \cdot 10^6$ Вт/м², амплитуда ультразвуковых колебаний волновода 80 мкм). Склерометрические испытания производили на установке для исследования физико-механических характеристик субмикрометровых объемов и приповерхностных слоев твердых тел TriboNanoindentor - NANO, разработанной в НИИ "Нанотехнологии и наноматериалы" ТГУ им. Г.Р. Державина (г. Тамбов). Царапины наносили алмазным индентором Берковича по схеме "ребром вперед" с нормальным усилием $P=200$ мН и скоростью перемещения индентора $V=25$ мкм/с.

Методами сканирующей атомно-силовой (АСМ) и растровой электронной микроскопии исследована морфология поверхности гальванических хромовых покрытий. Структура покрытий была типичной бугристой с небольшим количеством трещин. Также на поверхности покрытия, подвергнутого локальному деформированию, наблюдали углеродные нанотрубки, которые были внедрены в матрицу металла. Из анализа АСМ-изображений поверхности следовало, что образцы, полученные при высоких концентрациях нанотрубок в электролите ($C \geq 60$ мг/дм³), имели более выраженный рельеф поверхности с четкими границами зерен, по отношению к образцам без нанотрубок или с малыми их концентрациями ($C=0$, $C=10$ мг/дм³, $C=40$ мг/дм³). При $C \geq 60$ мг/дм³ твердость покрытий, определенная методом склерометрии (H_{sc}) повышалась, а объем вытесненного материала (V) снижался по отношению к чистому электролитическому хрому. Так, для покрытий, осажденных при $C=70$ мг/дм³ величина H_{sc} возрастала до 65%, V снижался до 55%. Зависимость твердости H_{sc} от концентрации нанотрубок в электролите качественно коррелировала с поведением микротвердости H_V покрытий, измеренной при нагрузке на индентор Виккерса $P=1.5$ Н на приборе ПМТ-3М [2]. Улучшение наноконтактных характеристик композитов (при $C \geq 60$ мг/дм³) может быть связано со снижением среднего размера зерна (d) и изменением морфологии поверхности покрытий. Так, при $C=0$ d составлял 8-12 мкм, при $C=70$ мг/дм³ - $d=7-10$ мкм, при этом наблюдалось большее количество мелких зерен с размерами до 5 мкм. Данный факт дает основание полагать, что концы нанотрубок и дефекты на их поверхности могли служить прекурсорами для роста новых зерен. Таким образом, на примере композиционных хромовых покрытий показано, что метод склерометрии хорошо подходит для характеристики физико-механических свойств композиционных электрохимических покрытий, в том числе с высокой шероховатостью поверхности ($R_a \approx 1,5-2$ мкм).

Список литературы

1. Golovin Yu.I. Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films: A review // *Physics of the Solid State*. 2008. Vol. 50. № 12. pp. 2205-2236.
2. Дьяков И.А. Применение углеродных нанотрубок «ТАУНИТ» в гальванотехнике [Электронный ресурс]: монография / И.А. Дьяков, Ю.В. Литовка, А.Г. Ткачев. – Саратов: Ай Пи Эр Медиа, 2018. – 207 с. – 978-5-4486-0241-2. – Режим доступа: <http://www.iprbookshop.ru/71743.html>

ПРОЧНОСТЬ ПРИ УДАРЕ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СИНТАКТИКОВЫХ КОМПОЗИТОВ

Корохин Р.А.¹, Солодилов В.И.¹, Горенберг А.Я.¹, Куперман А.М.¹, Байков А.В.²

¹Россия, г. Моква, ИХФ РАН

²Россия, г. Моква, ОАО «НПО Стеклопластик»

e-mail: korohinra@gmail.com

Использование полых стеклянных микросфер, как наполнителей полимеров – перспективный путь создания таких конструкционных элементов, как сэндвич-панели, где наполненные полимеры имеют ряд существенных преимуществ, по сравнению с сотами и пенопластами, а именно – более высокие показатели удельных физико-механических характеристик.

Цель данной работы – исследовать физико-механические характеристики синтактиков с содержанием стеклосфер 30-70 % и сэндвич-панели на их основе. Эпоксидные полимеры, модифицированные стеклосферами нагружали по трехточечной схеме при динамических скоростях (1,2-5,4 м/с) для определения прочностных характеристик при ударе. Образцы, представлявшие собой сэндвич-панели (толщина обкладок 2 мм), так же испытывали при низкоскоростном ударе, кроме того, исследовали их трещиностойкость на образцах в виде двугавра.

После проведения испытаний поверхность разрушенных образцов исследовали с помощью электронной микроскопии.

Для динамических нагружений наполненных оксидов применялись образцы размером 7 x 7 x 40 мм, размеры сэндвич-панелей - 7 x 8 x 40 мм, расстояние между опорами, в обоих случаях составляло 32 мм. Для синтактиков рассчитывали прочность при изгибе (σ) и полную энергию разрушения (E_c). Для сэндвичей рассчитывали прочность при сдвиге синтактикового заполнителя (τ), прочность обкладок и также полную энергию разрушения (E_{c-n})

Прочность синтактиков при изгибе (σ) монотонно снижается с увеличением содержания стеклосфер с 95 МПа до 35 МПа. Подобная тенденция наблюдается и для полной энергии разрушения образцов (энергия уменьшается с 13 до 3 кДж/м²). При этом, при нагружении со скоростью 1,2 м/с, разрушения образцов, содержащих 30% стеклосфер, не происходит. Это может быть связано с тем, что при увеличении содержания наполнителя происходит уменьшение полимерного слоя и, соответственно, охрупчивание материала, что и приводит к уменьшению воспринимаемых нагрузок. Кроме того, в исследованном диапазоне скоростей значения прочности и энергии разрушения практически не зависят от скорости нагружения образцов.

При испытании образцов сэндвич-панелей разрушения при скорости нагружения 1,2 м/с не происходит при всех концентрациях стеклосфер, при 2,6 м/с разрушаются лишь образцы, содержащие 70% стеклосфер (что связано с высокой, относительно заполнителя, прочностью стеклопластиковых обкладок), при этом значения τ и E_{c-n} составляют 34 МПа и 310 кДж/м² соответственно. Как и в случае с образцами синтактиков, с увеличением концентрации происходит снижение прочности (но в данном случае, прочности при сдвиге). Подобная зависимость связана не только, как и в случае испытания синтактиков, с охрупчиванием, но и с увеличением вероятности контакта поверхности стеклосфер с обкладками сэндвич-панелей. В свою очередь, энергия при разрушении образцов имеет тенденцию к росту. Это связано с тем, что в процессе испытания помимо синтактикового заполнителя нагрузку воспринимают также и стеклопластиковые обкладки, для разрушения которых требуется больше энергии (основная её часть при ухудшении прочностных характеристик приходится именно на них). Трещиностойкость синтактиковых композитов. Видно, что значения G_{IR} с ростом концентрации стеклосфер уменьшаются более чем в 3 раза (с 0,92 до 0,28 кДж/м²).

Тенденция к снижению значений с ростом концентрации наполнителя наблюдалась и для прочности при динамическом нагружении, и связана с охрупчиванием материала.

Исследование микрофотографий, продемонстрировало значительное уменьшение полимерного слоя в образцах, что подтверждает охрупчивание синтактиков с ростом содержания микрофер в эпоксидной матрице.

Таким образом, показано, что прочность синтактиков (в том числе и сэндвич-панелей на их основе) при ударе зависит от концентрации микрофер и, по мере роста их содержания в матрице (от 30 до 70%) идет значительное снижение их физико-механических характеристик. При этом расчет полной энергии разрушения образцов демонстрирует, что для синтактиков происходит снижение, а для сэндвич-панелей снижение данной характеристики, что связано с вкладом обкладок для второго типа образцов в данный параметр. Исследование трещиностойкости также демонстрирует значительное снижение параметра G_{IR} с ростом концентрации стеклосфер, что приводит к наличию корреляционной зависимости на диаграммах G_{IR} — E_c .

ПОЛИМОРФИЗМ, СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И РЕСУРС РАБОТЫ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Коржув М.А., Кретова М.А., Авилон Е.С.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
E-mail: korzhuev@imet.ac.ru

Рассмотрены особенности многопараметрической оптимизации термоэлектрических материалов (ТЭМ) с учетом влияния фазовых переходов (ФП) на ресурс работы термопар (ТП).

В настоящее время лучшими ТЭМ, работающими в интервале температур выше комнатной, являются вырожденные полупроводники ($Ge_{1-x}Te$, $Sn_{1-x}Te$, $Pb_{1-x}Sn_xTe$, $Cu_{2-x}Se$ и др.) с оптимальной концентрацией носителей электронов (дырок) $n(p) \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ [1, 2]. Все эти материалы в рабочих интервалах температур испытывают полиморфные ФП (температура Кюри $T_c \sim 600\text{--}700 \text{ K}$), приводящие к растрескиванию ветвей и сокращению ресурса работы ТП [2 - 4].

Критерий отбора ТЭМ. При отборе ТЭМ для изготовления ТП используется универсальный параметр безразмерной термоэлектрической добротности

$$ZT = \alpha^2 \cdot \sigma / \kappa \sim N (m^* T^{5/2}) e^{r-1/2} \mu^{3/2} / \kappa_{ph}(1)$$

определяющий КПД η преобразования энергии в ТП при оптимальных значениях $n(p)$. (Здесь α - дифференциальная термо-Э.д.с., σ и $\kappa = \kappa_{ph} + \kappa_c$ - удельные электропроводность и теплопроводность, κ_c и κ_{ph} - электронная и фононная (решеточная) составляющие теплопроводности, N - число эквивалентных экстремумов в зоне, m^* - эффективная масса проводимости, r - параметр рассеяния, μ - подвижность носителей тока, T - абсолютная температура) [1- 2]).

Критерий неустойчивости кристаллической решетки ТЭМ. Выражение (1) содержит зонный параметр N , ответственный за высокие значения ZT ТЭМ. Однако, в то же время, этот параметр при $N = 2, 3, 4 \dots$ определяет неустойчивость кристаллической решетки ТЭМ за счет действия междолинного эффекта Яна - Теллера (МЭЯТ) [2]. Согласно теории МЭЯТ, существование N эквивалентных экстремумов, заполненных носителями тока в ТЭМ, оказывается неустойчивым. Поэтому ниже T_c экстремумы расщепляются по шкале энергий, что вызывает полиморфный ФП в ТЭМ.

В результате ФП $\beta \rightarrow \alpha$ и $\beta \rightarrow \gamma$ в $Ge_{1-x}Te$ (2) эффективное число экстремумов уменьшается $N = 4 \rightarrow 1(2)$, соответственно снижается также величина ZT ТЭМ (см. выражение (1)) [2]. (Здесь: α - R3m; β - Fm $\bar{3}m$; γ - Pnma - пространственные группы полиморфных модификаций $Ge_{1-x}Te$, $T_c^{\beta \rightarrow \alpha} \sim 700$ К; $T_c^{\beta \rightarrow \gamma} \sim 630$ К - соответствующие температуры Кюри [2, 3]). Поскольку полиморфные ФП $\beta \rightarrow \alpha$ и $\beta \rightarrow \gamma$ в $Ge_{1-x}Te$ сопровождаются увеличением объема кристаллов на 1-2%, ТЭМ при термоциклировании вблизи T_c разрушается, а ресурс работы ТП соответственно снижается [2, 3, 5].

Борьба с полиморфными ФП путем изменения T_c . Несколько попыток вывести T_c за пределы рабочего интервала температур и, тем самым, повысить ресурс $Ge_{1-x}Te$, описаны в литературе [2, 3]. Все эти попытки оказались недостаточно эффективными по следующим причинам. При увеличении T_c имеем $N = 4 \rightarrow 1(2)$, что снижает величину ZT $Ge_{1-x}Te$ в рабочем интервале температур (см. выражение (1)). С другой стороны, понижение T_c в область низких температур сохраняет условие $N = 4$, однако, согласно теории эффекта Яна - Теллера, требует снижения концентрации $n(p)$ в ТЭМ ниже оптимальной, что также оказывается неприемлемым. (Пример: твердые растворы: $GeTe \rightarrow Ge_{1-x}Sn_xTe \rightarrow SnTe$ ($T_c = 700 \rightarrow 80$ К; $p \sim 10^{19} \rightarrow 10^{18}$ см⁻³) [2]). Отсюда возникло современное направление борьбы с полиморфными ФП в ТЭМ, исключающее изменение T_c . Вместо изменения T_c используется размытие ФП по шкале температур и повышение пластичности ТЭМ.

Размытие полиморфных переходов. Размытие полиморфных ФП в ТЭМ производилось различными методами. Изменение состава (x) сплавов $Ge_{1-x}Te$ позволило уменьшить скачки объема вблизи T_c для переходов $\alpha \rightarrow \beta$ ($x < 0,976$) и $\gamma \rightarrow \beta$ ($x > 0,976$) до $\sim 0,1-0,2$ ат.%. В свою очередь, переход к тройным ($GeTe + 5$ мол.% Bi) и четверным сплавам ($GeTe + 5$ мол.% Bi + Cu)) позволил дополнительно расширить температурный интервал ФП $\alpha \rightarrow \beta$ в $Ge_{1-x}Te$ до 50- 100 К, что благоприятно сказалось на механических свойствах ТЭМ [2].

Повышение пластичности в рамках твердотельной электроники. Известно, что пластичность материалов связана с возможностью быстрой релаксации критических напряжений, возникающих в зоне разрушения образцов [4]. В проводниках электрического тока роль пластификатора играют свободные электроны (дырки), быстро перемещающиеся по образцу. Эффективность пластифицирующего действия электронных носителей тока можно оценить по величине параметра $\nu = n(p)\mu$. Для металлов, полуметаллов и ТЭМ имеем: $n(p) \sim 10^{22}, 10^{18}$ и 10^{19} см⁻³; $\mu \sim 10, 10^5$ и 10^2 см²/ (В.с), в результате получаем $\nu \sim 10^{23}$; $\sim 10^{22}$ и $\sim 10^{21}$ / (см.В.с) соответственно. Таким образом, концентрация носителей тока в ТЭМ недостаточна для достижения уровня пластичности металлов и полуметаллов. В свою очередь, возможности увеличения $n(p)$ в ТЭМ существенно ограничены величиной $(n(p))_{opt} \sim 10^{19}$ см⁻³) [1, 2].

Переход к твердотельной ионике. Кроме подвижных электронов (дырок), пластификаторами ТЭМ являются также быстрые ионы (Cu^+ , Ag^+ , Au^+ и др.) [4]. Обычно быстрые ионыводят в многокомпонентные ТЭМ в небольших количествах (до нескольких ат. %) [1, 2]. Однако, в ряде ТЭМ типа $Cu_{2-x}Se$, принадлежащих к суперионным проводникам, при температуре $T > T_c \sim 291$ К подвижными становятся около половины ионов меди [4]. В результате при фазовом переходе $\alpha \rightarrow \beta$ в $Cu_{2-x}Se$ развивается явление сверхпластичности, родственное сверхпластичности предплавления [4]. При этом отрицательное влияние фазового перехода $\alpha \rightarrow \beta$ на ресурс работы сплавов $Cu_{2-x}Se$ полностью подавляется, однако усиливается высокотемпературная ползучесть ТЭМ, приводящая к деформации ТП при изотермическом отжиге. Для увеличения длительной прочности $Cu_{2-x}Se$ используются упрочняющие добавки (Al, In, Sb, Cd и Zn ~ 1 ат.%) [6].

Сверхпластичность мелкого зерна. Искусственное уменьшение размера кристаллического зерна (например, путем получения «нанодробленки») снижает вероятность развития критических напряжений,

в результате пластичность ТЭМ резко возрастает [7]. Отрицательным последствием применения мелкого зерна может быть развитие структурной неустойчивости образцов, связанной со спонтанным укрупнением зерна при хранении и отжиге ТЭМ (эффекта Таммана) [7].

Естественные мелкодисперсные структуры и наноструктуры В [5] в узком интервале температур $T < T_c$ наблюдали эффект субкритической сверхпластичности $Ge_{1-x}Te_x$, связанный со спонтанном доменизацией (1- 100 мкм) сплавов при ФП $\beta \rightarrow \alpha$ [2]. В более хрупкой γ - фазе, не имеющей доменной структуры [2], эффект пластификации отсутствует [3]. В [8] описаны естественные НС - слоистые сплавы $[(Ge, Sn, Pb)(Te, Se)]_m[(Bi, Sb)_2(Te, Se)_3]_n$ ($m, n = 0, 1, 2, \dots$), имеющие удовлетворительные механические свойства, связанные с малыми периодами собственной наноиентичности (толщины слоев, периоды сверхструктур). Использование естественных НС упрощает производство ТЭМ, а также делает ТЭМ более устойчивыми в процессе эксплуатации [8].

Комбинированное воздействие на ФП. В настоящее время, в рамках многопараметрической оптимизации, выведение T_c за пределы рабочего интервала температур ТЭМ не используется. Вместо этого производят размятие ФП по шкале температур путем перехода к многокомпонентным системам и мелкому зерну. Дополнительно в состав сплавов вводятся суперионные агенты – пластификаторы (чаще всего ионы Ag^+ , устойчивые в ТЭМ). Примерами таких ТЭМ могут служить современные промышленные сплавы LASTT($AgPb_mSn_nSbTe_{2+m+n}$), LASTm($AgPb_mSn_nSbTe_{2+m}$) и TAGSm ($AgSbTe_2$)- $x(GeTe)_x$, отличающихся повышенным ресурсом работы [1].

Выводы. Высокие термоэлектрические свойства ($ZT \sim 1$) и полиморфизм ТЭМ оказались явлениями, связанными друг с другом. В результате выведение температуры фазовых переходов T_c за пределы рабочего интервала температур может снижать одновременно и величину ZT ТЭМ. При этом отрицательное влияние полиморфных фазовых переходов на механические свойства и ресурс работы ТЭМ может быть существенно уменьшено. Это достигается за счет размытия ФП по шкале температур, а также путем использования пластифицирующего действия мелкодисперсной кристаллической структуры и быстрых ионов (Cu^+ , Ag^+ и др.), вводимых в твердый раствор.

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

Список литературы

1. Sootsman J.R., Chung D.Y., Kanatsides M.G.// *Angew. Chem. Int. Ed.* 2009.V.48. P. 8616- 8639.
2. Коржув М.А. Теллурид германия и его физические свойства. М.: Наука, 1986. 104 с.
3. Авиллов Е.С., Шелимова Л.Е., Кретова М.А.// *Неорганические материалы.*1993.Т.29.№7. С.905- 909.
4. Сирота Н.Н., Коржув М.А., Лобзов М.А., Абрикосов Н.Х.и др.// *ДАН СССР.* 1985. Т.281. №1. С.75-77.
5. Аблова М.С., Грузинов Б.Ф., Жукова Т.Б. // *Изв. АН СССР. Неорган. Матер.* 1976. Т.12. №8. С.1378-1381.
6. Геминев В.Н, Бочвар А.Г., Коржув М.А. // *ФХОМ.* 1993.№4. С.136- 141.
7. Булат Л.П., Пшенай-Северин Д.А., Дробкин И.А. и др. // *Термоэлектричество.*2011. № 1.С. 14-19.
8. Авиллов Е. С., Коржув М. А., Кретова М. А., Михайлова А. Б. // *Перспективные материалы,* 2015. № 12. С.15-26.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НАНОПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОРОШКОВЫХ СИСТЕМ «МЕДЬ–ЛУКОВИЧНЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ УГЛЕРОДА – ПЛАКИРОВАННЫЙ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕН»

Ковтун В.А., Пасовец В.Н.

Беларусь, г. Минск, Университет гражданской защиты МЧС Беларуси

e-mail: pasovets_v@mail.ru

На сегодняшний день машиностроением все в больших объемах используются порошковые металлополимерные композиционные материалы на основе металлической матрицы для изготовления деталей узлов трения. Данные материалы позволяют обеспечить заданный эксплуатационный ресурс работы машин и механизмов по критериям износостойкости. Однако металлополимерные композиты, обладающие высокими триботехническими характеристиками, имеют невысокие прочностные показатели, что объясняется разупрочнением металлической матрицы при введении полимерного наполнителя более 5 мас. %. Наиболее рациональным путем повышения прочностных характеристик металлополимерных композитов триботехнического назначения является применение плакированных металлом матрицы частиц полимера, а также введение в состав материалов наноразмерных частиц в

виде луковичных наноструктур углерода (ЛНУ), которые, играя роль наполнителя, повышают прочность, износостойкость и теплостойкость нанокompозита [1].

В данной работе порошковые металлополимерные композиты получали методом электроконтактного спекания. Образцы формировались путем прессования при давлении 480 МПа и спекания электрическим током силой 18 кА в течение 3 секунд под давлением. В качестве исходных компонентов использовались ЛНУ, синтезированные методом пиролиза бензола, медный порошок ПМС-1 ГОСТ 4960-2009, ПТФЭ ГОСТ 1007–80, плакированный оболочкой меди толщиной от 5 до 7 мкм. Процесс смешивания исходных компонентов был заменен процессом механоактивации [2].

Результаты проведенных экспериментов представлены на рисунке. Анализ результатов исследований влияния состава нанонаполненных ЛНУ дисперсных систем на основе порошковой меди и омедненного политетрафторэтилена на прочностные характеристики получаемых композиционных материалов показал следующее. При введении от 0,01 до 0,07 мас. % ЛНУ предел прочности при сжатии снижается с 162 МПа до 130 МПа. Увеличение содержания ЛНУ в материале от 0,01 до 0,07 мас. % повышает микротвердость композита до 1400 МПа. Дальнейшее увеличение содержания ЛНУ ведет к снижению значений микротвердости композита.

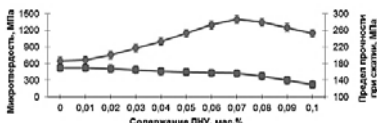


Рисунок – Зависимость микротвердости и предела прочности при сжатии нанонаполненных композитов, полученных из порошковых систем «медь – ЛНУ – омедненный ПТФЭ (6 мас.%)», от содержания ЛНУ

Литература

1. Пасовец В.Н., Ковтун В.А., Плещачевский Ю.М. Пасовец, В.Н. Получение, свойства и безопасность композитов на основе порошковых металлов и наноструктур углерода. – Гомель: БелГУТ, 2011. – 200 с.
2. Пасовец В.Н., Ковтун В.А. Влияние механоактивации исходных порошковых компонентов на структурообразование и свойства композиционных материалов на основе систем медь – наноструктуры углерода // Материалы, технологии, инструменты – 2008, Т.13, № 3. – С. 87–93.

ОБОСНОВАНИЕ ПРИЛОЖЕНИЯ ПРИНЦИПА КВАНТОВАНИЯ ЭНЕРГИИ К ОПИСАНИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Краев М.В.¹, Краева В.С.²

¹Украина, г. Днепр, ЧАО «Днепропетровский металлургический завод», E-mail: kraev_79@mail.ru

²Украина, г. Днепр, ДНУЖТ им. ак. В. Лазаряна, E-mail: kraeva_violetta@i.ua

Описание характеристик механических свойств материалов осуществляется на разных уровнях: от атомных систем до реальных физических тел. Зачастую, механические свойства металлов представляются частью механической картины мира, где все явления связаны жесткими причинно-следственными связями. Например, для металлов, исследуемых на макроскопическом уровне, такой подход позволяет достаточно точно определять уровень прочности и пластичности. Но уже описание влияния технологических факторов на механические свойства металлов (химический состав, режимы обработки) сталкивается с возрастающим влиянием случайных величин, вероятностно-статистическим результатом. Факторы микро- и наноуровней часто рассматриваются как самостоятельные области исследования. Еще большие трудности возникают при описании процессов взаимодействия металлов с волнами и полями. Трудности описания взаимосвязи между материей, протекающими в ней микропроцессами, волнами, полями и характеристиками этой материи, в виде механических свойств физических тел связаны с необходимостью применения некоей обобщенной теории. В настоящее время наиболее общей теорией, объясняющей физическую картину мира, является квантовая механика, устанавливающая способ описания и законы движения микрочастиц и их систем, а также связь величин, характеризующих частицы и системы, с физическими величинами, непосредственно измеряемыми опытным путем.

Рассмотрим возможности применения квантовой теории для деформации металлов и описания их механических характеристик. Известно, что механические свойства металлов формируются на основе состояния их кристаллической структуры, ее дефектов, их подвижности. Количество таких дефектов в малом объеме вещества очень велико, например число дислокаций $10^5 \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$. В поликристалле в любой момент времени невозможно определить точное количество дислокаций, их координаты и направление движения, они как бы являются размазанными по пространству. Возможен только вероятностный способ описания динамики дислокаций. Дислокации обладают одновременно и свойствами частиц и свойствами волн. Именно этот принцип и используется в квантовой механике, где осуществляется отказ от траекторного способа движения частиц, а дислокация подобно волне может находиться сразу во многих точках пространства. Здесь состояние микродефектов кристаллической решетки описывается волновыми ψ -функциями. С помощью квантовой теории возможно представление механических свойств реальных тел как множества состояний системы. Значения же механических свойств являются реализацией при данных условиях отдельных потенциальных возможностей системы.

Функцией состояния системы является ее энергия. Энергия математически выражает соответствие между множеством состояний и множеством вещественных чисел, когда каждому состоянию поставлено в соответствие одно (и только одно) значение энергии. В физике установлено, что энергия выделяется и поглощается телами не сплошным потоком, а дискретными частями – квантами. В деформируемом теле внешняя механическая энергия расходуется на возникновение и движение дефектов кристаллической решетки (дислокаций). Каждая дислокация представляет собой отдельный объект микроструктуры и потребляет свою частицу (квант) энергии. Исходя из данной логики, энергия деформации металла является совокупностью отдельных квантов, а саму деформацию металла можно представить как волну сверхвысокой частоты. Частота этой волны является сверхвысокой по количеству квантов энергии (ранее указано количество дислокаций в единице объема металла). Это соответствует известному принципу квантования энергии, где утверждается, что квантовая система (тело) обладает дискретными уровнями энергий (количество которых может стремиться к бесконечности), кратными некоторой единичной энергии вплоть до предельного значения энергии и разрушения самого тела. Поэтому, механические свойства тел можно выразить через потребляемую для их деформации энергию, выражаемую формулой типа формулы Планка $E=h\nu$. Это предполагает существование некоторой единичной энергии постоянной величины и частоты ее потребления дефектами кристаллической решетки.

В настоящее время приложением квантовой теории к механическим свойствам металлов занимается ряд отечественных специалистов, среди которых можно выделить Данова А.С. и Рязанцева Н.А. Основной проблемой применения квантового подхода является трудность решения уравнений с получением результата в аналитическом виде.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ СТАЛЕЙ ПО ДИАГРАММЕ ДИНАМИЧЕСКОГО МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Крень А.П.

Беларусь, г. Минск, ИПФ НАН Беларуси, e-mail: alekspk@mail.ru

Предел текучести σ_T является одной из механических величин, измерение которой обязательно при проведении технического диагностирования потенциально опасного промышленного оборудования: трубопроводов, сосудов, работающих под давлением, изделий машиностроения и др. В работе рассматривается методика неразрушающего контроля предела текучести сталей на основе обработки данных диаграммы низкоскоростного ударного вдавливания сферического индентора в испытуемый материал. Отличительной особенностью разработанной методики является использование части диаграммы ударного вдавливания, охватывающей две стадии: чисто упругое и упругопластическое деформирование.

В работе представлено теоретическое обоснование диапазона деформаций, в котором зарождается и начинает развиваться пластическое течение материала при ударном микроиндентировании сферическим бойком. Не смотря на то, что начало пластического течения имеет место при $P_m/\sigma_y = 1,07$ (P_m – среднее контактное давление, σ_y – предел текучести) практическое проявление пластической деформации происходит при $P_m/\sigma_y = 1,6$. Показано, что за счет обоснованного расширения диапазона упругопластического перехода появляется возможность регистрировать с

помощью имеющейся аппаратуры процессы, соответствующие начальной стадии микропластической деформации.

Для определения σ_T находилось значение среднего контактного давления $P_{m(0,6)}$ при деформации 0,6 %, пропорциональное σ_T . Учитывая, что выбранная остаточная деформация близка к условной, равной 0,2 %, для металлов, не имеющих площадки текучести, а также то, что для сталей при растяжении характерно наличие площадки текучести, при которой напряжение течения не меняется при росте деформации, считали, значение $P_{m(0,6)}$, равным динамическому пределу текучести σ_T^d .

Проведены эксперименты по деформированию мало-, среднеуглеродистых и трубных сталей. Сопоставление полученных значений среднего контактного давления (σ_T^d) с величинами σ_T , определенного при растяжении образцов, показали наличие линейной связи между ними (рисунок 1).

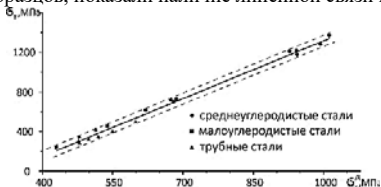


Рисунок 1 – Связь динамического и статического предела текучести (штриховые линии – границы доверительного интервала)

Подтверждено, что разработанная методика позволяет определить предел текучести сталей с более высокой точностью, чем известные ранее, например, с использованием значений твердости по Виккерсу. Доверительный интервал при определении величины σ_T , исходя из значений $P_{m(0,6)}$, составил 40 МПа (погрешность измерения не превысила 60 МПа или 13 % во всем диапазоне от 230 до 1400 МПа). Показано, что для мягких сталей динамический предел текучести σ_T^d гораздо выше по сравнению со статическим σ_T , при чем разность между ними уменьшается с ростом статического предела текучести и при высоких значениях σ_T пределы текучести близки по величине. При этом для твердых образцов σ_T^d даже несколько ниже σ_T , что означает, что при используемой этой энергии удара материал не достиг значимых пластических деформаций при индентировании.

ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПРИМЕНЯЕМЫХ В ЭНЕРГЕТИКЕ В УСЛОВИЯХ НЕОДНОРОДНОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ.

Кульков В.Г., Цирульников П.П.

Россия, г. Волжский, Волжский филиал МЭИ, e-mail: vikulkov@yandex.ru

Одна из серьезных проблем в энергетике, это шум и вибрации оборудования. У гидротурбины её динамическая устойчивость определяется по параметрам и возмущающим колебаниям, таким как пульсация давления и скорости потока жидкости. Такие колебания являются вынужденными, как правило, могут привести к возникновению автоколебаний, что снижает динамическую устойчивость турбины. Вибрации возникают не только в оборудовании с вращающимися частями, а также в стационарном оборудовании, одним из видов которого являются технологические трубопроводы. Источники вибраций трубопроводов – это сужающие, дроссельные устройства, повороты, в которых турбулентность потока жидкости вызывает кавитацию. Также установившиеся колебания, в том числе высокочастотные, могут возникать и в прямолинейных участках, где трубопровод располагается на опорах. Вынужденные колебания возникают вследствие пульсации рабочей среды, связанной с работой насосно-компрессорного оборудования, вызывая в том числе резонанс с колебаниями собственной частоты трубопровода. Проблема особенно актуальна в трубопроводах, где среда имеет высокие температуры и температурные градиенты с высокими скоростными потоками и высокими уровнями давления.

Одно из решений проблемы вибраций в дроссельных устройствах – это изменение конструкции, а именно, дробление рабочего потока путем разделения на множество степеней или же ступенчатое дросселирование. В результате получается прибор, работающий в безкавитационном режиме. Еще один из способов – использование дросселей, в которых, двухфазный поток переводится из пузырькового режима течения в режим дисперсно-кольцевой, минуя снарядный, за счет быстрого

вскипания потока на высоких массовых скоростях при входе на трубку дросселя. Современным методом является создание средств снижения вибраций: гасителей колебаний давления, механических демпферов, изменение конструкции, геометрических размеров и т.п. Снижение шума и вибрации от технологического оборудования, например выброса избытков пара в атмосферу, достигается применением глушителей с несколькими степенями шумопоглощения с использованием, в том числе звукопоглощающего материала, в котором происходит диссипация энергии шума и вибрации. Снижение шума и вибрации в области низких частот возможно путем применения активной компенсации колебаний вследствие интерференции с их источником в противофазе.

Перечисленные методы снижения вибрации предполагают изменение в той или иной мере конструкции оборудования. Имеется возможность брѣбы с уровнем шума и вибрации без ее изменения путем использования материалов с высокими демпфирующими характеристиками взамен применяемых традиционных конструкционных материалов. При их моделировании и разработке необходим учет специфики работы устройств в теплоэнергетическом оборудовании. Это такие факторы как повышенная и высокая температура, высокие давления, а также значительная величина градиента температуры, достигающая значений в несколько сотен градусов на миллиметр.

При рассмотрении процессов демпфирования колебаний в качестве исследуемой характеристики часто используют величину внутреннего трения. Основными механизмами затухания являются фазовые превращения, зернограничное проскальзывание, миграция межзеренных границ, внутриверенное движение линейных и точечных дефектов. Используемые конструкционные материалы являются поликристаллическими, поэтому один из наиболее существенных механизмов диссипации энергии – межзеренное проскальзывание. Спектр его состоит из нескольких максимумов с налагающимся на них фоном внутреннего трения. Величина фона экспоненциально зависит от температуры. Поэтому демпфирование будет преобладать в слоях металла или сплава с более высокой температурой. Это приведет к дополнительному нагреву этих слоев. Максимумы можно интерпретировать как суперпозицию дебаевских пиков с непрерывно изменяющимся временем релаксации. Такие максимумы имеют ширину, большую, чем дебаевский пик. Кроме того, положение пика существенно определяется температурой материала. Таким образом, вследствие наличия градиента температуры возникает градиент времен релаксации противоположного знака. Это приводит к еще большему уширению зернограничных пиков, так что они могут перекрываться между собой.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Кувшинов М.О., Хлыбов А.А.

Россия, г. Саров, ФГУП РФЯЦ-ВНИИЭФ

e-mail: makskuvshinov2007@yandex.ru

Повышение долговечности деталей машин методом поверхностного пластического деформирования (ППД) широко используется в промышленности для повышения качества поверхности деталей.

К числу распространенных методов поверхностного пластического деформирования относится ультразвуковое поверхностное пластическое деформирование. Сущность ультразвуковой обработки заключается в воздействии на упрочняемую поверхность стального или твердосплавного индентора, прижатого к ней и вибрирующего с ультразвуковой частотой. В контакте инструмента и детали возникают высокие локальные напряжения. Ультразвуковой инструмент пластически деформирует поверхность импульсно и многократно незначительной статической силой при отсутствии трения качения. Среднее давление, создаваемое в поверхностном слое детали, в 3 - 9 раз меньше, чем при других способах поверхностного пластического деформирования. Большая доля энергии непосредственно затрачивается на искажение кристаллической решетки.

Физическая природа, характеризующая процесс ультразвуковой ударной обработки, достаточно сложна и связана с такими явлениями, как удар, деформация, поверхностное трение и адгезионные явления, диссипация и преобразование механической энергии удара в тепло, колебания с частотой возбуждающей силы, волновые процессы и др.

Упрочнение и формирование поля остаточных напряжений в процессе ультразвуковой ударной обработки изделия является результатом комплексного воздействия на материал мощных колебаний с частотой ультразвука и собственно пластического деформирования поверхностного слоя вследствие многократных периодических ударов инструмента.

Целью выполнения данной работы было проследить изменения происходящие со структурой и свойствами стали 12Х18Н10Т после поверхностного пластического деформирования в ультразвуковом поле.

Исследование влияния ультразвуковой ударной обработки на структуру и свойства стали по глубине образца производилась при следующем режиме обработки: усилие прижима ультразвукового индентора $F_N=50, 100, 150, 200\text{Н}$.

Усредненные результаты измерения микротвердости: в исходном состоянии – 200 HV, после ультразвуковой обработки при 50Н – 230,3 HV, после ультразвуковой обработки при 100Н – 272,1 HV, после ультразвуковой обработки при 150Н – 300,3 HV, после ультразвуковой обработки при 200Н – 347,3 HV.

В исходном состоянии остаточные микронапряжения поверхностного слоя: $-35...0$ МПа. После ультразвукового ПД в поверхностном слое появились сжимающие остаточные микронапряжения имеющие максимум на поверхности: $\sigma_{\text{ост } 5} = -345$ МПа; $\sigma_{\text{ост } 10} = -390$ МПа; $\sigma_{\text{ост } 15} = -440$ МПа; $\sigma_{\text{ост } 20} = -490$ МПа.

Проведенные экспериментальные исследования позволяют наглядно показать преимущества ультразвуковой обработки и возможность применения ультразвукового пластического деформирования для повышения характеристик поверхностных слоев стали 12Х18Н10Т.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ФОРМИРОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЯ МЕДИ С АЛЮМИНИЕМ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Кузьмин Е.В., Лысак В.И., Кузьмин С.В.

Россия, г. Волгоград, ВолгГТУ, e-mail: e.v.kuzmin@yandex.ru

При проведении экспериментов для сварки взрывом в качестве исходных материалов применялись пластины из отожженной меди М1 и алюминия А5. Для проведения сравнительных исследований при идентичных условиях взрывного нагружения применялась усовершенствованная схема сварки взрывом с одновременным воздействием ультразвука (УЗ) [1, 2], которая позволяла единой метаемой пластиной одновременно сваривать два неподвижных образца, один из которых являлся исследуемым (с воздействием ультразвука), второй – контрольным (без применения ультразвука).

Скорость точки контакта V_k варьировалась в диапазоне от 1600 до 3500 м/с за счет применения смесевых ВВ (аммонит 6ЖВ+кварцевый песок), динамический угол соударения изменялся от 4° до 18° (скорость соударения $V_{\text{от}}$ от 140 до 530 м/с), что позволяло менять энергию W_2 в диапазоне от 0,07 до 1,0 МДж/м². Частота и амплитуда ультразвуковых колебаний во всех экспериментах были постоянны и составляли 20 кГц и 7 мкм.

Результаты проведенных исследований показали, что в достаточно широком диапазоне режимов сварки взрывом в медно-алюминиевых образцах, подвергнутых одновременной УЗО, прочность на отрыв слоев $\sigma_{\text{отр}}$ выше, а количество оплавленного металла $K_{\text{опл}}$ на границе соединения значительно меньше по сравнению с контрольными образцами без воздействия ультразвука (рис. 1).

Экспериментально установлено, что прочное сварное соединение начинает образовываться уже при $W_2 > 0,1 \dots 0,14$ МДж/м². Максимальное значение прочности на отрыв слоев для медно-алюминиевых образцов с воздействием ультразвука составляло $\sigma_{\text{отр}} = 94$ МПа, в то время как максимальная прочность для контрольных образцов меньше – $\sigma_{\text{отр}} = 83$ МПа.

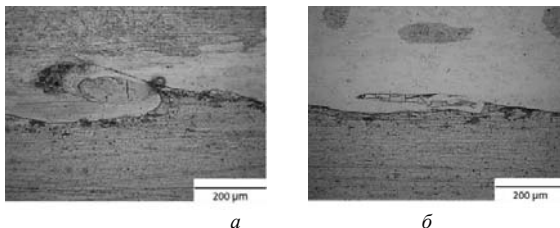


Рис. 1 – Микроструктуры медно-алюминиевых образцов

($D = 2000$ м/с, $W_2 = 0,96$ МДж/м², $\gamma = 15,19^\circ$):

а – контрольный образец (сварка взрывом); б – сварка взрывом с воздействием УЗ колебаний.

На основе анализа полученных результатов исследования показано, что сварка взрывом с воздействием ультразвука позволяет существенно расширить область свариваемости пары медь - алюминий, как близки нижней границы, так и вблизи верхней, что в свою очередь позволяет значительно увеличить диапазон получения качественного соединения с минимальным развитием структурной и механической неоднородностей.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках “Совета по грантам Президента РФ” (СП-1940.2016.1).

Литература:

1. Кузьмин, С.В. Применение ультразвука при сварке взрывом / С.В. Кузьмин, В.И. Лысак, Е.В. Кузьмин // Научноёмкие технологии в машиностроении. - 2017. - № 7 (73). - С. 3-10.
2. Особенности формирования структуры и свойств соединения меди с алюминием при сварке взрывом под воздействием ультразвука / Е.В. Кузьмин, А.П. Пеев, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак // Физика металлов и металловедение. - 2017. - Т. 118, № 8. - С. 861-868.

ВЛИЯНИЕ ПОЛИНИЛИНА НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭПОКСИДНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Курбатов В.Г., Пугачёва Т.А.

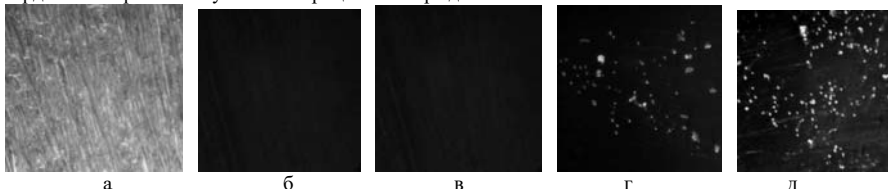
Россия, г. Ярославль, ФГБОУ ВО ЯГТУ

E-mail: kurbatovvg@list.ru

Проводящие полимеры и, в частности, полианилин (ПАНи) обладают комплексом ценных свойств. Введение их в полимерные композиционные материалы может придать такие ценные свойства как электрическая проводимость, защита от коррозии и др. [1, 2]. Наличие окислительно-восстановительной активности ПАНи способен оказывать влияние на процесс отверждения некоторых олигомеров, например эпоксидных. В свою очередь изменение характера отверждения будет оказывать влияние и на упруго-деформационные свойства.

Эпоксидные полимерные материалы были сформированы на основе дианового эпоксидного олигомера. В качестве отвердителей были использованы 2-метилпентаметилен-1,5-диамин (МПМДА) и полиэтиленполиамин (ПЭПА). В качестве модифицирующей добавки использовался недопированный ПАНи изумеральдиновой формы. Содержание ПАНи в эпоксидном полимерном материале варьировалось от 0 до 0,75 %. Перед отверждением эпоксидного олигомера (ЭО), используемые аминные отвердители модифицировались ПАНи по разработанной методике [3].

По своей структуре ПАНи представляет полиамин, содержащий как вторичные, так и третичные аминогруппы. Таким образом, несмотря на то, что выступать в качестве сшивающего отвердителя для ЭО он не способен, однако может оказывать каталитическое действие на процесс отверждения. Было показано, что введение ПАНи в эпоксидный полимерный материал до 0,4% приводит к значительному ускорению процесса отверждения. Причем это наблюдается как при использовании в качестве отвердителя МПМДА, так ПЭПА. Увеличение содержания ПАНи в полимерной композиции приводит к ингибиранию отверждения. Это связано с тем, что при увеличении содержания ПАНи происходит выделение его частиц в качестве самостоятельной дисперсной фазы (рисунок 1). При этом на поверхности частиц ПАНи происходит адсорбция молекул отвердителя. В результате этого часть отвердителя е принимает участия в процессе отверждения.



Содержание ПАНи в полимерном материале, %: 1 – 0; 2 – 0,19; 3 – 0,38; 4 – 0,57; 5 – 0,76.

Рисунок 1 – Микрофотографии эпоксидных полимерных материалов, содержащих ПАНи

В свою очередь глубина шивки и густота химической сетки могут оказывать влияние на прочностные характеристики сформированных полимерных материалов. Уруго-деформационные свойства отвержденных эпоксидных полимерных материалов были изучены с помощью одноосного сжатия. Показано, модуль упругости и предел прочности эпоксидных полимерных материалов, содержащих до 0,4 % ПАНи, в 2-2,5 раза выше по сравнению с немодифицированными образцами. Однако, дальнейшее повышение содержания ПАНи в полимерных материалах приводит к снижению прочности по сравнению с немодифицированным материалом. Это объясняется тем, что выделяющиеся в виде отдельной дисперсной фазы частицы ПАНи выполняют роль микродефектов в образце способствуя разрушению полимерного блока (рисунок 1г, 1д).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00503 мол «а».

Литература:

1. Vesely D., Kalendova A., Sapurina I. et al. // 8th International conference «Advances in coatings technology»: Conference papers. Warsaw, 2008. P. 601.
2. Akbarinezhad E., Ebrahimi M., Faridi H.R. // Prog. Org. Coat. 2009. V. 64. P. 361.
3. Kurbatov V. Physical-mechanical properties of epoxy coatings modified by polyaniline // Polymers Paint Colour J. 2012. V. 202. № 1. P. 44.

ОПТИМИЗАЦИЯ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ПОЛИМЕРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ РЕЛЬСОВЫХ СКРЕПЛЕНИЙ С ЦЕЛЮ УВЕЛИЧЕНИЯ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ

Курзина Е.Г.¹, Колмаков А.Г.², Аксенов Ю.Н.¹, Богачев А.Ю.¹, Курзина А.М.¹

¹Россия, г. Москва, РУТ (МИИТ)

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

e-mail: kurzina_elena@mail.ru

Одной из основных функций полимерных элементов современных конструкций рельсовых креплений является гашение динамических воздействий колес подвижного состава на рельсы в вертикальной и горизонтальной, поперечной оси пути плоскости и высокочастотных вибраций. Вместе с тем, они должны обладать достаточной прочностью и жесткостью, чтобы обеспечивать стабильность рельсовой колеи и работоспособность в различных условиях эксплуатации. В связи с постоянно растущими нагрузками на путь и подвижной состав, а также скоростями движения поездов, возникает необходимость выбора оптимальных параметров амортизирующих элементов, способных эффективно снижать динамические воздействия.

Рельсовые прокладки, устанавливаемые на железобетонные шпалы, являются амортизирующим упругим элементом, служащим для обеспечения продольного сопротивления смещению рельсов и снижению динамических нагрузок. В настоящее время для их изготовления применяют различные резиновые, полимерные и композиционные материалы.

Целью настоящей работы являлось изучение динамических свойств рельсовых прокладок из различных групп материалов, но одинаковой геометрии, предварительно нагруженных с усилием 20 кН, что соответствует нажатю пружинных элементов рельсовых креплений. Объектами экспериментальных исследований служили прокладки, изготовленные по одному чертежу из композита на основе резиновой смеси (ТПК5), резинокордового композита ПД-РЕ-Корд и двух разновидностей полимерного материала на основе поливинилхлорида (Пиколой и Пикопан).

В ходе исследований изучено поведение упругих прокладок под действием циклической нагрузки с частотой 10 Гц в диапазоне от 20 до 90 кН, что соответствует реальным условиям эксплуатации с осевой нагрузкой 25 т. Прокладки располагали между жесткой металлической плитой и отрезком рельса Р65 длиной не менее нижней опорной плиты. Возбуждающее воздействие измеряли с помощью силоизмерителя испытательной машины, а изменение расстояния между плитой и рельсом – двумя индуктивными датчиками перемещения. В расчет принималось среднее значение расстояния из показаний двух датчиков.

По результатам испытаний для каждого типа материала строили ветви нагружения и снятия нагрузки, ограничивающие область гистерезиса (рисунки 1-4). По диаграмме нагружения-разгрузки за один цикл определяли следующие характеристики:

- динамическую секущую жесткость, как отношение приложенной нагрузки в диапазоне 20-90 кН к изменению перемещения в данном диапазоне;
- динамическую тангенциальную жесткость, являющаяся касательной к ветви нагружения соответствующей 60 кН;
- площадь петли гистерезиса, характеризующую долю рассеивания энергии упругой деформации;
- полезную упругость - долю возвращенной работы от затраченной на деформирование образца.
- податливость при нагружении, характеризующуюся площадью, ограниченной нагрузочной ветвью нагружения и линией динамической секущей жесткости.

Динамические и энергетические характеристики материалов представлены в таблице 1.

Таблица 1

Наименование характеристики	Наименование материала прокладки			
	ТПК5	ПД-РЕ-Корд	Пикалой	Пикопан
Динамическая секущая жесткость, кН/мм	125	188	183	123
Динамическая тангенциальная жесткость, кН/мм	191	282	235	172
Площадь петли гистерезиса	4,8	2,4	5,0	5,1
Полезная упругость, %	18	14	28	18
Податливость при нагружении	3,5	2,0	1,6	2,1

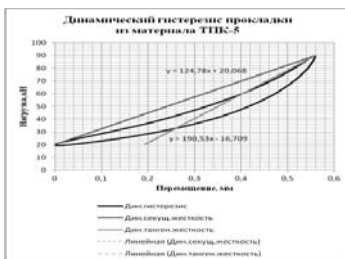


Рисунок 1 –Динамический гистерезис прокладки из материала ТПК-5

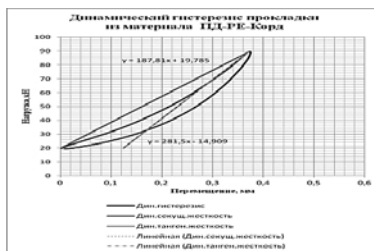


Рисунок 2 –Динамический гистерезис прокладки из материала ПД-РЕ-Корд

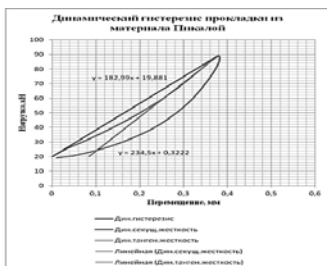


Рисунок 3 –Динамический гистерезис прокладки из материала Пикалой

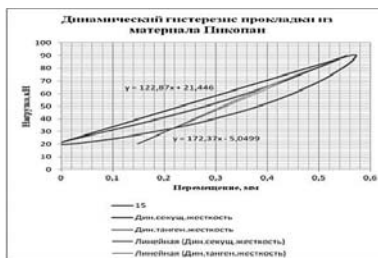


Рисунок 4 –Динамический гистерезис прокладки из материала Пикопан

Динамическая жесткость рельсовых прокладок определяет стабильность геометрических параметров рельсовой колеи, особенно в кривых участках пути. Из представленных данных видно, что наибольшую жесткость (в 1,5 раза выше) имеют прокладки из материалов ПД-РЕ-Корд и Пикалой. Следовательно, отклонения параметров рельсовой колеи при прохождении подвижного состава по пути с данными прокладками в начальный период эксплуатации будут меньше, что особенно актуально при тяжеловесном движении. Однако, для участков смешанного и пассажирского движения по ряду причин (низкое гашение вибраций, увеличение воздействия на ходовые элементы подвижного состава) нецелесообразно значительное повышение динамической жесткости.

Величина потерянной работы, выражающаяся площадью петли гистерезиса, зависит от упругих свойств материала и амплитуды изменения деформаций. Прокладки из материалов ТПК5, Пикалой и Пикопан за один цикл расеивают в два раза большую энергию, чем из материала ПД-РЕ-Корд. Однако, причиной возникновения гистерезиса является внутреннее трение материала (приводящее к его разогреванию), что может повлиять на ускоренное развитие остаточных деформаций. При этом на процесс воздействует не только нагревание элемента во время эксплуатации, но и температура окружающей среды.

Относительная величина теряемой на внутреннее трение работы характеризуется коэффициентом полезной упругости - отношением работы, отданной при разгрузке, к работе, затраченной на деформирование. Как следует из данных таблицы 1, максимальным значением коэффициента полезной упругости обладает материал Пикалой, что предполагает его большую склонность к развитию остаточных деформаций, которая подтверждается эксплуатационными наблюдениями.

В качестве дополнительного динамического параметра амортизирующих материалов следует применять показатель податливости при нагружении, который характеризует плавность процесса нагружения. Наибольшую податливость из всех приведенных материалов имеет композит ТПК5, что говорит о его более высокой эластичности, которая оказывает существенное влияние на оптимизацию динамических процессов многомассовой системы «Железнодорожный путь-подвижной состав».

Таким образом, проведенные исследования с учетом исследований влияния температурных процессов, изложенных в работе [1], позволяют оптимизировать свойства амортизирующих материалов элементов рельсовых скреплений для различных условий эксплуатации с целью улучшения динамики колебательных систем и повышения их долговечности.

Список используемой литературы

Курзина А.М., Семак А.В., Курзина Е.Г., Аксенов Ю.Н., Богачев А.Ю. Влияние температуры испытания и толщины демпфирующего слоя на показатели статической и динамической жесткости амортизаторов из полимерной композиции. VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 7-10 ноября 2017 г./Сборник материалов – М: ИМЕТ РАН, 2017, с.11-12

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ ВОЛН В ТРУБОПРОВОДЕ

Лаврова В.А., Полянский В.А., Зиновьева Т.В., Дервенеv Н.В., Макеев А.А.,
Третьяков Д.А.

Россия, г. Санкт-Петербург, СПбПУ, E-mail: victoria.lav95@gmail.com

Увеличение концентрации водорода, проникающего в стенку трубопровода из перекачиваемых по нему газо- и нефтепродуктов, способствует образованию дефектов в материале трубы. Наличие поля напряжений в металле способствует ускорению наводораживания, которое является в этом случае частью процесса стресс-коррозии. Это приводит к возникновению аварийных ситуаций в результате хрупкого разрушения металла. Для обеспечения безопасности необходимо использование методов неразрушающего контроля. Широко применяемая для этих целей ультразвуковая дефектоскопия не позволяет обнаруживать зародышевые микродефекты. А современные высокопрочные и коррозионно-стойкие стали, применяемые в нефте-газовой промышленности, склонны к быстрому развитию этих дефектов. При этом образуются зоны хрупкого разрушения длиной в сотни метров.

Одним из наиболее перспективных является метод акустоупругости, который основан на измерении акустической анизотропии — относительной разности скоростей распространения ультразвуковых акустических волн во взаимно перпендикулярных направлениях. Данный метод позволяет определить средние по толщине материала величины механических напряжений, что является важным преимуществом при наличии микроструктурных изменений металла.

Вместе с тем, до сих пор метод акустоупругости не применялся для контроля стресс-коррозионных процессов, поэтому необходим анализ возможного влияния стресс-коррозии на скорости распространения акустической волны в металлах.

Цель данной работы — исследование влияния водорода на распространение волн в стенках трубопровода с учетом внешних нагрузок. В работе рассматривается двуслойная модель трубы, внутренний слой которой соответствует пораженной водородом части материала с ослабленными механическими свойствами. Задача решается в трехмерной постановке теории упругости.

Рассматриваются линейные уравнения динамики однородной изотропной трубы без объемных сил:

$$(\lambda + \mu)\nabla\nabla \cdot \mathbf{u} + \mu\Delta\mathbf{u} = \rho\mathbf{f}$$

Здесь λ, μ – параметры Ляме, \mathbf{u} – вектор перемещений.

Сигнал подается на внешней поверхности трубы, а снимается на внутренней. Граничные условия таковы, что на внутренней поверхности трубы и области внешней, которая свободна от внешнего воздействия, напряжения отсутствуют. На поверхности сопряжения слоев непрерывны нормальные к ней напряжения и перемещение \mathbf{u} . Аналитически найден сигнал на выходе. Построена зависимость выходного сигнала от толщины поврежденного слоя трубы и от величины модуля упругости.

Эта задача была решена также методом конечных элементов в программном комплексе ANSYS, было проведено сравнение аналитических и расчетных результатов.

Поскольку труба во время эксплуатации испытывает равномерное давление на внутреннюю стенку, то необходимо учесть влияние ее напряженного состояния на распространение акустических волн. Эта задача также была решена в программе ANSYS. Была построена зависимость выходного сигнала от величины внутреннего давления.

Полученные результаты показывают, что наличие поврежденного внутреннего слоя приводит к существенному для метода акустоупругости изменению скорости распространения ультразвуковой волны.

Работа сделана при поддержке стипендиальной программы ООО «Сименс».

Список литературы:

1. Лепедин Л.Ф. Акустика: Учебное пособие для вузов – М.: Высш. Школа, 1978. – 448с.
2. Никитина Н.Е. Акустоупругость. Опыт практического применения. – Н. Новгород: ТАЛАН, 2005. – 208 с.
3. Слепян Л.И. Нестационарные упругие волны – Л.: Судостроение, 1972. – 376 с.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ОТКРЫТОЙ ПОРИСТОСТИ И ПАРАМЕТРОВ ШЕРОХОВАТОСТИ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ

Лебедев Д.И.

Россия, г. Якутск, ИФТПС им. В.П. Ларионова СО РАН
e-mail: uranhai@rambler.ru

Порошковые материалы характеризуются высокой степенью неоднородности и сложным строением; пористость и плотность являются важнейшими характеристиками структуры порошкового материала, размеры пор порошковых покрытий расположены в весьма широком диапазоне $\sim 10^{-8} - 10^{-4}$ м. Высокий уровень пористости износостойких покрытиях с крупными порами ухудшает характеристики прочности и твердости, что приводит к снижению износостойкости.

Объектами исследования в работе являются износостойкие модифицированные покрытия с добавками корунда Al_2O_3 (режим №1, №2, №3), W и Ta, для проведения измерений были изготовлены цилиндрические и прямоугольные образцы с покрытием на торцевой стороне. Определение открытой пористости модифицированных износостойких покрытий проводилось методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 9.304-87.

Шероховатость покрытий была измерена профилометром Surftest SJ-201P (Mitutoyo, Япония).

Для определения открытой пористости модифицированных гидростатического взвешивания образцы взвешивали на воздухе на лабораторных весах. Затем образец с покрытием пропитывали в керосине в течение одной сутки. Пропитанный жидкостью образец взвешивали на воздухе и в воде.

Таблица 1

Результаты измерения открытой пористости и шероховатости покрытий с модифицирующими добавками

	Al_2O_3			W	W	W	Ta	Ta	Ta
	№1	№2	№3	0.1	0.3	1	0.1	0.3	1
По, %	3,02	1,64	1,97	4,87	8,67	7,48	7,85	5,94	6,73
Rz, мкм	6,16	2,49	5,96	23,77	46,26	21,21	34,38	20,48	31,95

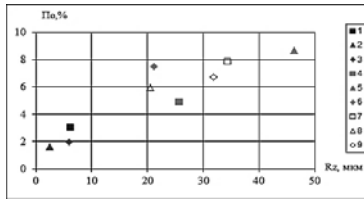


Рис. 1. Взаимосвязь открытой пористости и шероховатости

Как видно из таблицы 1 и рисунка 1, параметры шероховатости износостойких покрытий зависят от количественного значения пористости. Наименьшее значение открытой пористости (1,64%) и параметров шероховатости наблюдается у покрытия №6 с добавками корунда Al_2O_3 , наибольшее значение открытой пористости (8,67%) и параметров шероховатости у покрытия с упрочняющими добавками вольфрама W (0,3%).

Заключение

Методом гидростатического взвешивания установлены уровни открытой пористости износостойких покрытий с модифицирующими добавками корунда Al_2O_3 , W и Ta. Минимальное значение открытой пористости наблюдается у покрытия №6 с добавками Al_2O_3 . Наибольшее значение открытой пористости и параметров шероховатости у покрытия с упрочняющими добавками вольфрама W (0,3%), также в других покрытиях наблюдается высокие значения параметров шероховатости и пористости, что показывает взаимосвязь открытой пористости и шероховатости.

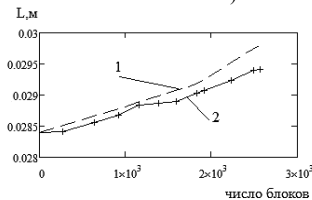
РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ СПЕКТРАХ НАГРУЖЕНИЯ.

Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

e-mail: SLebedinski@Yandex.ru

Для оценки прочностной надёжности несущих деталей подвижного состава по условию живучести, не достаточно иметь стандартную диаграмму усталостного разрушения материала. В виду сложных процессов накопления повреждений при эксплуатационных режимах нагружения необходимы экспериментальные данные для формирования расчётных моделей при типизированных нерегулярных процессах нагружения[1]. Для экспериментального моделирования процесса развития усталостных трещин при нерегулярном нагружении выбран тип образца С(Т) – компактный образец для внецентренного растяжения. Образцы размером 125x120x10 мм.вырезались из надрессорной балки грузового вагона. Испытания проведены на электрогидравлическом стенде. Химический состав стали образцов: С 0,2104; Mn1,085; Si 0,292; P<0,0030; S 0,020; Cr 0,108;Ni 0,130;Cu 0,215; V<0,0030; Fe 97,91. Для моделирования эксплуатационного процесса нагружения использовано распределение экстремальных значений напряжений на раме тележки рефрижераторного вагона [2]. Распределение, охватывает 11-ть уровней напряжений от 7,2 до 45,6 МПа. С помощью датчика случайных чисел сформирована последовательность экстремальных значений циклической нагрузки. Для расчёта использовалась полная диаграмма усталостного разрушения стали 20ГФЛ, принятой, как базовая для литых сталей этого типа. При расчёте процесс нагружения схематизировался методом «дождя». На рисунке показана закономерность развития трещины при блочном нагружении (1- расчётная при $K_{th,R=0}=10 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; 2- экспериментальная зависимость).



Выводы. Для выбранного процесса нагружения (коэффициент нерегулярности 0,86) при расчёте может быть применена модель линейного суммирования с использованием диаграммы усталостного разрушения материала. При этом ключевую роль играет параметр эффективного порога развития трещины K_{th} .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Грант № 17-08-01513А).

Список литературы

1. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчёты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. Справочник. М.: Машиностроение, 1985, 224 с.
2. Никольский Л.Н., Коцубенко В.П., Игнатенко Ю.В. Применение классифицирующих устройств типа KLA-2 для исследования нагруженности рам вагонных тележек//. Брянск: Брянский институт транспортного машиностроения. 1974.С. 11-22.

ОЦЕНКА НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ РЕЗЬБОВОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ УУКМ

Любченко М.А.^{1,2}, Магнитский И.В.¹
¹Россия, г. Королев, ОАО «Композит»
²Россия, Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана
e-mail: ma.ljubchenko@yandex.ru

Композиционные материалы на основе углерода, в особенности углерод-углеродные материалы с пространственными схемами армирования и выраженной анизотропией свойств, находят все более широкое применение в современной технике, работающей в условиях высоких температур.

Возможность углерод-углеродных композиционных материалов (УУКМ) работать при высоких температурах диктует необходимость создания крепежа, изготовленного из композита и способного работать при высоких температурах, а создание надежно работающих болта и гайки из УУКМ, позволит перейти от геометрически сложных композитных изделий к простым сборочным единицам.

Для оценки несущей способности резьбовой пары из углерод-углеродного композиционного материала (УУКМ) был выбран методологический подход, основанный на численном анализе напряженно-деформированного состояния (НДС) в зоне концентраторов напряжений при экспериментально определенном значении максимальной нагрузки, выдерживаемой образцами на разрыв.

Идея заключается в том, чтобы сопоставить полученные напряжения разрушения при экспериментальном исследовании со значениями напряжений, получаемыми при численном расчете соединения, и определить вид зависимости между этими величинами.

В рамках работы для оценки несущей способности резьбового соединения из УУКМ определено распределение напряжений по виткам резьбы и предложена методика осреднения напряжений среза. Экспериментально определена зависимость напряжений среза для УУКМ. Предложен способ оценки несущей способности резьбового соединения из УУКМ.

Результаты работы по оценке несущей способности резьбового соединения из УУКМ позволят при проектировании конструкций ввести в практику резьбовые соединения из композита способные работать при повышенных температурах, что расширит рамки температурного режима функционирования изделий и элементов конструкций современной техники.

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ПРОЧНОСТЬ ПОРОШКОВЫХ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Лим Е.В., Коняхин А.Е., Смирнова Е.А., Петухова О.С., Гуркина Е.Д.
Россия, г. Москва, ФГБОУ ВО «МАИ»
E-mail: faculty1@mail.ru

В настоящее время в материаловедении большое внимание уделяется разработке новых конструкционных и инструментальных материалов с особыми свойствами. К одним из таких направлений относится разработка инструментальных материалов с повышенной износо- и термостойкостью на основе сплавов железа.

Первенство в этом направлении держат быстрорежущие стали, которые представляют собой высоколегированные инструментальные стали, содержащие добавки хрома, вольфрама, молибдена, ванадия, кобальта. Быстрорежущие стали отличаются высоким сопротивлением воздействию механических и термических нагрузок.

Одной из главных задач при изготовлении инструмента из быстрорежущей стали является обеспечение равномерного распределения упрочняющей карбидной фазы. Уменьшения карбидной неоднородности можно достигнуть путем распыления расплава быстрорежущей стали и получения порошка с последующим его компактированием. Порошки, полученные распылением, характеризуются высокодисперсной ячеисто-дендритной структурой и отсутствием зональной ликвации вследствие высоких скоростей кристаллизации.

Проведено исследование процессов спекания двух партий порошков быстрорежущей стали, полученных водным и газовым распылением и имеющих, соответственно, неправильную и округлую форм частиц. В первом случае имеет место резкое увеличение значений усадки с ростом температуры. Во втором случае с увеличением температуры происходит постепенное изменение усадки.

При наблюдении изменения относительной плотности спеченного тела с температурой спекания отмечены следующие тенденции в поведении порошков. Температура начала уплотнения понижалась с увеличением разветвленности формы и повышалась при сфероидизации порошков. Разница в указанной температуре для порошков обоих типов составила около 200 К. Тем не менее окончательное уплотнение достигается как для несферических, так и для сферических порошков в области одних и тех же температур (1250 - 1300 °С).

Можно отметить, что при использовании частиц с размером менее 20 мкм полное уплотнение (более 95%) может быть достигнуто почти без образования жидкой фазы ($T_{\text{солидус}} = 1528 \text{ K}$) как для сферических, так и для несферических порошков (1240 и 1225°С соответственно).

Окончательное спекание газо- и воднораспыленных частиц с размером более 20 мкм предполагает незначительный перегрев и заканчивается в области температур, несколько превышающих температуру солидуса расматриваемой быстрорежущей стали (1260 и 1270°С соответственно).

Экспериментально показано, что на начальной стадии спекания воднораспыленные порошки с разветвленной формой частиц, по сравнению с газораспыленными порошками, имеющими округлую форму частиц, ведут себя более активно, однако температура окончательного спекания (температура исчезновения открытой пористости) не зависит от формы и определяется только размером исходных порошков. Таким образом, анализ исследований позволяет сделать следующее заключение о влиянии размера и формы частиц на уплотнение распыленных порошков быстрорежущих сталей:

1. Для получения материала с качественной структурой из порошка быстрорежущей стали любой марки температура и длительность спекания должны выдерживаться с высокой точностью. При этом обеспечивается присутствие в спекаемой системе жидкой фазы в объеме от 5 до 17 % .

2. Воднораспыленные порошки, в силу высокой развитости поверхности, легко образуют межчастичные связи, обеспечивая высокий уровень начальной прочности, и могут успешно применяться в технологиях, основанных на прессовании порошков в жестких пресс-формах с последующим спеканием в вакууме. Газораспыленные порошки с гладкой поверхностью частиц почти не поддаются обработке давлением, однако за счет высокой плотности упаковки требуемый уровень свойств, может быть, достигнут посредством спекания свободно насыпанных частиц. При этом выбор температуры окончательного спекания не зависит от формы, а определяется только размером исходных частиц.

ПОЛУЧЕНИЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ МЕТОДОМ СПЕКАНИЯ БЕЗ ДАВЛЕНИЯ С РАЗЛИЧНЫМИ ОКСИДНЫМИ ДОБАВКАМИ

Лукьянова О.А.

Россия, г. Белгород, БелГУ

E-mail: sokos100@mail.ru

Свойства керамики на основе нитрида кремния во многом зависят как от метода его получения, так и от типа и количества используемых оксидных добавок. Влияние различных комбинаций и состава добавок на особенности структуры и свойств керамических материалов на основе нитрида кремния достаточно широко представлено в научной литературе. В качестве добавок обычно используются оксиды редкоземельных и щелочноземельных металлов. Недостатком оксидов редкоземельных элементов является их высокая стоимость. Известно [1], что использование оксида иттрия приводит к получению материалов с высокими физико-механическими свойствами сопоставимыми с аналогичными свойствами материалов с добавлением более дорогостоящих оксидов других редкоземельных металлов. С другой стороны, в последнее время повышенный интерес представляет влияние таких оксидов как

La₂O₃ и Gd₂O₃. В частности, С. С. Guedes-Silva и др. проанализировали отдельное и совместное влияние La₂O₃ и Gd₂O₃ с Al₂O₃ на микротвердость, устойчивость к окислению, микроструктуру и фазовый состав керамики на основе нитрида кремния [1]. Авторами данной работы было показано, что Gd₂O₃ способствует интенсификации фазового превращения нитрида кремния, повышению трещиностойкости и формированию удлиненных зерен, в то время как La₂O₃ приводил к повышению микротвердости. Очевидно, что микроструктура является одним из ключевых факторов, влияющих на механические свойства нитрида кремния. В частности, β-нитрид кремния характеризуется более высокой вязкостью разрушения, за счет возможности «сдерживания» распространения трещин при помощи т.н. «вытянутых» зерен. Таким образом, очевидно, что регулирование скорости фазового превращения, механических свойств и микроструктуры в зависимости от выбора типа добавок является важной задачей.

Целью нашей работы является комплексное изучение морфологии основных типов оксидных добавок. Для этого были выбраны такие наиболее часто используемые оксидные добавки, как Al₂O₃, Y₂O₃, MgO, La₂O₃ и Gd₂O₃. Для исследования микроструктуры рассматриваемых порошков использовались растровые электронные микроскопы Quanta 200 3D и Quanta 600. Съемка велась в режиме обратно рассеянных электронов.

Анализ морфологии рассматриваемых порошков свидетельствует о том, что наиболее предпочтительным для применения является порошок оксида алюминия марки Granolox. Было показано, что наиболее удачной морфологией отличались порошки наноразмерного MgO и коммерческого Y₂O₃. Порошок La₂O₃ отличался повышенной склонностью к формированию гидроксида. С целью устранения этого фактора был проведен высокотемпературный отжиг при 1100 °С.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №18-79-00246 «Исследование закономерностей влияния различных добавок на комплекс диэлектрических и механических свойств и кинетику жидкофазного спекания перспективных керамических материалов на основе нитрида кремния»). Автор хочет выразить глубокую благодарность своему научному руководителю проф. д.ф.-м.н Красильникову Владимиру Владимировичу.

Литература

С. С. Guedes-Silva, F. Machado de Souza Carvalho, J. Carlos Bressiani "Effect of rare-earth oxides on properties of silicon nitride obtained by normal sintering and sinter-HIP", Journal of rare earths, vol. 30, 2012, pp. 1177-1183.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 30ХГСА

Магин Д.Ю., Хлыбов А.А.

Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. П.Е. Алексеева

E-mail: dmizy@inbox.ru

В процессе изготовления высокопрочных цепей наблюдаются случаи разрушения металла на внутренней радиусной части звена. Основными причинами образования такого рода дефекта могут быть: критический радиусгиба прутка; высокая степень и скорость деформации на этапе гибки; условия холодной деформации в процессе гибки; наличие поверхностных дефектов; ликвация легирующих элементов по сечению прутка стали;

В докладе приводятся результаты математического моделирования. Для снижения вероятности образования трещин предполагается провести термическую обработку стали из которой изготавливается цепь.

В работе исследуется влияние термической обработки на структуру и механические свойства конструкционной стали 30ХГСА. В частности показано, что:

1. В исходном состоянии, после изготовления и прокатки, сталь имеет структуру смесь феррита и пластинчатого перлит (феррит + цементит в форме пластинок);

2. После дополнительной циклической термообработки в виде сфероидизирующего отжига, сталь имеет структуру феррита и зернистого перлита (феррит + цементит в форме зернышек).

Результаты механических испытаний представлены в таблице 1 и диаграмме растяжения на рисунке 1.

В результате исследований, показано что конструкционная сталь 30ХГСА в состоянии после дополнительной термической обработки в сравнении с исходным состоянием, имеет более высокие пластические характеристики при незначительном снижении прочностных свойств.

Таблица 1. Механические свойства образцов стали 30ХГСА в исходном и термообработанном состояниях

Состояние образца	Предел текучести, $\sigma_{0.2}$ МПа	Временное сопротивление, σ_b МПа	Относительное удлинение, δ %	Относительное сужение, ψ %	Твёрдость, НВ
исходное	758	795	11,2	26	200-220
после термической обработки	439	631	23,4	48	150

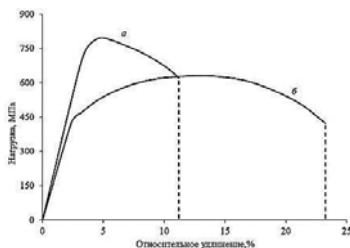


Рис .1. Диаграмма растяжения образца стали 30ХГСА: а – в исходном состоянии; б – после термической обработки

Полученный результат объясняется зависимостью пластических характеристик от формы цементита в микроструктуре стали, которая заключается в том, что в зернистой микроструктуре за счёт круглой формы цементита, расстояние между границами зерен увеличивается, что способствует снижению прочности и увеличению пластичности стали.

ВЛИЯНИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ ДВОЙНИКА У ПОВЕРХНОСТИ МАТЕРИАЛА НА ДИФфуЗИЮ

Макеев А.А.

Россия, г. Санкт-Петербург, ФГАОУ ВО СПбПУ

e-mail: tomtmac@mail.ru

Двойник – дефект упаковки в металлах. Он появляется в тот момент, когда либо формируется структура материала, либо под действием нагрузки. Как правило, в начале пластической деформации металла под действием внешних нагрузок на материал у поверхности появляются двойники клиновидного типа. Данный дефект искажает поле напряжений вблизи поверхности материала.

Образование и развитие двойников приводит к локализации пластической деформации и образованию «шейки», которая непосредственно предшествует разрушению металлов под нагрузкой.

Разрушение существенно ускоряется за счет коррозии, так как в возмущенном двойником поле напряжений идут процессы диффузии водорода и кислорода, приводящие к изменению механических свойств самого несущего нагрузку металла. Поэтому, влияние поля напряжений двойника у поверхности на диффузию представляет большую важность при расчете процесса коррозии металлических деталей и узлов машин, находящихся под внешней нагрузкой.

В работе был проведен расчет диффузии водорода, являющегося самым подвижным продуктом коррозионных реакций в поле напряжений, создаваемых двойником. Для этого была использована модель клиновидного двойника, как совокупность двойникообразующих дислокаций, построены поля напряжений и деформаций. Затем была использована модель диффузии водорода в поле напряжений.

Работа выполнена при поддержке стипендиальной программы ООО «Сименс».

УСЛОВИЯ ФИЗИЧЕСКОГО, МЕХАНИЧЕСКОГО И ГЕОМЕТРИЧЕСКОГО ПОДОБИЯ, НЕОБХОДИМЫЕ ДЛЯ УСТАНОВЛЕНИЯ СВЯЗИ ПРОЧНОСТИ И ТВЁРДОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Абусаиф Н., Стасенко Н.А.

Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ»

e-mail: MatiuminVM@mpei.ru

При разработке новых материалов, покрытий и режимов их технологической обработки в целях экспресс-оценки физико-механических свойств чаще всего используют испытания на твёрдость. Располагая значениями твёрдости материала, можно по корреляционным связям оценить, например, его временное сопротивление, предел текучести и другие механические характеристики. Однако, такие связи установлены для макроуровня деформированного объёма металла при растяжении образца и вдавливании индентора. Если поставлена задача оценить прочность основного металла или покрытия на микро- или наноуровнях деформированного объёма, то необходимо уточнять существующие формулы для пересчёта твёрдости на прочность в связи с влиянием масштабного фактора. Известно, что при переходе от макроуровня на микроуровень деформируемого объёма определяемые значения твёрдости значительно увеличиваются. А если индентирование происходит на наноуровне, то значения твёрдости могут увеличиваться на порядок величины и более. Вместе с тем, помимо масштабного фактора необходимо учитывать влияние температурно-скоростных факторов и структурно-фазовых изменений в металле при деформировании индентированием и растяжением.

В связи с этим в настоящем докладе предложены условия физического, механического и геометрического подобия, необходимые для установления связи прочности и твёрдости металла.

Физическое подобие обеспечивается такими одинаковыми параметрами окружающей среды, как температура, влажность, давление и др.

Условие механического подобия заключается в обеспечении одинаковых значений деформации, скорости деформации и скорости нагружения.

Геометрическое подобие предусматривает одинаковые деформируемые объёмы металла при растяжении образца и вдавливании индентора, что обеспечивает одинаковый масштабный уровень деформирования.

Кроме того, необходимо учитывать возможные структурно-фазовые изменения в металле при деформировании растяжением и вдавливанием. Например, у некоторых сталей аустенитного класса происходит образование мартенсита при растяжении образца в области развитых пластических деформаций. Если для таких сталей мартенсит не образуется при внедрении индентора, то связь прочности и твёрдости нарушается.

В настоящем докладе определены количественные характеристики параметров, обеспечивающих выполнение предложенных условий подобия, и приведены результаты определения характеристик твёрдости и прочности на разных масштабных уровнях индентирования при соблюдении и нарушении этих условий.

Литература

1. Головин, Ю.И. Наноиндентирование и его возможности [Текст] / Ю.И. Головин. – М.: Машиностроение, 2009. – 312 с.
2. Матюнин, В.М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов [Текст] / В.М. Матюнин. – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ТОНКОЛИСТОВОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 08ГБЮ С ЦИНКОВЫМ ПОКРЫТИЕМ

Матиунин В.М.¹, Терентьев В.Ф.², Марченков А.Ю.¹, Терентьев Е.В.¹
¹Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ», ²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
e-mail: MatiuninVM@mpei.ru

Идентифицирование является одним из наиболее эффективных способов определения механических свойств тонких пленок и покрытий. В работе исследовали методику определения твердости цинкового покрытия толщиной ≈ 18 мкм, нанесенного на горячеоцинкованную тонколистовую микролегированную сталь 08ГБЮ толщиной 1 мм.

Определение твердости покрытий, тонких обработанных слоев материалов и других объектов малой толщины вдавливанием индентора имеет свои особенности, наиболее важной из которых является определение твердости покрытия без влияния свойств материала подложки. Вследствие достаточно малой толщины и невысокой твердости исследуемого цинкового покрытия, было установлено, что нагрузка вдавливания при определении твердости по методу Виккерса должна составлять не более 5 гс. Интерес представляет определение твердости исследуемого покрытия расчетно-экспериментальными способами, которые подразумевают определение отдельно значений твердости материала подложки и системы «покрытие – подложка» с последующим расчетом твердости самого покрытия.

Для исследования возможности применения известных расчетно-экспериментальных методик определения твердости исследуемого цинкового покрытия на образцах из стали 08ГБЮ с покрытием и без него проводили испытания вдавливанием индентора под различными нагрузками от 10 гс до 10 кгс. Последующий расчет значений твердости исследуемого цинкового покрытия по известным методикам [1-3] показал невозможность применения некоторых моделей расчета твердости для данного покрытия из-за уровня его механических характеристик относительно аналогичных характеристик подложки (твердость, прочность и пластичность цинкового покрытия ниже, чем у стали 08ГБЮ). Наилучший эффект для расчетной оценки твердости исследуемого цинкового покрытия $HV_{покр}$ имеет формула, предложенная в [2]

$$HV_{покр} = \frac{HV_{сист} - (1-n) \cdot HV_{подл}}{n}, \quad (1)$$

где $n = \frac{(0,14d - H)}{0,0196d^2}$, d – диагональ полученного на покрытие отпечатка; H – толщина покрытия; $HV_{сист}$ – твердость системы «покрытие – подложка», $HV_{подл}$ – твердость материала подложки.

Применение формулы (1) показало достаточно близкое совпадение с результатами определения твердости прямым способом.

Анализ полученных в работе результатов позволяет сделать следующие основные выводы:

– Твердость исследуемого цинкового покрытия прямым способом путем вдавливания пирамиды Виккерса следует проводить под нагрузкой $F \leq 5$ гс.

– Существует возможность определения твердости исследуемого покрытия расчетно-экспериментальным путем по результатам определения твердости системы «подложка – покрытие». При этом нужно отметить невозможность применения некоторых традиционных моделей расчета твердости для данного покрытия вследствие специфики сочетания его механических характеристик (низкие твердость и пластичность).

– Из недостатков всех применяемых для расчета методик следует отметить то, что они не учитывают влияние масштабного фактора на результаты определения твердости.

Литература

1. Jonnson, B. Hardness measurements of thin films [Текст] / B. Jonnson, S. Hogmark // Thin films. – 1984. – Vol. 114. No. 3. – pp. 257-269.
2. Пат. 2222801, Российская Федерация. Способ определения твердости покрытия [Текст] / Ю.А. Быков, С.Д. Карпунин, М.К. Бойченко, В.О. Чепцов; опубл. 27.01.2004. Бюл. № 3.
3. Хлынцев, В.И. Об особенностях структуры осадков никеля, полученных на импульсном токе [Текст] / В.И. Хлынцев, В.М. Козлов, Т.И. Поздеева // Электрохимия. – 1989. – №6. – С. 824-826.

ВЛИЯНИЕ ГЛИЦИДИДОВОГО ЭФИРА П-ТРЕТБУТИЛФЕНОЛА НА ТВЕРДОСТЬ ПОЛИМЕРНОЙ МАТРИЦЫ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНОЙ СМОЛЫ ЭД-20

Махин М.Н.¹, Терехов А.В.¹, Дмитриев Г.С.¹, Махина Д.Н.², Клебанов М.С.¹, Занавескин Л.Н.¹

¹Россия, г. Москва, ИИХС РАН, Россия, г. Москва, НИТУ «МИСЦ»

e-mail: Makhin.maxim@gmail.com

В настоящее время полимерные композиционные материалы широко применяются во многих отраслях промышленности. Одними из лучших видов связующих для большого числа волокнистых композитов являются эпоксидные смолы (ЭС), поскольку они обладают хорошей адгезией к большинству наполнителей, армирующих компонентов и подложек, а отвержденные ЭС обладают не только химической стойкостью, но и хорошими электроизоляционными свойствами и механической прочностью.

При использовании ЭС в качестве полимерной матрицы в зависимости от природы и свойств наполнителя могут возникать проблемы с распределением смолы по поверхности этого наполнителя. Одной из основных причин наблюдаемых негативных явлений является сравнительно высокая вязкость ЭС, для снижения которой часто используют разбавители. Одним из таких разбавителей, относящихся к группе реакционноспособных, является глицидидовый эфир п-третбутилфенола (ГЭТБФ). Однако его использование возможно только в случае, если включение ГЭТБФ в состав композиции не оказывает критического влияния на физико-химические свойства конечного продукта.

Эксперименты проводились с использованием эпоксидной смолы, синтезированной по новой технологии, разработанной специалистами ИИХС РАН, и соответствующей высшему сорту марки ЭД-20 по ГОСТ 10587-84. ГЭТБФ был синтезирован из п-третбутилфенола и эпихлоргидрина также по собственной технологии и по показателям соответствует импортным аналогам. В качестве отвердителя использовался триэтилтетрамин (ТЭТА) в эквимолекулярном количестве по отношению к общему числу эпоксидных групп в модифицированной разбавителем ЭД-20. Твердость образцов определялась методом Супер-Роквелла с использованием прибора BuehlerMacroMet 5101Г с основной нагрузкой 15 кгс. В качестве индентора использовался стальной шарик диаметром 1/16".

Важным моментом при использовании ЭС в качестве полимерной матрицы является возможность управления скоростью растекания по поверхности наполнителя. Полученные данные о вязкости композиций (рис. 1) показывают, что ГЭТБФ является весьма эффективным разбавителем ЭС: при 20°C и добавлении 5% ГЭТБФ вязкость композиции снижается почти в 2 раза, а при введении 15% разбавителя - в 5,5 раз от первоначальной.

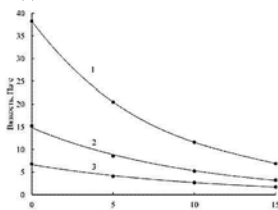


Рис. 1. Вязкость модифицированной ЭД-20 при разных температурах: 1 – 20°C; 2 – 25°C; 3 – 30°C.

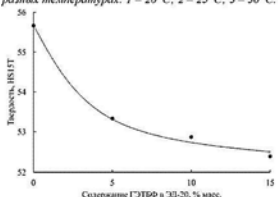


Рис. 2. Зависимость твердости композиций на основе ЭД-20 от количества добавляемого ГЭТБФ.

Однако введение моноэпоксидного соединения, также вступающего во взаимодействие с отвердителем, уменьшает среднюю функциональность реакционной системы и плотность сшивки полимерной матрицы, что может значительно сказываться на свойствах конечного продукта. Было установлено, что введение ГЭТБФ в количестве 5% масс. оказывает незначительное влияние на время желатинизации композиции, а температура стеклования T_g полимерного материала снижается со 123 до 118°C. Увеличение расстояния между узлами полимерной сетки не приводит к увеличению водопоглощения благодаря конкурирующему фактору – росту числа гидрофобных третбутильных групп в составе ГЭТБФ. В свою очередь, твердость полученных композиций (рис. 2) закономерно снижается с ростом доли разбавителя. В этом случае фактор снижения плотности структуры полимера является ключевым. Однако добавление 15% масс. ГЭТБФ приводит к небольшому снижению твердости готового изделия (на 5,9%), в то время как эффект снижения вязкости превышал 550%.

Таким образом, ГЭТБФ показал хорошие результаты в составе полимерной матрицы с ЭД-20. Снижение некоторых физических свойств готового продукта не является критическим, может быть нивелировано известными методами и допустимо в отраслях основного потребления ЭД-20.

ТЕРМИЧЕСКИ АРМИРОВАННЫЙ СТАЛЬНОЙ ЛИСТ С ГРАДИЕНТОМ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПО ТОЛЩИНЕ

Максимов А.Б., Ерохина И.С.
Россия, г. Керчь, ФГБОУВО «КГМТУ»
e - mail: aleksandrmsk@yandex.ru

Одной из разновидностей термического армирования является одностороннее ускоренное охлаждение толстолистового проката, нагретого до температуры аустенитизации [6]. В результате такой термической обработки скорость охлаждения по толщине листа уменьшается от ускоренно охлажденной поверхности к противоположной. Вследствие этого возникает непрерывно изменяющийся набор микроструктур распада аустенита. Поэтому механические свойства меняются по толщине листа: прочностные свойства и твердость уменьшаются от ускоренно охлажденной поверхности к противоположной. Относительное удлинение при этом возрастает.

Целью данной работы является установление взаимосвязи между механическими свойствами стали при наличии градиента их по толщине образца.

Из листов судостроительной стали А32 толщиной $8 \cdot 10^{-3}$ мм поперек прокатки вырезались заготовки размером $350 \times 60 \times 8 \cdot 10^{-3}$ м. Заготовки нагревали в печи до 950°C с временем выдержки 1,5 мин/мм и подвергали одностороннему ускоренному охлаждению водой в дулирующей лабораторной установке. Плотность орошения водой составляла $17,3 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3 / \text{м}^2 \cdot \text{с}$. Скорость охлаждения металла на поверхности заготовок составляла $(80 - 60)^\circ\text{C}/\text{с}$. Для сравнительного анализа часть заготовок подвергалась нормализации: нагрев в печи до температуры 950°C с выдержкой 1,5 мин/мм с последующим охлаждением на воздухе. Другую часть заготовок подвергали закалке с отпуском: нагрев в печи до температуры 950°C с выдержкой 1,5 мин/мм и охлаждением путем погружения в воду с последующим отпуском при температуре 650°C с выдержкой 3 мин/мм.

Изменение предела текучести ($\sigma_T(x)$) по сечению заготовки в зависимости от расстояния от ускоренно охлаждаемой поверхности (x) можно представить в виде:

$$\sigma_T(x) = -0,1x^3 + 2,41x^2 - 2,24x + 419,7 \quad (1)$$

При пластическом изгибе пластины одна часть сечения испытывает деформацию растяжения, а другая – сжатия. Для выполнения условия равновесия момент сопротивления сил сжатия равен моменту сил растяжения:

$$\int_0^{x_0} \sigma_c(x) dx = \int_{x_0}^h \sigma_c(x) dx, \quad (2)$$

где x_0 – координата положения нейтральной линии деформации при изгибе, $\sigma_c(x)$ – сопротивление деформации растяжению или сжатию.

В уравнение (2) принято, что сопротивление растяжению и сжатию одинаково. Так как сопротивление деформации по сечению пластины монотонно изменяется, то для выполнения условия равновесия (2) происходит смещение нейтральной линии деформации в сторону большего сопротивления. Подставляя в соотношение (2) выражение (1), интегрируя в интервале толщины заготовки (0 – 10) мм, получим, что $x_0 = 6,1$ мм. Показано, что при значении $\xi = 6,1$ мм в уравнении (1) расчетное интегральное значение предела текучести равно (в пределах погрешности измерения) экспериментальному значению.

Установлена взаимосвязь между экспериментальным интегральным пределом текучести при растяжении и положением нейтральной линии при пластическом изгибе. Положение нейтральной линии деформации при изгибе соответствует значению предела текучести на функции распределения его по толщине равному интегральному значению предела текучести при одноосном растяжении. Аналогичная зависимость справедлива и для функции распределения временного сопротивления разрыву по толщине образца.

Литература

1. Максимов А.Б. Термически армированный толстолистовой прокат из низколегированных сталей/ Вопросы материаловедения. 2010. № 3 (63). С. 40 – 44.
2. Максимов А.Б., Ерохина И.С. Термическое армирование листового проката/ Сталь. 2017. №8. С. 52-55
3. Максимов А.Б., Гуляев М.В. Поверхностное упрочнение сталей для изделий шахтного оборудования / Актуальные проблемы в машиностроении. 2015. № 2. С. 370 – 375.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДИНАМИКУ ДИСЛОКАЦИЙ В СОСТАРЕННЫХ СПЛАВАХ

Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.³, Кулага Е.И.², Ачкасов А.Н.², Галаганов О.О.²

¹Украина, г. Донецк, ДонФТИ

²Украина, г. Донецк, Донецкий национальный университет

³Украина, г. Донецк, ДонНТУ

e-mail: malashenko@fti.dn.ua

Использование лазерных импульсов высокой мощности является тонким инструментом влияния как на дефектную структуру металлов и сплавов, так и на их механические свойства, и играет огромную роль в создании новых функциональных материалов. Механические свойства кристаллов в значительной степени определяются зарождением и движением дислокаций и их взаимодействием как между собой, так и с неподвижными структурными дефектами. При квазистатическом деформировании материалов дислокация преодолевает встречающиеся на пути дефекты с помощью термических флуктуаций, при высокоскоростной деформации кинетическая энергия дислокации превышает потенциальный барьер, созданный дефектом, она преодолевает такие барьеры без помощи флуктуаций. Динамический режим реализуется, в частности, при воздействии на кристаллы лазерными импульсами высокой мощности [1-4]. При этом плотность дислокаций может превышать 10^{15} м^{-2} , а скорость пластической деформации достигает значений $10^3\text{-}10^7 \text{ с}^{-1}$, изменение механических свойств кристаллов определяется главным образом движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возбуждениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры.

Медно-алюминиевые сплавы, состаренные естественным или искусственным образом, содержат, как минимум, два типа структурных дефектов, характерные размеры которых отличаются на порядки. Это растворенные атомы меди и зоны Гинье-Престона. На ранней стадии старения медно-алюминиевых сплавов эти зоны имеют вид дисков из атомов меди. Механизм диссипации при движении дислокации в динамической области заключается в необратимом переходе кинетической энергии поступательного движения дислокации в энергию ее изгибных поперечных колебаний в плоскости скольжения [5-9]. Этот механизм оказывается весьма чувствительным к виду спектра дислокационных колебаний, в частности, к наличию в нем щели. Такая щель может возникнуть при коллективном воздействии растворенных атомов на движущуюся краевую дислокацию. При определенных условиях сила динамического торможения дислокаций зонами Гинье-Престона приобретает характер сухого трения, величина которого уменьшается с ростом концентрации растворенных атомов. В результате сила динамического торможения дислокации, а, следовательно, и величина динамического предела текучести, становятся немонотонной функцией концентрации растворенных атомов. Эта функция имеет минимум при значении концентрации, при котором силы торможения дислокации зонами Гинье-Престона и растворенными атомами сравниваются. В работе получено аналитическое выражение вкладов и этих зон, и растворенных атомов меди в величину динамического предела текучести и выполнен сравнительный анализ этих вкладов. Исследованные в работе динамические процессы могут оказывать весьма существенное влияние на механические свойства твердых тел.

Литература

1. Smith R. F., J. H. Eggert, Rudd R. E., Swift D. C., Bolme C. A. // Journal of Applied Physics.–2011. –V. 110. –P. 123515(1–11).
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.В. Малашенко // ФТТ. 2014. Т. 56, № 8. С. 1528–1530.
6. В.В. Малашенко // ФТТ. 2015. Т. 57, № 12. С. 2388–2390.
7. V.V. Malashenko // PhysicaB: Phys. Cond. Mat. 2009. V. 404, № 2. P. 3890–3892.
8. В.В. Малашенко // ЖТФ, 87, 791 (2017).
9. [В.В. Малашенко // Письма в ЖТФ, 43, 36 (2017)

ПОЛУЧЕНИЕ СВЕРХВЫСОКОПРОЧНЫХ НИТЕЙ ИЗ СВМПЭ МЕТОДОМ ТВЕРДОФАЗНОГО ФОРМОВАНИЯ

Межеумов И.Н.¹, Хижняк С.Д.¹, Галицын В.П.², Пахомов П.М.¹

¹Россия, г. Тверь, ТвГУ

²Россия, г. Тверь, НИИ синтетического волокна

e-mail: igor.me2009@yandex.ru

Процесс создания сверхвысокопрочных пленочных нитей из реакторных порошков (РП) сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) безрастворным способом вызывает большой интерес ввиду его высокой экологичности, технологической и пожарной безопасности, по сравнению с методом «гель-технологии». С помощью метода гель-технологии уже удалось достичь в промышленном масштабе для конечных волокон высоких значений модуля упругости и прочности, превосходящих большинство других известных волокнистых материалов. Однако недостатки этого метода, такие как использование больших объемов вредных органических растворителей и связанных с этим больших затрат на регенерацию растворителя и создание замкнутого технологического процесса требуют разработки альтернативных способов переработки СВМПЭ.

Трудности переработки РП СВМПЭ в высокопрочные пленочные нити из СВМПЭ через расплав связаны с тем, что при нагревании, СВМПЭ переходит не в вязкотекучее, а в высокоэластическое состояние, за счет высокой молекулярной массы полимера, следствием чего является высокое значение коэффициента вязкости и модуля упругости расплава. При переработке СВМПЭ в промышленных масштабах методами спекания, горячего прессования и плунжерной экструзии наблюдается интенсивное протекание процессов термомеханической деструкции. Это требует применения для изготовления изделий из РП СВМПЭ технологий и установок, максимально сохраняющих уникальные свойства исходного полимера.

Целью настоящей работы является разработка непрерывного способа получения высокопрочных пленочных нитей из РП СВМПЭ методом твердофазного формования при минимизации деструкционных явлений, что достигается за счет последовательного проведения следующих стадий процесса:

- подбор РП СВМПЭ с экспериментально выявленной оптимальной морфологией, позволяющей успешно провести последующие стадии процесса;
- компактизация РП в таблетки при комнатной температуре с оптимальной степенью деформации сжатия (отношение толщины образца до и после завершения процесса компактизации);
- монолитизация компактизованного РП при температуре, позволяющей минимизировать термомеханическую деструкцию при изготовлении монолитных пленок (прекурсоров);
- ориентационная вытяжка монолитных пленок.

Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с помощью установки «Jeol 6300 LV» исследованы РП СВМПЭ со средневязкостной молекулярной массой $M_n = 1,26 - 6,31 \cdot 10^6$ г/моль, синтезированные в ОАО «Томскнефтехим» с использованием титан-магниевого катализаторов. РП выбирали таким образом, чтобы охватить как максимальный диапазон средневязкостной молекулярной массы, так и различные прядильные свойства. Перспективными РП признали порошки с высокими прядильными свойствами, имеющие следующую морфологию: средний диаметр частиц РП 50-80 мкм, средний размер субчастиц 8-14 мкм.

Компактизацию РП СВМПЭ со средневязкостной молекулярной массой $M_n = 1,26 - 6,31 \cdot 10^6$ г/моль осуществляли в течение 15 минут при комнатной температуре и различных давлениях в интервале 20–700 МПа. Кривые деформации сжатия, несмотря на различие в средневязкостной молекулярной массе, симбатны друг другу. Максимальная степень деформации сжатия Θ достигалась в узком диапазоне приложенного давления 120 – 150 МПа, что соответствует завершению процесса компактизации при степени деформации сжатия $\Theta = 2,0 - 2,2$.

Методом поляризационной ИК спектроскопии исследованы пленочные нити с разной кратностью вытягивания, полученные из РП СВМПЭ прошедшего стадии компактизации и монолитизации. Предложено, проводить ориентационное вытягивание в 2 стадии:

1 стадия – вытяжка при температуре 100–110°C до кратности $\lambda = 7-10$ и

2 стадия – вытяжка при температуре 135–138°C до максимальной кратности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки Российской Федерации в рамках выполнения государственных работ в сфере научной деятельности (проект № 4.5508.2017/БЧ) на оборудовании Центра коллективного пользования Тверского государственного университета.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СТАЛЕЙ 08X18H10+08X18, ИСПЫТАННЫХ ПО СХЕМАМ ОДНООСНОГО РАСТЯЖЕНИЯ И ЧИСТОГО ИЗГИБА

Минаков А.А., Плоких А.И.

Россия, г. Москва, ФГБОУ ВО МГТУ им. Н.Э. Баумана

E-mail: crytoicem@rambler.ru, plokhikh@bmstu.ru

Одним из широко изучаемых новых видов конструкционных материалов является класс многослойных металлических материалов. Данные материалы имеют многослойную (ламинарную) структуру, которая обеспечивает получение в таких материалах сочетания высоких прочностных и ударных характеристик. Однако на данный момент для таких материалов не проводилось изучение усталостных характеристик. Наиболее интересным представляется изучение усталостных характеристик у многослойных металлических материалов на базе сталей.

Многослойные металлические материалы на базе сталей получают по экспериментальному технологическому маршруту [1], который состоит из нескольких циклов. В начале первого цикла берутся листы промышленно выпускаемых сталей с толщиной 0,5 мм, которые разрезаются на мерные карточки. В настоящем исследовании были взяты листы нержавеющей стали двух марок – 08X18H10 и 08X18. После обработки поверхностей карточек они собираются в многослойный пакет, состоящий из 100 чередующихся между собой листов сталей через один по 50 штук каждой марки. После вакуумирования многослойного пакета и его горячей пластической деформации при температуре 1000 °С синтезируется многослойный материал толщиной 2 мм, обладающий ламинарной структурой. Толщина отдельного слоя составляет 20 мкм. Исходными материалами для второго цикла являются мерные карточки из полученных листов многослойного материала после первого цикла. По окончании второго цикла при толщине многослойного материала 2 мм количество слоев возрастает до 1400, а толщина отдельного слоя уменьшается до 3 мкм.

Для проведения усталостных испытаний на определение циклической долговечности у многослойного металлического материала на базе сталей 08X18H10+08X18 были взяты образцы после первого (100 слоев) и второго (1400 слоев) технологических циклов. При реализации испытаний брались две схемы нагружения – одноосное растяжения и чистого изгиба. В первом случае образцы испытывались [2] в лаборатории «Механических испытаний» Технического Университета г. Дортмунда (Германия) по методу постепенно повышающейся нагрузки при циклическом нагружении с постоянной амплитудой в интервале малоциклового усталости с величиной нагрузки в 570 МПа. Во втором случае образцы испытывались в лаборатории «Прочность» МГТУ им. Н.Э. Баумана УДЦ факультета «Машиностроение» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Основным методом был метод симметричного знакопеременного нагружения, реализуемый в машине «Schenk-Erlinger» при прикладывании идентичной нагрузки в 570 МПа.

В результате проведенных усталостных исследований по двум схемам нагружения были получены схожие результаты. В многослойном металлическом материале на базе сталей 08X18H10+08X18 был обнаружен рост циклической долговечности при увеличении количества слоев в многослойном металлическом материале. Так циклическая долговечность образцов после первого технологического цикла (со 100 слоями) составила примерно $6,6 \cdot 10^4$ циклов до разрушения, а для образцов после второго технологического цикла (со 1400 слоями) примерно $23 \cdot 10^4$ циклов до разрушения.

Таким образом, проведенные исследования на циклическую долговечность многослойного металлического материала на базе сталей 08X18H10+08X18 по схемам одноосного растяжения и плоского изгиба показали рост циклической долговечности примерно в 3 раза при увеличении дисперсности его ламинарной структуры в 6 раз (уменьшение толщины слоя с 20 мкм до 3 мкм).

Литература

1. Колесников А.Г., Плоких А.И., Комиссарчук Ю.С., Михальцевич И.Ю. Исследование особенностей формирования субмикро- и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // МИТОМ. 2010. – № 6. – С. 44-49.
2. Schmiedt A., Luecker L., Kolesnikov A., Plokhikh A.I., Walther F. Production- and microstructure-based fatigue assessment of metallic AISI 304/430 multilayer materials produced by hot pack rolling // Materialpruefung. – 2017. – Vol. 59. – N. 2. – P. 123-129.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОРОШКОВОЙ СТАЛИ РАЗЛИЧНОЙ ПОРИСТОСТИ ЗАРОЖДЕНИЮ И РАЗВИТИЮ ТРЕЩИНЫ ПРИ НАВОДОРОЖИВАНИИ

Мишин В.М., Щитов Д.В.

Россия, г. Пятигорск, СКФУ ПФ, e-mail: mishinvm@yandex.ru

Расширение областей использования деталей из порошковых сталей, в том числе при воздействии водорода из окружающей среды, ставит задачу изучения физической природы трещиностойкости изделий из порошковых сталей. Был оставлен вопрос исследования – возможна ли реализация замедленного разрушения порошковой стали при наводороживании и каким образом измерить влияние пористости на процесс локального разрушения порошковой стали. Считали, что подход, основанный на использовании критериев локального разрушения [1], позволит установить связь характеристик сопротивления зарождению и развитию трещины с параметрами, характеризующими структуру порошковой стали, как при кратковременном нагружении, так и при длительном статическом нагружении при воздействии водорода [2-3]. Исследование свойств материалов, полученных на основе частично-легированного порошка (45Н4Д2М), проводилось на стандартных призматических образцах с острым надрезом. Испытания образцов Шарпи с надрезами и наведенными усталостными трещинами и с различной пористостью (9,8; 16,1; 18,0 и 21,0 %) из порошковой стали (45Н4Д2М) проводили на испытательной машине "Instron". Образцы нагружали до заданной нагрузки и выдерживали до разрушения, погружая в ячейку с электролитом (0,05 н. H_2SO_4 + 20 мг/л $(NH_2)_2CS$) и с помощью источника постоянного тока проводили электролитическое наводороживание при плотности тока 5 мА/см². Методом конечных элементов моделировали напряженно-деформированное состояние в вершине надреза образца Шарпи при сосредоточенном изгибе, что позволило определять максимальные локальные напряжения в зоне зарождения микротрещины. Выявлено, что порошковая сталь 45Н4Д2М, проявляет склонность к замедленному хрупкому разрушению в условиях наводороживания, которое происходит в три стадии: зарождение трещины (инкубационный период), стабильный рост, быстрое развитие трещины.

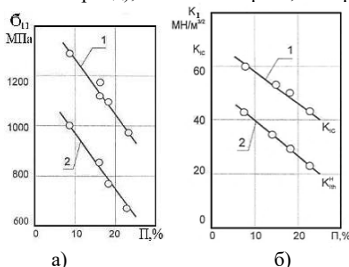


Рис 1. Зависимости от пористости стали 45Н4Д2М: а) критического максимального локального напряжения при активном – 1 и порогового локального растягивающего напряжения при замедленном разрушении – 2 и б) коэффициентов интенсивности напряжений – 1 и пороговых коэффициентов интенсивности напряжений при замедленном разрушении – 2

Установлено, что повышение степени пористости порошковой стали приводит к линейному монотонному снижению сопротивления зарождению трещины: сопротивления микросколу (кривая 1, рис.1а) и, аналогично, пороговых локальных растягивающих напряжений при замедленном разрушении (кривая 2). Аналогичный, параллельный характер имеют кривые сопротивления развитию трещины образцов с предварительно выращенной трещиной: критических коэффициентов интенсивности напряжений при активном нагружении (кривая 1, рис.1б) и пороговых коэффициентов интенсивности напряжений при замедленном разрушении (кривая 2). Их разность, при различной степени пористости, показывает вклад водорода в снижение сопротивления зарождению (рис.1а) и развитию трещины (рис.1б) при понижении локальной прочности границ порошковой стали с повышением пористости.

Литература

1. Mishin V.M., Sarrak V.I. Critical local tensile stress as criterion of delayed brittle failure // Strength of Materials. 1985. Vol. 17. Issue 3. P. 348–352.
2. Mishin V.M., Sarrak V.I., Spektor A.Ya. Relationship of the micromechanism of crack initiation with the fracture toughness criterion // Materials Science. 1992. Vol. 28. № 2. pp. 119–122.
3. Mishin V.M., Filippov G.A. Microstructural factors that decrease the local strength of grain boundaries in martensitic steels // Physics of Metals and Metallography, 2018. Vol. 119. № 5, pp. 504 – 509.

ТЕНЗОМЕТРИЧЕСКИЙ МЕТОД ИЗМЕРЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ: СНЯТИЕ И ОЦИФРОВКА ПОКАЗАНИЙ ТЕНЗОДАТЧИКА ПОСРЕДСТВОМ НОВОГО СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОГО МОДУЛЯ HX711

Моисеев Д.Н.

Россия, г. Тула, ООО «НИЛ АСЭМ», E-mail: director@asemlab.net

Среди различных экспериментальных методов измерения деформаций подавляющее большинство исследователей отдает предпочтение измерениям с применением тензодатчиков или тензорезисторов, поскольку они наилучшим образом удовлетворяют критерию стоимость-эффективность, обладая оптимальным сочетанием характеристик. Тензорезисторы широко применяются в качестве чувствительных элементов датчиков, разработанных для измерения сил, перемещений, моментов, давления и др. Измерительное устройство, в простейшем случае, состоит из усилителя сигнала и АЦП. Оцифрованный сигнал с АЦП передается микропроцессорной вычислительной части для математической обработки полученных результатов измерений и их отображения на табло прибора или мониторе компьютера. В обсуждаемой работе был использован новый 24-битный АЦП HX711 (рис.1), специально предназначенный для снятия показаний с тензодатчиков, позволяющий одновременно подключить до четырёх тензодатчиков по схеме полного моста.

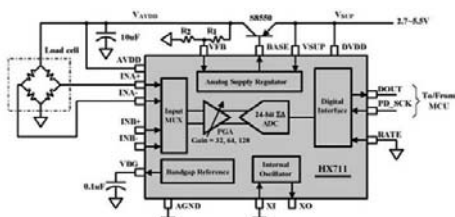


Рис.1. Схема включения HX711

Как видно из рис.1, схема включения предполагает минимальное использование внешних компонентов обвязки микросхемы. Общение данной специализированной микросхемы с микроконтроллером осуществляется по I2C – протоколу. Созданное на основе HX711 устройство для снятия показаний с тензодатчиков управляется 8-битным MCU 18F1320 [1]. Устройство также включает в себя LCD монитор для отображения результатов измерений и Wi-Fi модуль ESP8266 для беспроводной передачи регистрируемых данных на компьютер. Для компьютера создано программное обеспечение, обеспечивающее регистрацию данных и управление устройством по беспроводному каналу. Дальность передачи данных по Wi-Fi превышает 50 м. [2], что даёт возможность исследователю производить замеры дистанционно от объекта наблюдения. Следует отметить, что HX711 – обладает достаточной разрешающей способностью для построения весовых датчиков с точностью измерения веса до третьего знака, что может быть с успехом применено, например, в термогравиметрических и различного рода кинетических исследованиях, где необходимо измерение изменения массы объекта во времени [3].

Список литературы:

1. <http://asemlab.net/viewtopic.php?f=16&t=55&sid=969559babb305328e9612395a332b182>
2. Моисеев Д.Н. Беспроводной контроль научного оборудования и мониторинг датчиков по Wi-Fi с помощью модуля ESP8266. ООО “НИЛ АСЭМ”, Тула, Россия // Автоматика и программная инженерия. 2018. №1(23). С. 9-19.
3. <http://asemlab.net>

ЦИКЛИЧЕСКОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Мыльников В.В.

Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ

e-mail: mrmynikov@mail.ru

Поведение материалов в различных областях циклического нагружения очень различно и может зависеть как от их структурного состояния, так и от условий испытания. Некоторые материалы могут сначала упрочняться, а затем разупрочняться в процессе усталостного нагружения и наоборот [1-3]. С точки зрения решения проблемы усталостного разрушения наиболее важными и сложными являются вопросы, связанные с механизмами процессов, происходящих в материале при циклическом нагружении. Стремясь понять и физически описать процесс разрушения, исследователи вынуждены обращаться к изучению топографии и строению повреждаемой поверхности материалов [4-5]. Принимая предположение [6], что структурные изменения в поверхностных слоях материала, связаны с процессами упрочнения-разупрочнения при усталости, следует ожидать, что их величина будет зависеть от условий нагружения, в частности от частоты циклов и схемы нагружения [7-8]. В качестве материала исследования была использована сталь 30ХГСН2А термообработанная на различные категории прочности и испытанная в диапазоне частот нагружения от 0,17 до 50 Гц при разных схемах нагружения.

В ходе экспериментальных работ установлено, что с увеличением частоты циклов повышается упрочняемость материала поверхностных слоев стали, что выражается в существенном уменьшении наклона кривой усталости tga_ω (0,301 при $\omega = 0,17$ Гц против 0,0457 при $\omega = 50$ Гц) и уменьшении повреждаемости поверхности (Φ) с $0,0126 \cdot 10^{-3}$ до $0,39 \cdot 10^{-4}$ при одинаковой наработке. У исследованной стали упрочнение происходит на самых ранних стадиях нагружения 5-10% от полной наработки, затем достигается длительное состояние насыщения вплоть до разрушения, при сохранении локальной пластической деформации. При знакопеременном поперечном изгибе и изгибе с вращением микропластическую деформацию испытывает только поверхностный слой образца, поэтому локальное структурное превращение наблюдается в нем и прилегающей к нему зоны, выражающейся в максимальных значениях микротвердости вблизи поверхности. Данный факт приводит к снижению величин tga_ω , сопровождаемое упрочнением поверхности и увеличением сопротивления усталости исследованной стали. В случае работы материала по пульсирующему циклу растяжения-сжатия микропластической деформации подвержено все сечение образца, но за счет существования градиента плотности дислокаций по поперечному размеру от поверхности вглубь упрочнение поверхности происходит, но в меньшей степени, чем при испытаниях по более мягким схемам нагружения, что отражается в увеличении tga_ω . Из чего следует, смягчение схемы испытания и увеличение частоты циклов нагружения образцов из стали 30ХГСН2А способствуют увеличению предела выносливости и «улучшению» показателей сопротивления усталости сопровождаемое упрочнением поверхности выражающейся в максимальных значениях микротвердости.

Литература:

1. Suresh S. Fatigue of metals. – Cambridge University Press, 2006. – 701 p.
2. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015. 479 с.
3. Пачурин Г.В. Технология комплексного исследования разрушения деформированных металлов и сплавов в разных условиях нагружения: учеб.пособие / Г.В. Пачурин, А.Н. Гушин, К.Г. Пачурин, Г.В. Пименов // – Н. Новгород, 2005. – 141 с.
4. Панин В.Е. Поверхностные слои нагруженных твердых тел как мезоскопический структурный уровень деформации // Физ. мезомех. – 2001. – Т. 4, №3. – С. 5-22.
5. Сулима А.М., Евстигнеев М.И. Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов. М.: Машиностроение, 1974. 255 с.
6. Мыльников В.В., Чернышов Е.А., Шетулов Д.И. Прогнозирование циклической прочности и долговечности конструкционных материалов. М.: Из-во «Спутник+», 2013. 146 с.
7. Гаденин М.М. Влияние формы цикла нагружения на сопротивление циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов // Вестник научно-технического развития. – 2010. – № 9 (37). – С. 15-19.
8. Ясний П.В., Марущак П.О., Панин С.В., Любутин П.С., Баран Д.Я., Овечкин Б.Б. Стадийность деформирования материала и кинетика роста усталостной трещины в стали 25Х1М1Ф при низких частотах нагружения // Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. № 2. С. 97-107.

О ВОЛНОВОМ ХАРАКТЕРЕ ПРОДВИЖЕНИЯ МАГИСТРАЛЬНОЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ СТАЛИ

Мыльников В.В.

Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ, e-mail: mrmynikov@mail.ru

Представленная работа посвящена экспериментальному исследованию роста усталостной трещины при испытаниях стали 30ХГСН2А по схеме циклического плоского поперечного изгиба образца. На всем пути своего распространения трещина перемещалась зигзагообразно (рис. 1,а). Такой характер продвижения известен в литературе как скачкообразный или волновой [1-2].

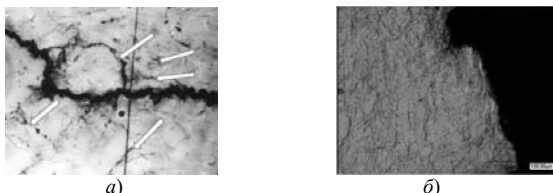


Рис.1.а – микроструктура общего вида магистральной усталостной трещины иллюстрирующая волнообразный характер продвижения закаленной стали после циклического плоского изгиба образца сечением 3х3 при температуре 20°С; (х 400); $\omega = 3,33$ Гц; $\sigma = 930$ МПа; N = 1500 циклов; б – Зона локальной пластической деформации в циклически упрочненном слое вблизи излома цилиндрического образца.

Проведенные исследования показали, что стадия зарождения магистральной усталостной трещины характеризуется наличием большого количества локальных пластически деформированных объемов (рис. 1,б), являющихся источниками возникновения микроскопических трещин, в данном случае одна из которых переросла в магистральную трещину. Раскрытие магистральной трещины происходило волнообразно (рис. 1,а) с периодическим изменением знака поворота. Изменение направления роста усталостной трещины связано с выбором наиболее оптимальных кристаллических систем скольжения, которые изменяют свои направления в процессе циклической деформации и фазового перестроения. В областях пластических деформаций этот процесс наиболее легко реализуем. Микроструктура стали продемонстрированная на рисунке 1,б сфотографированная в непосредственном контакте с местом разрушения показывает, что даже в сильноупрочненном состоянии (максимальная микротвердость наблюдалась у поверхности) не теряет пластичных свойств. Видно, что в зоне предразрушения наблюдается довольно сильно развитая зона локальной пластической деформации, причем она имеет четкую направленность относительно поверхности разрушения, что можно охарактеризовать как процесс разворота зерен в процессе циклического деформационного упрочнения с целью наилучшей ориентировки наиболее плотноупакованных плоскостей скольжения по которым, как известно, наиболее легко происходит поперечное скольжение.

Вывод: При циклическом нагружении в поверхностных слоях исследованной стали наглядно проявляется волновой характер распространения как пластических сдвигов (рис. 1,б), так и связанных с ними усталостной трещины, при этом развиваются механизмы деформации поворотного типа (фрагментация материала, формирование локальных зон изгиба-кручения, гофрирование поверхности и др.).

Литература:

1. Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Ангелова Г.В. Волновой характер распространения усталостных трещин на поверхности поликристаллического алюминия при циклическом нагружении // Физ. мезомех. – 2002. – Т. 5, №3. – С. 93-99.
2. Кольцун Ю.И. Влияние частоты и нагрузки на волновые деформационные процессы при многоциклового усталости / Ю.И. Кольцун, Б.Е. Мельников, Т.А. Хибник, А.А. Прохоров // Вестн. Самар. гос. аэрокосмического ун-та. – 2009. – №3(19). – С. 274-282.

СВЯЗЬ ДИАГРАММ УСТАЛОСТИ С ПАРАМЕТРАМИ ПРЕДЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ, ДЛЯ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ

Мыльников В.В.

Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ, e-mail: mrmynikov@mail.ru

Если рассмотреть сущность циклического нагружения и разрушения, то фактически оно сводится к конкуренции скоростей нагружения ($\dot{\epsilon}_n$) и скорости релаксации внутренних напряжений ($\dot{\epsilon}_{\text{рел}} = \dot{\epsilon}_p$) [1-2], заключающихся в накоплении повреждений и фактически являющихся скоростью падения сопротивления разрушению (σ_K) материала, т.е. $\dot{\epsilon}_p$. Были получены уравнения в рамках традиционного рассмотрения пластической деформации без учета диссипативных процессов происходящих в локальных объемах циклически деформируемых металлических материалов, из которых следует, что предельная деформация сплавов снижается с уменьшением исходной плотности и с повышением твердости в заданном термомеханическом состоянии, а так же с возрастанием жесткости напряженного состояния и с увеличением скорости деформирования и повышается с увеличением скорости релаксации. Эти уравнения не отражают поведение предельной деформации сплавов и нуждается в корректировке. Наряду со структурными состояниями исходного кристалла в условиях сильного возбуждения и пространстве междоузлий появляются новые разрешенные структурные состояния, вакантные либо занятые возбужденными ионами. Учет их приводит к предсказанию теорией принципиально нового заключения о возникновении в деформируемом кристалле внутреннего механического поля волновой природы [3]. В зависимости от вида и условий нагружения формируется различный спектр волн пластической деформации и разрушения при различных видах и условиях нагружения.

Таким образом, при усталостном нагружении сталей релаксационному механизму пластической деформации предшествует волновой характер, при котором размеры изделия не меняются, а пластичность падает практически до нуля. Следовательно, уравнения примут следующий вид:

$$\epsilon_i^{\text{пр}} = \epsilon_0 + \frac{\ln(\rho_{M0}/\rho_{M\text{кр}})}{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) e^{\alpha\Pi} - \left[\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n} - \left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n}\right)_{\text{волн}}\right]} \quad (1);$$

$$\sigma_K = \sigma_{K0} e^{\left\{\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \left[\frac{\dot{\epsilon}_{\text{рел}}}{\dot{\epsilon}_n} - \left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n}\right)_{\text{волн}}\right]\right\} \epsilon_{\text{рх}} e^{\alpha\Pi}} (\epsilon_i^{\text{пр}} - \epsilon_0) \quad (2),$$

где $\left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n}\right)_{\text{волн}}$ - соотношение скоростей с учетом спектра волн пластической деформации; $\epsilon_{\text{рх}} = e^{\omega}$ - коэффициент разрыхления, зависящий от поврежденности ω , изменяющейся от нуля до единицы; ϵ_0 - упругая деформация; $(\rho_{M0}/\rho_{M\text{кр}})$ - исходная плотность металла; HB - твердость материала (сплава) в заданном термомеханическом состоянии; σ_T - предел текучести; Π - показатель напряженного состояния; α - коэффициент, учитывающий влияние коэффициентов Лодэ - вида деформаций и напряжений. Выразив зависимости $N(\sigma_n)$, получим выражение для связи диаграмм усталости с интересующими нас параметрами состояния. Они будут иметь следующий вид:

$$N = \frac{\sigma_K}{\sigma_n K_{\text{ц}} \left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) e^{\alpha\Pi} - \frac{\ln(\rho_{M0}/\rho_{M\text{кр}})}{\dot{\epsilon}_i^{\text{пр}} - \epsilon_0} + \left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n}\right)_{\text{волн}} \right]} \quad (3);$$

$$N = \frac{\sigma_K \epsilon_{\text{рх}} e^{\alpha\Pi}}{\sigma_n K_{\text{ц}} \left[\left(\frac{HB}{\sigma_T} - 2\right) - \frac{\ln(\sigma_K/\sigma_{K0})}{\dot{\epsilon}_i^{\text{пр}} - \epsilon_0} + \left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_n}\right)_{\text{волн}} \epsilon_{\text{рх}} e^{\alpha\Pi} \right]} \quad (4).$$

Литература:

1. Скуднов В.А. Предельные пластические деформации металлов. – М.: Металлургия, 1989. – 176 с.
2. Мыльников В.В., Скуднов В.А. Влияние различных параметров состояния на закономерности поведения кривых усталости // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2018. Т. 61. № 3. С. 244-250.
3. Панин В.Е. Физическая мезомеханика материалов. Том 1 / Отв. ред. С.Г. Псахье. – Томск: ТГУ, 2015. – 462 с.

ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ НА МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ ЛИТЫХ КОМПОЗИТОВ

Мыльников В.В.¹, Кондрашкин О.Б.¹, Романов А.Д.², Чернышов Е.А.²

¹Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ, e-mail: mmylnikov@mail.ru

²Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева, e-mail: taer@nntu.nnov.ru

В представленной работе исследовано сопротивление разрушению при растяжении материалов изготовленных по принципиально отличной технологии получения литых дисперсно-упрочненных композиционных материалов на основе алюминия [1-2], которая основана на процессе выгорания расплава алюминия при взаимодействии с кислородом или кислород – азотной смесью.

Предложенный жидкофазный метод получения алюмоматричных ДУКМ с армирующими частицами Al_2O_3 основан на взаимодействии алюминиевого расплава с кислородом. При этом обеспечивается наличие прочной межфазной границы между матрицей и наполнителем. Кроме того, способ позволяет получать композиты в одну стадию и обеспечить равномерное распределение частиц в расплаве и обеспечивает наличие прочной межфазной границы между матрицей и наполнителем, следовательно позволяет более полно реализовать потенциальные возможности ДУКМ. Проведенные нами сравнительные испытания на одноосное растяжение показали, что предел прочности находится в диапазоне 180-205 МПа, что в сравнении с результатами полученными в работе [3] (предел прочности находится в диапазоне 100-150 МПа при изменении Al_2O_3 в сплаве от 5 до 20 %) получается выше приблизительно на 25%.

Целью настоящей работы является исследование поверхности разрушения с учетом закономерностей модификации структуры, формирующейся в объеме ДУКМ, подвергнутого одноосному растяжению до разрушения. Для проведения исследований на статическую прочность было отлито три партии слитков с различным содержанием твердой фазы. Из полученных отливок были изготовлены образцы в количестве 3 штук для различных зон слитков. Средний размер частиц упрочняющей фазы преимущественно сфероидальной морфологии составлял 40-60 мкм, а их количество изменяли от 10% до 30%.

В исследованном материале с низким процентным содержанием Al_2O_3 макроанализ поверхности разрушения показывает вязкий характер разрушения состоящий преимущественно из одной волокнистой зоны. С увеличением количества твердой фазы вдвое на фрактограмме появляется радиальная зона свидетельствующая о смене механизма разрушения и фронта продвижения магистральной трещины. При увеличении в структуре материала упрочняющей фазы в трие, относительно образцов первой партии, наблюдается ярко выраженное чередование вязкого разрушения по механизму отрыва и сдвига с проявлениями хрупкого разрушения сколом.

Профилограммы изломов образцов 1 и 3 серии не выявили резкого перепада рельефа, при этом обнаружен совершенно различный характер разрушения, но и в том и в другом случае вид профилограмм не выражен какими-либо резкими скачками рельефа и экстремальными значениями профиля, что дает возможность утверждать о стабильности процессов разрушения. Этого нельзя сказать о разрушении образца ДУКМ №2 в котором наблюдается довольно сильный единоразовый перепад.

Все испытанные образцы показали различие по месту расположения и количеству очагов зарождения трещины: в первом случае очаг зарождения трещины не выявлен с помощью макроанализа, в том числе и в режиме OptimalImage; во втором – с поверхности в одном месте; в третьем – под поверхностью вдали от оси растяжения в нескольких местах.

Литература:

1. Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романова Е.А., Мыльников В.В. Разработка технологии получения алюмоматричного литого композиционного материала с помощью синтеза упрочняющей фазы оксида алюминия в расплаве алюминия // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2017. № 4. С. 29-36.
2. Чернышов Е.А., Лончаков С.З., Романов А.Д., Мыльников В.В., Романова Е.А. Исследование микроструктуры алюмоматричного дисперсно-наполненного литого композиционного материала, полученного методом внутреннего окисления // Перспективные материалы. 2016. No. 9. С. 78-83.
3. A.R.I. Khedera, G.S. Marahleh, D.M.K. Al-Jamea. Strengthening of Aluminum by SiC, Al_2O_3 and MgO // Jordan Journal of Mechanical and Industrial Engineering, Vol. 5. No 6. 2011. pp. 533-541.

РАСЧЕТ НАПРЯЖЕНИЙ И ГЕОМЕТРИИ ГИБКОГО МНОГОСЛОЙНОГО ТРАЛОВОГО ЩИТКА

Недоступ А.А., Ражев А.О.

Россия, г. Калининград, ФГБОУ ВО «КГТУ», E-mail: nedostup@kltu.ru

Рассмотрим гибкий щиток, изготовленный из прямоугольного отрезка полиуретановой ленты с многослойной структурой с различными характеристиками слоев, что необходимо учитывать для повышения точности расчетов. В математической модели тканевых материалов [1] определены зависимости, связывающие силовые и геометрические характеристики с учетом деформации растяжения/сжатия, сдвига и изгиба. На рис. 1 показан один слой многослойного материала толщиной a , длиной L и шириной B . Остальные слои накладываются на эту же сетку (узлы и связи у разных слоев общие, но толщина и модули упругости разные). Деформацией сдвига по толщине щитка (сдвига поверхностей щитка) можно пренебречь, так как толщина материала много меньше его длины и ширины, и материал скреплен по краям. Деформация кручения имеет место только для тел с осью вращения, когда в процессе кручения его геометрия практически не меняется. Ее мы также не учитываем. Исходя из закона Гука в векторной форме для однородного и изотропного материала:

$$\sigma = E\varepsilon, \tau = G\gamma, \quad \varepsilon = \frac{\Delta r - \Delta r_0}{\Delta r_0} \Delta r \quad (1)$$

где σ – нормальное напряжение; E – модуль продольной упругости (модуль Юнга); ε – относительная линейная деформация; τ – касательное напряжение; G – модуль упругости при сдвиге; γ – угловая деформация; Δr – длина связи после деформации; Δr_0 – длина связи в свободном состоянии; Δr – вектор связи.

В результате для каждого узла (кроме граничных) получим четыре значения вектора нормального напряжения. Для каждой пары продольной и поперечной связи:

$$\gamma = \frac{\Delta r}{\Delta r} \arccos \frac{\Delta r \bullet \Delta r_{\perp}}{\Delta r \Delta r_{\perp}}, \quad (2)$$

где \perp обозначает перпендикулярную в свободном состоянии связь; \bullet – знак скалярного произведения векторов. С учетом того, что при малых деформациях $\gamma \approx \tan \gamma$ выражение (2) можно записать в виде без трудоемкой функции арккосинуса:

$$\gamma = \frac{\Delta r}{\Delta r} \sqrt{\left(\frac{\Delta r \Delta r_{\perp}}{\Delta r \bullet \Delta r_{\perp}} \right)^2 - 1} \quad (3)$$

Сила противодействия растяжению/сжатию или сдвигу для каждого узла вычисляется как сумма произведений соответствующих напряжений на площадь поперечного сечения, приходящуюся на узел в направлении связи до деформации:

$$\mathbf{T} = \sum_i \sigma \mathbf{S}_{L(B)}, \mathbf{Q} = \sum_i \tau \mathbf{S}_{L(B)}, S_L = \frac{Ba}{m}, S_B = \frac{La}{n}, \quad (4)$$

где \mathbf{T} – сила растяжения/сжатия; \mathbf{Q} – сила сдвига; S_L – площадь поперечного сечения, приходящаяся на узел по ширине щитка; S_B – площадь поперечного сечения, приходящаяся на узел по длине щитка; B – ширина, L – длина щитка; a – толщина слоя материала. Для граничных узлов площадь необходимо делить на два. Для многослойного материала вычисляются и суммируются напряжения по каждому слою. Исходя из теории сопротивления материалов сила противодействия изгибу \mathbf{P} , приложенная к середине пластины в векторной форме (см. рис. 2) определяется по (5).

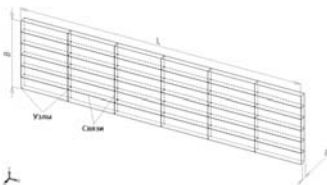


Рис. 1. Модель взаимодействующих частей гидродинамического щитка

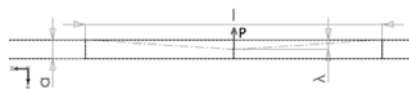


Рис. 2. Расчет силы изгиба

$$\mathbf{P} = \frac{4Eba^3}{l^3} \lambda, \quad \lambda = \frac{\Delta r_1 \bullet (\Delta r_1 + \Delta r_2)}{(\Delta r_1 + \Delta r_2)^2} (\Delta r_1 + \Delta r_2) - \Delta r_1, \quad (5)$$

где b – ширина, a – толщина слоя, l – длина пластины; λ – вектор стрелы прогиба.

В отличие от имеющихся математических моделей тканевых материалов в данной модели учитываются многослойность материала, деформационные свойства и толщина слоев, модуль продольной упругости и упругости при сдвиге.

Литература

Ландовский В.В. Вычислительная математика. Методические указания к курсовой работе для студентов III курса дневного отделения АВТФ направления 230100 «Информатика и вычислительная техника». – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2008. – 32 с.

ФАЗОПОДОБНЫЕ НАНОСЕГРЕГАЦИИ НА ДИСЛОКАЦИЯХ И ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ФАЗ В РЯДЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И ДИФФУЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ

Нечаев Ю.С.

Россия, г. Москва, ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»

ИМФМ им. Г.В. Курдюмова

e-mail: yuri1939@inbox.ru

Работа посвящена, главным образом, изучению, в свете современных данных трехмерной атомно-зондовой томографии (ТАЗТ) и полевой ионной микроскопии (ПИМ), термодинамических и структурных характеристик фазоподобных наносегрегаций (т.е. локальных фазовых переходов) на дислокациях и границах зерен и фаз в ряде металлических материалов, раскрытию атомных механизмов и развитию термодинамических моделей влияния таких наносегрегаций на прочностные свойства и диффузионные процессы. Работа направлена на дальнейшее развитие физики дефектов решетки и фундаментальных основ для технологий наноструктурирования и разработок новых материалов, в частности, для «конструирования» оптимальных межзеренных и межфазных нанобластей.

Некоторые из поставленных «открытых» вопросов: 1) Изучение возможности двух состояний бора (отдельные атомы бора и ковалентные комплексы типа «молекул» Fe_3B) в решетке интерметаллида FeAl , а также особенностей наносегрегаций бора на дислокациях, дефектах упаковки и антифазовых границах в интерметаллиде FeAl . Развитие теоретической модели, описывающей наблюдаемые аномалии, не отвечающие классической модели «атмосфер» Коттрелла, а также влияние таких наносегрегаций на прочностные свойства материала. 2) Изучение боридоподобных наносегрегаций на межфазных границах в трубных сталях X120. Развитие теоретической модели боридизации межфазных границ в материале. 3) Изучение (эксперимент и термодинамическая теория) возможности образования ковалентных комплексов («молекул») из атомов железа, углерода и октаэдрических вакансий (междоузлий) в решетках аустенита, феррита и мартенсита. 4) Изучение карбидоподобных наносегрегаций на дислокациях и границах зерен в сталях, в частности, в околошовной зоне при сварке магистральных труб большого диаметра. Анализ и интерпретация современных данных ТАЗТ. Развитие теоретической модели карбидизации дислокаций, описывающей наблюдаемые аномалии, не отвечающие классической модели «атмосфер» Коттрелла, а также влияние таких наносегрегаций на прочностные свойства материала и аномальное замедление диффузии углерода в материале, в частности, на процессы деформационного старения при формовке нефтегазопроводных труб большого диаметра. 5) Изучение «дислокационного» растворения цементита в деформированных мартенситных и перлитных сталях. Анализ и интерпретация современных данных ТАЗТ и ПИМ. Развитие теоретической модели растворения цементита вследствие протекания диффузионного процесса карбидизации «новых» дислокаций, образующихся при деформации материала в мартенситной или ферритной фазе, описывающей наблюдаемые аномалии растворимости и диффузии углерода в материале, в частности, фрагментации крупных выделений цементита при получении изделий методами штамповки. 6) Изучение карбогидридоподобных наносегрегаций на дислокациях и границах зерен в сталях и их влияния на прочностные свойства, в частности, на водородное растрескивание листов трубной стали. 7) Изучение интерметаллидоподобных наносегрегаций Fe и вакансий на дислокациях и границах зерен в Al и их влияния на прочностные свойства и диффузионные процессы. Сопоставление с аномальными эффектами в растворах Fe в Cu. Развитие моделей. 8) Изучение оксидоподобных наносегрегаций на субграницах (дислокациях) и границах зерен в деформированном молибдене и их влияния на диффузионные процессы (в т.ч. на формирование так называемой зоны затрудненной рекристаллизации) и механические свойства материала. Разработка термодинамической модели наблюдаемой оксидизации границ зерен в молибдене и сплавах Nb-Al и др., являющейся дальнейшим развитием теории Вагнера-

Лившица-Слезова внутреннего окисления металлических материалов. 9) Термодинамическое изучение периодического образования жидкоподобного или стеклоподобного (аморфного) стационарных состояний на границах зерен в ряде деформируемых металлических материалов (Zn-Al, Ni и др.) и наноматериалов (Ti50Ni25Cu25 и др). Развитие адекватных термодинамических моделей.

Представляются целесообразными совместные фундаментальные исследования отмеченных выше «открытых вопросов», в частности, в рамках Международных научных проектов.

СВОЙСТВА МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ КЕРАМИКИ Al_2O_3

Опарина И.Б., Севостьянов М.А., Леонов А.В.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, e-mail: ibo@imet.ac.ru

Поликристаллический прозрачный оксид алюминия обладает уникальными технологическими и эксплуатационными свойствами. Из материала Al_2O_3 производят изделия для военной техники, космонавтики, авиастроения, химического машиностроения и других отраслей.

В качестве исходного материала для изготовления прозрачной керамики используется порошок $\alpha-Al_2O_3$ высокой чистоты с нано- или субмикронным размером частиц с узким распределением по размерам.

Технология изготовления прозрачной керамики из оксида алюминия направлена на достижение теоретической плотности путем снижения пористости и уменьшения размера зерна. Поликристаллическая керамика Al_2O_3 спекается разными методами: горячим изостатическим прессованием (ГИП) и горячим прессованием (ГП). Традиционный метод получения прозрачной керамики Al_2O_3 заключается в спекании при температуре выше 1700 °С в атмосфере водорода. При горячем изостатическом прессовании температура спекания может быть снижена до 1200-1300 °С. Помимо основных методов широко применяется метод искрового плазменного спекания (SPS).

Спеканием SPS получают прозрачную керамику высокой плотности с тонкой микроструктурой при относительно низкой температуре. Прозрачность достигается оптимизацией условий спекания, таких как скорость нагрева, температура, допирование и давление.

Наилучшие оптические и механические результаты получают многоступенчатым спеканием с завершающей стадией горячего изостатического прессования. Улучшают спекаемость Al_2O_3 специально вводимые добавки: MgO / Y_2O_3 / La_2O_3 .

Важным технологическим аспектом достижения прозрачности керамики является соблюдение температурного режима. Высокая температура спекания Al_2O_3 вызывает рост зерна, что влияет на механическую прочность и твердость материалов.

Мелкозернистая керамика из оксида алюминия помимо высокой прочности (до 600-800 МПа), высокой температуры плавления имеет достаточно высокий коэффициент светопропускания. Керамика Al_2O_3 с субмикронным размером зерен является самой твердой из всех прозрачных броневых материалов, твердость по Виккерсу может составлять $HV_{10} > 20$ ГПа.

Рассеяние в керамике Al_2O_3 происходит путем диффузного рассеяния на границах второй фазы, в том числе на порах или микроструктурных компонентах с различными показателями преломления. В Al_2O_3 α -модификации дополнительное рассеяние происходит за счет двулучепреломляющего расщепления пучка на границах случайно ориентированных зерен.

Сочетание оптических и механических свойств позволяет изготавливать изделия на основе поликристаллического оксида алюминия для особых применений: прозрачной брони, обтекателей ракет и оболочек сверхзвуковых управляемых снарядов.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ С ПОМОЩЬЮ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Параев С.А.

Россия, г. Москва, АО «НИИХиммаш»

e-mail: paraev@niichimmash.ru

В настоящей работе исследовали возможность определения концентрации напряжений около дефектов с помощью метода акустической эмиссии (АЭ) [1]. Основное внимание было уделено определению величины коэффициента концентрации напряжений (ККН) у дефектов типа трещины.

Исследования проводили конструкционных сталях разных марок ст.35, 40Х13, 12Х18Н10Т, 12Х2МФА, 15Х2НИФА. Испытывали плоские образцы на статическое растяжение и образцы на вязкость разрушения типа ВР и ДКБ [2].

Известно, что на стадии упруго-пластической деформации металлических материалов в районе напряжения предела текучести σ_T наблюдается максимум активности сигналов АЭ [1]. Указанная закономерность АЭ была использована для экспериментального определения величины коэффициента концентрации напряжений с помощью метода АЭ (ККН_{АЭ}). Для этого фиксировали напряжения σ_1 и σ_2 , соответствующие максимумам интенсивности АЭ для гладкого, бездефектного образца (σ_1) и для дефектного образца (σ_2), и определяли величину ККН_{АЭ} как отношение напряжений $KKN_{AЭ} = \frac{\sigma_1}{\sigma_2}$.

Для калибровки методики измерения ККН_{АЭ} были проведены испытания на плоских гладких образцах и образцах с сквозными отверстиями диаметром от 1мм до 5 мм в центре рабочей части. Экспериментальные значения ККН_{АЭ} сравнивали с расчетными значениями коэффициента концентрации напряжений (ККН_{расч}), полученными в рамках теории упругости [3].

На рис. 1 приведены результаты калибровки методики измерения ККН_{АЭ}.

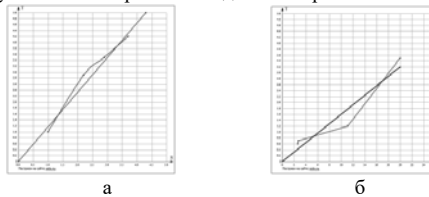


Рис.1. Корреляционная зависимость (показана синим цветом) между коэффициентом концентрации напряжений ККН_{расч}, ККН_{АЭ} и параметром акустической эмиссии $\frac{N_1}{N_2}$: а- зависимость ККН_{расч} - ККН_{АЭ}, б - зависимость $\frac{N_1}{N_2}$ - ККН_{АЭ}. Экстраполяция прямой показана красным цветом.

Из рис. 1а видно, что корреляционная зависимость ККН_{расч} - ККН_{АЭ} может быть экстраполирована прямой вида: $KKN_{расч} = 1,16 KKN_{AЭ}$ с абсолютной погрешностью $\Delta KKN_{AЭ} = \pm 3$.

В таблице 1. показаны значения ККН_{АЭ} в зависимости от типа дефекта и механических свойств материала образца.

Таблица 1

Зависимость коэффициента концентрации напряжений ККН_{экс} от типа дефекта и механических свойств материала образца.

Способ определения ККН _{экс}	Тип концентратора напряжений (дефекта)	Материал образца и его механические свойства	
		12Х18Н10Т, σ_{1T} (МПа) = 260МПа, $\varepsilon = 47\%$	12Х2МФА, σ_{1T} (МПа) = 580 МПа, $\varepsilon = 15\%$
Как отношение напряжений: $\frac{\sigma_1}{\sigma_2}$	надрез	2,6	11,1
	трещина	2,7	20,0

Как видно из таблицы 1 величина ККН_{экс} зависит от типа дефекта и от механических свойств материала образца. Для более пластичной и менее прочной стали марки 12Х18Н10Т величина ККН_{экс} почти на порядок меньше, чем для менее пластичной и более прочной стали 12Х2МФА. Следует отметить, что значения ККН_{экс} у надреза и трещины для стали 12Х18Н10Т остаются практически равными, в то время как для стали 12Х2МФА они отличаются между собой почти в два раза.

В таблице 2 показана зависимость параметра АЭ $\frac{N_1}{N_2}$ от типа дефекта и механических свойств материала образца

Таблица 2

Зависимость параметра АЭ $\frac{N_1}{N_2}$ от типа дефекта и механических свойств материала образца

Характеристика параметра АЭ	Тип концентратора напряжений	Материал образца и его механические свойства	
		12Х18Н10Т, σ_{1T} (МПа) = 260МПа, $\varepsilon = 47\%$	12Х2МФА, σ_{1T} (МПа) = 580 МПа, $\varepsilon = 15\%$
Отношение максимумов интенсивности АЭ для бездефектного и дефектного участка образца $\frac{N_1}{N_2}$	надрез	0,6	1,2
	трещина	0,7	3,5

Из сравнения данных, представленных в таблицах 1 и 2 можно видеть, что несмотря на разницу по абсолютной величине значения $KKN_{экс}$ и $\frac{N_1}{N_2}$ изменяются пропорционально друг другу. На рис. 16 показана корреляционная зависимость между силовым параметром $KKN_{АЭ} = \frac{\sigma_1}{\sigma_2}$ и акустикоэмиссионным параметром $\frac{N_1}{N_2}$, а также экстраполяция прямой $\frac{N_1}{N_2} = 0,16 KKN_{АЭ}$ с абсолютной погрешностью $\Delta KKN_{АЭ} = \pm 3$

Необходимо отметить качественное различие силового и акустикоэмиссионного параметров, которое заключается в том, что для аустенитной стали 12Х18Н10Т $\frac{\sigma_1}{\sigma_2} > 1$ и $\frac{N_1}{N_2} < 1$, а для перлитной стали 12Х2МФА $\frac{\sigma_1}{\sigma_2} > 1$ и $\frac{N_1}{N_2} > 1$.

Проведенные исследования показывают возможность применения метода АЭ для определения коэффициента концентрации напряжений в сталях с разными механическими свойствами и типом дефектов.

Следует отметить, что значения ККН, полученные с помощью метода АЭ, соответствуют стадии упруго - пластической деформации в вершине трещины, что может быть важным в дальнейшем при определении действующих значений коэффициента интенсивности напряжений (КИН) - фундаментальной характеристики трещиностойкости материалов [4].

Литература

1. Грешников В.А., Дробот Ю.Б. Акустическая эмиссия, М.: Изд-во стандартов, 1976. — 276 с.
2. Махутов Н.А. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. Часть 1. Критерии прочности и ресурса, Новосибирск: Наука, 2005. — 494 с.
3. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости М.: Наука, 1966,- 708 с.
4. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела Учеб. пособие для вузов. — М.: Наука, 1988. — 712 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ КВАЗИХРУПКОМ РАЗРУШЕНИИ

Параев С.А.

Россия, г. Москва, АО «НИИХиммаш»

e-mail: paraev@niichimmash.ru

Вопросы расчета предельного состояния в вершине трещины в момент ее старта и оценки влияния стесненности пластической деформаций на характер разрушения являются актуальными в современной теории трещиностойкости материалов.

Линейная механика разрушения трещины [1] с применением методов конформных отображений и комплексных потенциалов Колосова - Мухелишвили [2], интегральных преобразований Коши [3], разложения по собственным функциям [4] дает точное решение сингулярных упругих полей у вершины трещины. В частности, уравнения, описывающие поле нормальных σ , сдвиговых τ напряжений и деформации ε у вершины трещины при одноосном растяжении имеет вид [5]:

$$\sigma_x = \sigma \sqrt{\frac{l}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right); \quad \sigma_y = \sigma \sqrt{\frac{l}{2r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right); \quad \sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y)$$

$$\tau_{xy} = \sigma \sqrt{\frac{r}{2r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}, \quad \varepsilon_x = \frac{\sigma}{G} \sqrt{\frac{r}{2}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(k - 1 + 2 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \right];$$

$\varepsilon_y = \frac{\sigma}{G} \sqrt{\frac{r}{2}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(k + 1 - 2 \cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \right]$, где $k=3-4\nu$ - постоянная для состояния плоской деформации и $k = \frac{(3-\nu)}{(1+\nu)}$ - для плоского напряженного состояния, r и θ - полярная система координаты в вершине трещины. Приведенные уравнения напряженного состояния сокращенно записываются в виде: $\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f(\theta)$, где $K_I = \sigma \sqrt{\pi l}$ - коэффициент интенсивности напряжений (КИН) на отрыв. При трехосном нагружении на срез K_{II} и на сдвиг K_{III} КИН складываются: $K_2 = K_I + K_{II} + K_{III}$.

Однако нелинейные процессы пластического течения и упрочнения, свойственные металлическим материалам, носят многофакторный характер, сложный для математического описания характер и требует наличия большой экспериментальной базы данных.

Известные подходы к оценке трещиностойкости в рамках нелинейной механики разрушения [6,7], такие, как например, метод максимального касательного напряжения Треска, максимальной нормальной деформации Сен-Венана, максимальной энергии деформации, энергии формоизменения Мизеса, дают инженерную точность (около 5%) и зачастую требуют экспериментальной проверки. Расчет сложных деталей возможен только с помощью численных методов [8-10].

В упругой области стесненность деформаций выражается условием $\varepsilon_{33} = 0$ и учитывается увеличением жесткости в $\frac{1}{1-\nu^2}$ раз, т.е. ростом модуля упругости на 9-15% [7].

В неупругой области показатель упрочнения m и степень стесненности деформаций зависят от структуры, состава применяемых сталей, условий нагружения и других факторов, для которых сложно разработать обобщенную математическую модель. На основании накопленного обширного экспериментального материала были установлена зависимость истинного напряжения S_k от относительного сужения ψ_k при разрыве [11]: $S_k = \sigma_b (1 + 1.35\psi_k)$ при $\psi_b \leq 0.15$ и $S_k = \sigma_b (0.8 + 2.06\psi_k)$ при $\psi_b > 0.15$. Здесь индекс «в» соответствует стадии равномерной деформации до образования шейки. Возможное отклонение вычисленных значений S_k от экспериментальных значений в среднем составляет $\pm 6\%$ [12]. Если принять максимальное возможное сужение $\psi_k = 50\%$, то истинное напряжение S_k может почти в два раза превышать величину σ_b .

Н.А. Махутовым было показано [5], что в зоне с коэффициентом концентрации деформаций K_e предельные значения напряжений σ_c и деформаций ε_c могут быть рассчитаны по номинальным значениям σ_n и ε_n гладкого образца. Для этого надо учесть объемное напряженное состояние и ввести коэффициенты снижения пластичности Dm повышения сопротивляемости пластическим деформациям Im по сравнению с номинальными значениями Dn и In : $\frac{\varepsilon_c}{\varepsilon_n} = \frac{K_e I m D n}{D n D m}$, $\frac{\sigma_c}{\sigma_n} = (I m D n)^{1-m} \left(\frac{D m D n}{K_e} \right)^m$

Здесь также отмечено, что между экспериментальным α_{σ_e} и расчетным α_e коэффициентами концентрации напряжений существует степенная зависимость: $\alpha_{\sigma_e} = \sigma_e^{1-m}$, причем показатель упрочнения m зависит от величины концентрации напряжений α_e .

На рисунке 1 показаны результаты обработки экспериментальных и расчетных значений коэффициентов концентрации напряжений α_{σ_e} и α_e для конструкционных сталей 12Х2НМФА и 08Х18Н10Т, приведенных в работе [5]. Оказалось, что представленные данные можно аппроксимировать степенной зависимостью $y = x^{1-m}$, указанной выше [5], с показателем степени $m = 0,3$ для 12Х2НМФА и $m = 0,5$ для пластичной нержавеющей стали 08Х18Н10Т.

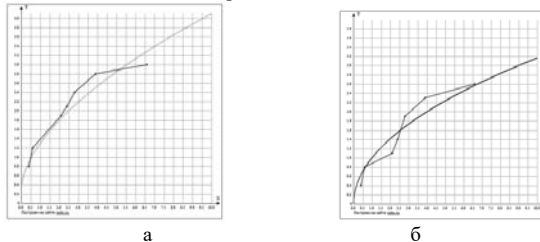


Рис. 1. Экспериментальные (Y) и расчетные (X) коэффициенты концентрации напряжений для конструкционных сталей 12Х2НМФА и 08Х18Н10Т, приведенные в работе [5]. Гладкие кривые - аппроксимация уравнением вида $y = x^{1-m}$

Экспериментальные исследования были проведены на образцах типа ВР (внецентренное растяжение) [13] толщиной от 25мм до 100мм, изготовленных из конструкционных марок сталей 12Х18Н10Т, 12Х2МФА и 15Х2НИФА[11]. Для изменения степени стесненности пластической деформации в вершине надреза на боковую поверхность образцов наносили V-образные канавки глубиной от 20% до 80% толщины образца.

Численное моделирование напряженно-деформированного состояния проводили с помощью метода конечных элементов[8] и пакета программ «КОМПАС»[13], Программа позволяет рассчитывать все компоненты тензора напряжений и деформаций и графически отображать их в трехмерном пространстве в виде цветных диаграмм и изолиний

На рис. 2 показаны расчетные поля растягивающих напряжений σ_y , действующих перпендикулярно плоскости надреза, в зависимости от степени стесненности деформаций ϵ_z

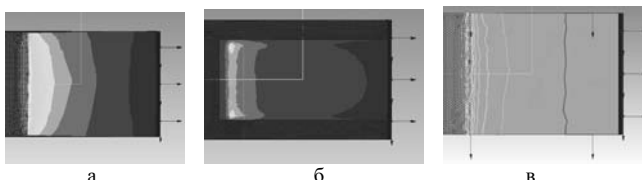


Рис. 2. Моделирование поля растягивающих напряжений σ_y , действующие перпендикулярно плоскости надреза в образце типа ВР толщиной 50мм из стали 12Х2МФА, для разной степени стесненности деформации ϵ_z : а- образец без боковых канавок, б - с боковыми канавками, в- с закруглением по боковой поверхности.

Можно видеть, что с ростом степени стесненности деформации ϵ_z при переходе от рис.2а к рис.2б, выпуклые изолинии растягивающих напряжений σ_y выпрямляются и идут параллельно линии надреза . Наибольшая стесненность возникает у надреза в вершине боковой канавки (рис.2б),

Отмеченные особенности влияния стесненности на поле напряжений σ_y наблюдались для деформации ϵ_z и для других компонент напряженно-деформированного состояния у вершины надреза.

Экспериментальные данные, полученные при квазихрупком разрушении образцов типа ВР показали, что выпуклый характер изолиний σ_y , наблюдаемый при моделировании образца без боковых канавок (см. рис. 2а), характерен для линий остановки фронта трещины, образующихся на поверхности излома образца без боковых канавок, показанного на рис 3а. На изломе образца с боковыми канавками линии остановки фронта трещины почти прямые или даже слегка вогнутые, рис 3б и соответствуют ходу расчетных изолиний растягивающих напряжений σ_y , показанных на рис. 2б.

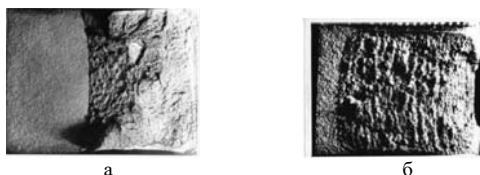


Рис.3. Линии остановки фронта трещины на поверхности излома образцов типа ВР толщиной 50мм, изготовленных из стали 12Х2МФА: а- образец без боковых канавок, б- образец с боковыми канавками

Выводы

Исследования и расчеты, выполненные на образцах из конструкционных марок сталей 12Х18Н10Т, 12Х2МФА и 15Х2НИФА, показали эффективность применения метода конечных элементов для моделирования напряженно-деформированного состояния и для изучения влияния степени стесненности деформаций у вершины трещины на процесс квазихрупкого разрушения.

Литература

1. Махутов Н.А. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. Часть 1. Критерии прочности и ресурса, Новосибирск: Наука, 2005. — 494 с.
2. Мухелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости М.: Наука, 1966,- 708 с.

3. Уфлянд Я.С. Интегральные преобразования в задачах теории упругости 2-е изд. - Л.: Наука, 1967. - 402 с.
4. Л. Д. Фаддеев, Разложение по собственным функциям оператора Лапласа на фундаментальной области дискретной группы на плоскости Лобачевского, Тр. ММО, 1967, том 17, 323–350 с.
5. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность М.: Машиностроение, 1981. - 272 с.
6. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения М.: Наука, Гл. ред. физ-мат литературы, 1974. - 640 с.
7. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела Учеб. пособие для вузов. — М.: Наука, 1988. — 712 с.
8. Зенкевич О. Метод конечных элементов в технике: Пер. с англ. М.: Мир, 1975. 544 с.
9. Бахвалов Н. С. Численные методы,— М.: Наука, 1975.
10. Методы вычислительной математики,— М.: Наука, 1980
11. Материалы в машиностроении. Выбор и применение. Справочник в пяти томах. Т.2. Конструкционная сталь под ред. И.В. Кудрявцева , М.: Машиностроение, , 1968
12. Марковец М.П. Диаграмма истинных напряжений и расчет на прочность. М.: Оборонгиз, 1947. 139 с.
13. КОМПАС-3D v13, Руководство пользователя
14. Мураками Ю. (ред.) Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений (в 2-х томах) М.: Мир, 1990.

МАТБАЛАНСЫ И ТРАЕКТОРИИ ФАЗ В КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ ПОЛЯХ Т-х-у ДИАГРАММЫ FeO-SiO₂-Fe₂O₃

Парфенова М.Д.^{1,2}, Ламуева М.В.², Зеленая А.Э.², Луцык В.И.^{2,3}

¹Россия, г. Улан-Удэ, ТУСУР

²Россия, г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН

³Россия, г. Улан-Удэ, Бурятский государственный университет

e-mail: vluts@ipms.bsnet.ru

Пространственные модели фазовых диаграмм (ФД) [1-4] предоставляют возможности построения вертикальных (для заданного состава – во всем температурном интервале) и горизонтальных (на одномерных изоплетах – при фиксированной температуре) матбалансов, облегчающих расшифровку схем кристаллизации на концентрационных полях различной размерности.

Трудность изучения системы FeO-SiO₂-Fe₂O₃ заключается в том, что для нее нет точного описания как ограничивающих систем FeO-SiO₂(Fe₂O₃), так и поверхностей ликвидуса и областей расслоения двух жидкостей, которые даются фрагментарно. В [5] предлагается схематичная модель ФД, без области расслоения расплава и полиморфизма SiO₂. Такой прототип ФД является начальным этапом при разработке компьютерной модели (рис.)[6].

В качестве инструмента описания поверхностей ликвидуса и линейчатых поверхностей на границе трехфазных областей использовался кинематический метод задания поверхностей [7-8].

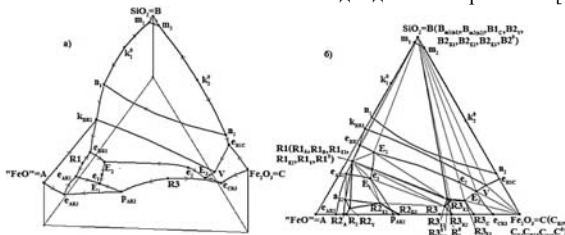


Рис. 3D модель (а) и XY проекция фазовой диаграммы (ФД) FeO-SiO₂-Fe₂O₃ (б) по [4]

Исследование выполнено в соответствии с госзаданием ИФМ СО РАН (проект 0336-2016-0006) и при частичной поддержке РФФИ (проект 17-08-00875).

Литература

1. Луцык В.И. Концентрационные поля с уникальными схемами кристаллизации как генотип трехкомпонентного сплава // Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одигова «Механические свойства

современных конструкционных материалов». Москва. 10-12 сентября 2012 г. / Сб. материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2012. С. 153-156.

2. Lutsyk V., Zelenaya A., Parfenova M. Solidification Paths in the Ceramic Systems // Advanced Materials Research. 2013. Vol. 704. P. 173-178.

3. Lutsyk V., Zelenaya A. Crystallization paths in SiO₂-Al₂O₃-CaO system as a genotype of silicate materials // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2013. V. 47. 012047012049

4. Парфенова М.Д., Зеленая А.Э., Луцык В.И. Пути кристаллизации в системе CaO-Al₂O₃-SiO₂ // Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва. 4-5 сентября 2014 г. / Сб. материалов. – М.: ИМЕТ РАН, 2014. С. 227-229.

5. Жариков В.А. Основы физической геохимии. М.: Изд-во МГУ; 2005. 656 с.

6. Парфенова М.Д., Ламуева М.В., Луцык В.И., Зеленая А.Э. Сборка Т-х-у диаграммы FeO-SiO₂-Fe₂O₃ для расчета матбалансов и отображения путей кристаллизации // XXIV Всерос. научн. конф. студентов-физиков и молодых ученых (ВНКСФ-24). Томск, 8-26 марта 2018. С. 511-512.

7. Lutsyk V.I., Zyuganov A.M., Zelenaya A.E. Computer Model of a T-x-y Diagram for a Ternary System with Monotectic Monovariant Equilibrium // Russ. J. Inorg. Chem. 2008. V. 53. № 5. P. 794-799.

8. Lutsyk V., Zelenaya A. Concentration fields of the ternary systems and trajectory of phases in T-x-y diagrams // Journal of Physics: Conference Series. 2017. Vol. 790, Is. 1. 012020

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БУНТОВОГО ПРОКАТА ОХЛАЖДЕННОГО В ПОТОКЕ ПРОВОЛОЧНОГО СТАНА

Парусов Э.В.

Украина, г. Днепр, ИЧМ НАНУ, e-mail: tometal@ukr.net

При производстве промышленных партий бунтового проката из борсодержащей стали С86D (EN 16120-1:2011), изготовленного по инновационной технологии [1], установлено влияние базовых химических элементов на изменение механических свойств. Бунтовой прокат (Ø 8,0; 10,0 и 11,0 мм) охлаждался воздушными вентиляторами на транспортере линии Стелмор в потоке непрерывного мелкосортно-проволочного стана 320/150 [2]. Варьируя мощность работы воздушных дутьевых вентиляторов, в зависимости от диаметра проката, обеспечивали постоянство средней скорости охлаждения металла. Изменение содержаний S, P, Cr, Ni, Cu было незначительным, поэтому указанные химические элементы не учитывали, а C, Mn и Si были объединены в интегральный показатель – углеродный эквивалент (C₃). Расчет C₃ выполнен по формуле: %, C₃ = [C, %] + [Mn, %]÷5 + [Si, %]÷7. В результате регрессионного анализа выборки получены эмпирические выражения:

$$\sigma_B = 396,67 + 807,25 \cdot C_3 + 29461,81 \cdot [B, \%] \quad (1)$$

$$\psi = 85,97 - 59,87 \cdot C_3 - 342,46 \cdot [B, \%] \quad (2)$$

$$\delta_{10} = 37,27 - 26,61 \cdot C_3 - 976,07 \cdot [B, \%] \quad (3)$$

где σ_B , ψ и δ_{10} – параметры оптимизации модели с учетом двух факторов C₃ и B.

σ_B возрастает с повышением C₃ и содержания бора в стали; ψ и δ_{10} снижаются при повышении C₃ и содержания бора в стали. Полученные уравнения были подвергнуты проверке на предмет адекватности и значимости коэффициентов. Табличное значение критерия Фишера ($\alpha = 0,05$, $p = 0,95$, $k_1 = 2$, $k_2 = 36$) составляет 3,26, а расчетные 8,93; 5,37 и 4,04 для уравнений (1)...(3) соответственно. Расчетные значения критерия Стьюдента для коэффициентов уравнения регрессии приведены в таблице. Табличное значение критерия Стьюдента для указанных значимости, доверительном интервале, выборки и степеней свободы – 2,028.

Таблица – Расчетные значения критерия Стьюдента

Уравнение регрессии	Расчетное значение критерия Стьюдента	
	(C ₃)	(B)
$\sigma_B = 396,67 + 807,25 \cdot C_3 + 29461,81 \cdot [B, \%]$	3,86	2,74
$\psi = 85,97 - 59,87 \cdot C_3 - 342,46 \cdot [B, \%]$	2,71	2,18
$\delta_{10} = 37,27 - 26,61 \cdot C_3 - 976,07 \cdot [B, \%]$	2,49	2,19

Анализ показал, что уравнения регрессии являются адекватными, а коэффициенты значимыми. Полученные уравнения могут быть использованы для прогнозирования механических свойств

бунтового проката при условии соблюдения постоянства параметров режима деформационно-термической обработки металла в потоке проволочного стана.

Регрессионные уравнения (2), (3) отражают поведение пластических свойств металла. Характер изменения ψ и δ_{10} связан не только с особенностями формирования структуры, но и свидетельствует о повышении равномерной деформации бунтового проката, что оказывает благоприятное влияние на технологическую пластичность металла при волочении на метизном переделе. Повышение равномерной деформации борсодержащих высокоуглеродистых сталей обусловлено выделением довольно мелких частиц VN (до 1...2 мкм), которые уменьшая микронапряжения кристаллической решетки феррита (уменьшается содержание азота), а также выступая в роли релаксаторов напряжений, сдвигают развитие локализованной деформации на более позднюю стадию холодной пластической деформации [2].

Литература

1. Increasing the strength class of rolled steel made of high-carbon steel in the stream of continuous wire mill, Parusov E. V., Gubenko S. I., Sychkov A. B., Sahura L. V., Metallurgical and Mining Industry, № 1, 2017, P. 54-57.

2. Технологии изготовления холоднодеформированной проволочной арматуры с использованием способа прямого волочения // [Тезисы докладов] Научные чтения имени члена-корреспондента РАН И.А. Оди́нга «Механические свойства современных конструкционных материалов», г. Москва, Россия, 6-7 сентября 2016 г., С. 100.

МЕТОД ФИКТИВНОГО ПОГЛОЩЕНИЯ В РЕШЕНИИ ЗАДАЧ О ВИБРАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ НА МАТЕРИАЛЫ С ДЕФЕКТАМИ ТИПА ПЛОСКИХ ЖЕСТКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ

Павлова А.В.

Россия, г. Краснодар, КубГУ, e-mail: pavlova@math.kubsu.ru

Моделирование поведения конструкционных материалов, в том числе содержащих дефекты, под действием вибрационных нагрузок приводит к смешанным задачам, сводящимся к системам интегральных уравнений. Исследование последних требует дальнейшего развития методов и подходов к решению интегральных уравнений (ИУ) и систем ИУ динамических задач теории упругости.

Метод фиктивного поглощения, с успехом применяемый к решению ИУ, заданных в выпуклых областях, допускает обобщение на случай односвязных областей, имеющих сложную форму

$$Kq = \sum_{m=1}^M K_m q_m = f_s(x_1, x_2), \quad s = \overline{1, M},$$

$$K_m q_m = \iint_{D_m} k(x_1 - \xi_1, x_2 - \xi_2) q_m(\xi_1, \xi_2) d\xi_1 d\xi_2, \quad (x_1, x_2) \in D_m,$$

$$k(x_1, x_2) = \frac{1}{4\pi^2} \int_{\Gamma_1} \int_{\Gamma_2} K(\alpha_1, \alpha_2) \exp(-i\alpha_1 x_1 - i\alpha_2 x_2) d\alpha_1 d\alpha_2.$$

Данный метод может быть использован для решения задач о вибрации жестких включений произвольной в плане формы, его достоинством является описание решения в окрестности границ области дефекта. Предполагается возможным представление областей сложной конфигурации Ω в виде

объединения замкнутых выпуклых ограниченных областей, $\Omega = \bigcup_{m=1}^M D_m$, $M < \infty$, возможно, имеющих

общие граничные множества S_m .

Основу развиваемого подхода, называемого в работах Бабешко В.А., Пряхиной О.Д. методом фиктивного поглощения, составляет такое преобразование символа ядра ИУ или матрицы-символа системы ИУ, которое позволяет осуществить переход от решения ИУ с сильно осциллирующим и медленно убывающим ядром к ИУ с экспоненциально убывающим ядром. Именно такое поведение ядер характерно для интегральных уравнений в задачах для обладающих сильным поглощением сред. Для решения ИУ таких задач существует много приближенных методов, хорошо себя зарекомендовавших.

Использование метода фиктивного поглощения дает возможность выделять составляющие решения с осцилляцией, оставляя неосциллирующую функцию в качестве неизвестной

$$q(x_1, x_2) = p(x_1, x_2) + \varphi(x_1, x_2),$$

далее решение исходной задачи строится посредством обратных преобразований. Предлагаемая схема метода, в отличие от применявшейся ранее, использует в качестве базисных функций производные функций Дирака с носителями в граничных множествах S_m рассматриваемых областей

$$\varphi_s(x_1, x_2) = \sum_{n=1}^N G_k(-\Delta) \int_0^{2\pi} \delta[x_1 - a_s - R_s(\psi) \cos \psi] \delta[x_2 - b_s - R_s(\psi) \sin \psi] g_{ks}(\psi) d\psi,$$

$$G_k(\alpha^2) = (\alpha^2 - p_1^2) \mathcal{K}(\alpha^2 - p_{k-1}^2) (\alpha^2 - p_{k+1}^2) \mathcal{K}(\alpha^2 - p_N^2),$$

Δ – двумерный оператор Лапласа, g_{ks} – некоторые подлежащие определению однозначные функции. Здесь во внутренних точках соответствующих областей $O_m \in D_m$ с координатами a_m, b_m введены локальные системы координат $x_1^m O_m x_2^m$, оси которых параллельны осям $x_1 O x_2$. Уравнения границ S_m в системе $x_1 O x_2$ описываются функциями $R_m(\psi)$.

Более сложный вид используемых функций обеспечивает в данном случае представление решения в более удобной форме. В окончательном решении, как и в случае решения ИУ, введенные функции φ присутствуют только под знаками интегральных операторов. Введенные неизвестные на стыковочных границах областей разбиения D_m взаимно уничтожаются.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 18-01-00124.

ОСОБЕННОСТИ СОЗДАНИЯ ДРЕВЕСНО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Памфилов Е.А.¹, Шевелева Е.В.²

¹Россия, г. Брянск, ФГБОУ ВО БГТУ

²Россия, г. Брянск, ФГБОУ ВО БГИТУ

e-mail: elshev78@yandex.ru

Задача увеличения долговечности триботехнических узлов многих машин, в частности, содержащих подшипники скольжения, является в настоящее время достаточно актуальной. Анализ возможностей создания новых антифрикционных материалов показал, что целесообразным является применение в конструкциях подшипниковых узлов материалов, выполненных на основе модифицированной древесины, и объединяющих в своей структуре элементы различных наполнителей, в том числе и металлических. Такой подход позволяет обеспечить получение необходимых совокупностей триботехнических характеристик материалов.

На основании проведенных исследований установлено, что повышение работоспособности деталей триботехнического назначения может быть обеспечено как за счет оптимизации древесной основы, так и свойств применяемых наполнителей, а также путем направленного формирования требуемой макро- и микрогеометрии функциональных поверхностей деталей при их окончательной обработке.

Для повышения работоспособности деталей, эксплуатируемых в условиях отсутствия эффективного смазывания перспективно использование в структуре древесного антифрикционного материала металлической, и твердосмазочной составляющих. Оптимизирующая фаза может вводиться в матрицу в виде отдельных изолированных включений различной формы и дисперсности или путем создания каркаса, выполняемого из отдельных элементов, соединяемых между собой.

Для повышения теплоотвода из зоны фрикционного контактирования, и увеличения за счет этого триботехнических характеристик деталей узлов скольжения рекомендуется в качестве наполнителя использовать металлы, имеющие высокую теплопроводность, либо обладающие значительной теплоаккумулирующей способностью вследствие повышенной их теплоемкости.

Установлено, что для обеспечения требуемой работоспособности древесно-металлических вкладышей подшипников скольжения целесообразным является послойное размещение сферических элементов оптимизирующей фазы в объеме древесной основы. При этом предложено размеры металлических частиц уменьшать по мере их заглубления от рабочей поверхности подшипника скольжения.

Исключение термической деструкции древесной составляющей можно обеспечить рассеянием тепла или поглощением его внутри материала самого вкладыша путём использования для изготовления металлических элементов легкоплавких материалов, в которых значительная часть тепла при трении

затрачивается на плавление металлической фазы [1]. Реализация предложенного теплоаккумулирующего эффекта способствует дополнительному улучшению теплофизических свойств рассматриваемых материалов.

Кроме этого предлагается конструкция вкладыша древесно-металлического подшипника, состоящая из чередующихся древесных и металлических слоев [2]. В этом случае металлический слой выполняет функции армирующего элемента вкладыша подшипника скольжения.

Возможно также использование в качестве металлической составляющей мелкоячеистой сетки. При этом возможно варьировать толщину используемого древесного шпона и металлической составляющей композита, тем самым управляя его теплофизическими и фрикционными параметрами.

Выполненное обоснование состава и структуры антифрикционных материалов, изготавливаемых на основе модифицированной древесины, позволяет в существенной степени снизить недостатки исходного материала и обеспечить достижение повышенных механических, теплофизических и триботехнических характеристик путем рационального комбинирования модифицированной древесины и различных составляющих композита.

Литература

1. Подшипник скольжения /Памфилов Е.А., Сидоров О.В., Шевелева Е.В., Алексеева Е.В., Пилюшина Г.А. // патент на изобретение RUS. Патент РФ № 2432508 МПК F16C заяв. 20.11.2007. Оpubл. 27.10.2011.

2. Подшипник скольжения /Памфилов Е.А., Лукаш А.А., Прусс Б.Н., Пилюшина Г.А. // патент на полезную модель RUS. №108519 МПК F16C 33/04, 33/24 Заявл. 07.04.2011. Оpubл. 20.09.2011.

УПРОЧНЕНИЕ ГОЛОВОК ШАТУНОВ КОМПРЕССОРА И ПОВЫШЕНИЕ ИХ НАДЕЖНОСТИ

Петрова И.М.¹, Филимонов М.А.²

¹Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

²Россия, г. Москва, АО НИЦ «Технопрогресс»

e-mail: impetr@mail.ru

В химическом производстве используются оппозитные компрессоры надежность которых имеет определяющее значение для технологических линий. Наиболее серьезные аварии вызывают разрушение шатунов по их крейцкопфным головкам, причем все случаи поломок явились следствием появления усталостных трещин в поршневых головках. Образование трещин началось с внутренней поверхности головки в ее среднем сечении. Развитие трещин в эксплуатации наблюдалось на сечении 80-110° от продольной оси симметрии шатуна.

Напряжения в зоне от контактного угла α_0 до угла перехода головки в стержень шатуна были определены путем численного эксперимента. При этом варьировались эксплуатационные нагрузки и зазоры в сопряжении шатун – палец. Расчет напряженного состояния головки шатуна проводили для сечений находящихся в пределах углов от, соответствующего окончанию зоны контакта, до угла $\varphi = 135^\circ$. Заданные нагрузки соответствовали эксплуатационным: 250кН при номинальном режиме работы, 300кН при работе с перегрузкой, 180кН при недогрузке машины. Зазоры в сопряжении шатунный палец – расточка шатуна также задавалось в соответствии с эксплуатационными: крайние значения 0,05мм, 0,15мм. По результатам аналитических расчетов было получено, что увеличение зазора от минимальной до максимальной величины вызывает увеличение напряжений на 20-30%. Натурные тензометрические испытания при различных режимах работы компрессора [1] показали, что шатун работает при регулярной переменной нагруженности с асимметричным циклом. Получено, что наиболее нагруженным в крейцкопфной головке шатуна является внутренняя поверхность её средней части, расположенная в пределах угла равного 95...115°. Для данного сечения шатуна, проведена оценка надежности. Шатун изготовлен из стали 40X с пределом прочности 590МПа. Среднее значение предела выносливости шатуна определяли по рекомендациям[2], $\sigma_{-1д} = 84$ Мпа. Для повышения сопротивления усталости шатунов предложено проводить упрочнение головки шатуна наклепом. Оценка предела выносливости шатуна после упрочнения показала, что предел выносливости упрочненного шатуна увеличился до $\sigma_{-1д} = 158$ Мпа. Зависимости вероятности разрушения упрочненных и неупрочненных шатунов от зазоров в сопряжении при различных режимах работы, показанные в табл. позволяют оценивать надежность и прогнозировать работоспособность шатунов, причем вероятность разрушения шатунов значительно возрастает при увеличении зазора в сопряжении и перегрузках механизма движения, что также отмечено в работе [3].

Таблица. Вероятность разрушения упрочненных и неупрочненных шатунов в зависимости от нагрузки и зазора в сопряжении.

Нагрузка Р кН	Зазор в сопряжении	$\sigma_{\text{ср}}$ МПа	шатуны			
			без упрочнения		с упрочнением	
			n	U_p	n	U_p
300	0,05	63,0	1,33	-1,98	2,49	-5,55
	0,10	72,0	1,17	-1,08	2,18	-4,92
	0,15	78,5	1,07	-0,48	2,0	-4,47
250	0,05	53,3	1,58	-3,18	2,96	-6,27
	0,10	60,0	1,40	-2,33	2,63	-5,79
	0,15	66,5	1,26	-1,83	2,37	-5,33
180	0,05	40,0	2,10	-4,73	3,94	-7,20
	0,10	45,5	1,85	-4,19	3,47	-6,84
	0,15	50,7	1,66	-3,55	3,11	-6,46

Список литературы

1. Гусев Б.М., Несвижский Ф.А., Петрова И.М., Филимонов М.А. Повышение надежности оппозитных компрессоров. // Экспресс информация. Отечественный производственный опыт. Серия азотная промышленность. Москва. НИИТхим, 1986. № 4, с.8-10
2. МУ Расчеты деталей машин на выносливость в вероятностном аспекте. Редакторы А.П.Гусенков, И.М.Петрова, И.В.Гадолина. Москва. ИМАШ РАН, МЦНТИ. 1991, 85с.
3. Гриб В.В., Петрова И.М., Романов А.Н. Оценка вероятности отказа механических систем моделированием технического состояния. //Проблемы машиностроения и надежности машин, №5, 2016, с. 55-603.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ ДРЕВЕСНО-МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В УЗЛАХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Пилюшина Г.А., Памфилов Е.А.

Россия, г. Брянск, БГТУ, e-mail: gal-pi2009@yandex.ru

Для повышения работоспособности узлов трения, особенно работающих в условиях ограниченной смазки, представляется целесообразным использовать в качестве вкладыша подшипника скольжения древесный композит с металлическими включениями, обладающий высокой износостойкостью, достаточными прочностными характеристиками, способностью работать при наличии абразива в зоне трения, высокими демпфирующими свойствами, минимальным износом сопрягаемых деталей и хорошей прирабатываемостью рабочих поверхностей.

Однако должная работоспособность таких антифрикционных материалов и их экономическая эффективность могут быть достигнуты только при условии оптимизации их теплофизических характеристик, виброгасящих свойств и путем совершенствования технологии изготовления.

Для изготовления подшипников скольжения в качестве матрицы используют древесину термомеханической модификации - прессованную древесину (ДП), которую наполняют металлическими легкоплавкими материалами. Материалы, создаваемые таким образом, имеют повышенные физико-механические и антифрикционные характеристики, по сравнению с каждым из исходных материалов [1].

Металлические включения могут иметь различную форму, прямоугольную, сферическую, в виде конуса, тавра и т.п. В качестве стальной вставки можно использовать металлическую сетку или навивку из металлической ленты [2].

Для создания дополнительных сжимающих напряжений в древесно-металлическом вкладыше предложено использовать навивку из металлической ленты и пружины.

Технология изготовления такого антифрикционного древесно-металлического композита заключается в том, что подшипник скольжения выполняется с вкладышем из модифицированной древесины с теплопроводящим элементом в виде металлической полосы, расположенной по спирали между слоями проклеенной древесины. Древесная составляющая подшипника скольжения при температуре выше 140°C подвергается термическому разложению. Избегать этого можно, если вкладыш будет работать в режиме, при котором тепловыделение не превысит установленный температурный предел. Основное тепло, выделяемое при трении стального вала о поверхность вкладыша, выходит через теплоотводящие элементы [3].

Эффективность отвода тепла можно повысить применением в конструкции пружины навитой также по спирали между слоями проклеенной древесины. При такой конструкции, не только увеличивается теплоотводящая способность вкладыша, но также, за счет стягивающего эффекта пружины, увеличивается его прочность. Температура плавления материала теплоотводящих элементов должна быть ниже температурной деструкции древесной матрицы и находится в пределах от 100 до 140°C. Материал ленты и пружины для увеличения отвода тепла изготавливают из материалов высокой теплопроводности, например меди, алюминия, бронзы.

Таким образом, использование подшипников скольжения с вкладышем из модифицированной древесины с теплоотводящими элементами позволит повысить работоспособность и долговечность узлов трения скольжения, увеличить антифрикционные и демпфирующие свойства, а также снизить производственные затраты на запасные части за счет низкой стоимости материала и способа изготовления вкладыша.

Список использованных источников

1. Пат. 2432508 Российская Федерация, МПК F16C 33/04 F16C 33/24. Подшипник скольжения [Текст] /Е.А. Памфилов, О.В. Сидоров, Е.В. Шевелева, Е.В.Алексеева, Г.А. Пилошина. Брянская гос. инженерно технол. академия.- № 2007143028/11; Заявл. 20.11.2007; Опубл. 27.10.2011. – Бюл. № 30.3.
2. Пат. 108519 Российская Федерация, МПК F16C 33/24/ Подшипник скольжения [Текст]/ Е.А.Памфилов, А.А.Лукаш, Б.Н.Прусс, Г.А. Пилошина//заявл. 07.04.2011; опубл. 20.09.2011, Бюл. № 26.
- 3.Пат. 177912 Российская Федерация, МПК F16C 33/04, 33/24. Подшипник скольжения [Текст] /Е.А. Памфилов, Г.А. Пилошина, Осипов А.А. Брянский гос. Техн. университет/ Заявл.13.06.2017. Опубл. 15.03.2018 г. Бюл. № 8.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ (Т-ZrO₂) – Al₂O₃, МОДИФИЦИРОВАННОЙ ЩЕЛОЧНОЗЕМЕЛЬНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Сиротинкин В.П., Пенькова О.И., Антонова О.С., Баикин А.С., Коновалов А.А.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, e-mail: ludpodzorova@gmail.com

Керамические материалы на основе оксидов алюминия и циркония, благодаря высоким параметрам прочности, коррозионной стойкости, устойчивости в агрессивных средах, находят применение для изготовления изделий, предназначенных для техники и медицины. Физико-технические характеристики отдельных оксидов имеют различия. Так теплопроводность ZrO₂ на порядок ниже, чем у Al₂O₃. Устойчивость к хрупкому разрушению керамики на основе тетрагонального диоксида циркония (Т-ZrO₂) гораздо выше, чем керамики на основе Al₂O₃: критический коэффициент интенсивности напряжений (K_{1с}) достигает, соответственно, 20 МПа · м^{1/2} и 4 МПа · м^{1/2}. Ввиду этого материаловедческой задачей последних десятилетий является разработка композитов на основе системы (Т-ZrO₂) – Al₂O₃, в которой путём варьирования компонентов возможно значительное расширение диапазона эксплуатационных характеристик и области применения керамических композитов.

Цель работы заключалась в получении керамических композитов на основе нанопорошков системы (Т-ZrO₂) – Al₂O₃, модифицированных катионами Mg⁺², Ca⁺² и Sr⁺².

В работе рассмотрены условия золь-гель синтеза прекурсоров порошков систем n[ZrO₂– CeO₂] – (1-n)Al₂O₃ и n[ZrO₂– Yb₂O₃] – (1-n)Al₂O₃, где n=0,8 и 0,65, и процесса их модифицирования катионами Mg⁺², Ca⁺² и Sr⁺², а также технологические этапы получения композитов на основе синтезированных нанопорошков.

В докладе представлены результаты исследования образцов порошков методами: ДСК, низкотемпературной адсорбции азота, РФА, анализа микроструктуры композитов методом электронной микроскопии и определения прочности при изгибе и коэффициентов трещиностойкости K_{1с} методом трёхточечного изгиба.

Показано влияние модифицирования порошков на формирование фазового состава и микроструктуры композитов. Данный факт иллюстрирует рис.1, где представлены микроструктуры композитов систем n[ZrO₂– CeO₂] – (1-n)Al₂O₃, содержащих Ca⁺².

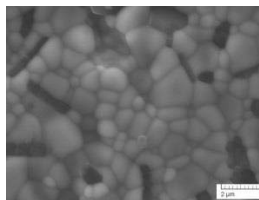
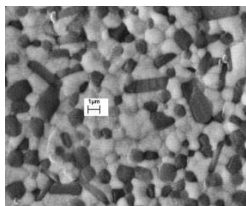


Рис.1.Микроструктура композитов, модифицированных Ca^{+2} , составов а) $0,65[\text{ZrO}_2-\text{CeO}_2] - 0,35\text{Al}_2\text{O}_3$ б) $0,8[\text{ZrO}_2-\text{CeO}_2] - 0,2\text{Al}_2\text{O}_3$

Модифицирование составов оказывает влияние на формирование фазового состава и микроструктуры композитов, что является определяющим фактором достигаемых параметров прочности и трещиностойкости, значения которых изменяются в интервалах от 700 до 1000 МПа, а трещиностойкость K_{Ic} от 8 до 14 $\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$.

Литература

Подзорова Л. И., Сиротинкин В. П. Ильичева А. Ан др. //ж. Неорганические материалы 2018.Т.49. №5. С.389-394

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

ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОЙ 12 % Cr ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823-Ш

Поляхина Н.А.^{1,2}, Алмаева К.В.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2},
Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

¹Россия, г. Томск, НИ ТГУ

²Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

³Россия, г. Москва, АО «ВНИИИМ им. академика А.А. Бочвара»

E-mail: nadejda89isk@yandex.ru

Исследовано влияние температуры на кратковременные механические свойства перспективной реакторной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (16Х12МВСФБР) методом активного растяжения совместно с особенностями ее пластической деформации и разрушения в интервале температур от -196°C до 720°C . Исследования проведены после традиционной термической обработки (ТТО) стали: закалка от $T = 1100^\circ\text{C}$ (выдержка 1 ч) в воду и отпуск при $T = 720^\circ\text{C}$ (выдержка 3 ч).

На кривых температурной зависимости пределов текучести и прочности стали можно выделить несколько характерных интервалов, которые определяют закономерности изменения ее пластичности и характера разрушения:

– интервал от -196°C до -80°C , где прочностные свойства резко растут с понижением температуры. Появление сильной температурной зависимости прочностных свойств в этом интервале является следствием термоактивируемого движения дислокаций в кристаллическом рельефе (высокие барьеры Пайерлса, примесные дефекты). Результатом значительного увеличения прочности является переход от вязкого ямочного излома со следами разрушения сколом к преимущественно хрупкому разрушению со значительным снижением пластичности. Усиление температурной зависимости предела текучести наблюдается в интервале вязко-хрупкого перехода, определенного из ударных испытаний стали.

– интервал от 20°C до 450°C , в котором характеристики прочности слабо зависят от температуры. В этом интервале характер температурной зависимости предела текучести определяется температурной зависимостью модуля Юнга. Сохранение практически неизменного уровня прочностных свойств обусловлено высокой эффективностью вплоть до $T \approx 450^\circ\text{C}$ дисперсного упрочнения стали стабильными наноразмерными частицами фазы $\text{V}(\text{C}, \text{N})$, закрепляющими ее дислокационную структуру.

– интервал от 450°C до 720°C , где наблюдается ускорение падения прочности с ростом температуры. Снижение прочностных свойств стали в этом интервале связано с уменьшением напряжения Орована вследствие термически активируемых процессов преодоления наноразмерных

частиц скользящими дислокациями. При этом на фоне значительного повышения пластичности наблюдается, во-первых, полное исключение хрупкого разрушения; во-вторых, увеличение на порядок, по сравнению с комнатной температурой, размеров чашек вязкого разрушения.

Особенностью деформационных кривых стали ЭП-823-Ш при температурах 350 °С и 400 °С является появление так называемой пилообразной деформации, обусловленной прерывистым протеканием пластической деформации. Согласно [1], процессы, приводящие к появлению зубчатости на диаграммах растяжения, ответственны за развитие динамического деформационного старения стали и связаны с периодическими кратковременными остановками фронта распространения линий Чернова-Людера.

Работа выполнена при поддержке Стипендии президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям развития российской экономики (2016-2018 гг.).

Литература

Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. Деформационное старение стали. – М.: Металлургия, 1972. 320 с.

ОЦЕНКА СООТВЕТСТВИЯ ЗАКОНА ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ КОМПОЗИЦИЙ 08X18N10+У8 И 08X18N10+08X18

Поликевич К.Б., Плохих А.И.

Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, e-mail: polikevich94@mail.ru

Одним из возможных способов получения многослойных металлических материалов является горячая пакетная прокатка. Характерной особенностью этого процесса является наблюдаемый эффект значительного увеличения сопротивления силам прокатки по сравнению со значениями, полученными на аналогичных заготовках с полиэдрическим строением. Возможной причиной увеличения сопротивления деформированию многослойных заготовок может являться формирование особого типа структуры, известной как бамбуковая. В результате формирования такой структуры в пределах слоя содержится одно зерно с определенной кристаллографической ориентацией.

Одним из основных факторов, определяющих механические свойства многослойных материалов, является толщина слоя, так как именно она определяет поведение дислокаций при деформации. Так, в ранних работах было показано, что при уменьшении толщины слоя от 20 мкм до 1 мкм в композиции 08X18+08X18N10 значение твердости НВ возрастало от 180 до 370 единиц.

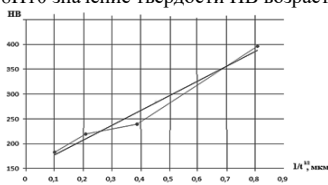


Рис.1 - Зависимость твердости по Бринеллю композиции 08X18N10+У8 в интервале толщин слоев от 100 до 1 мкм ($НВ=147+298 t^{1/2}$)

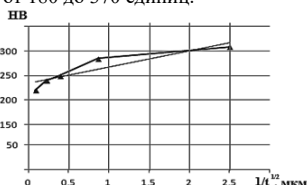


Рис.2 – Зависимость твердости по Бринеллю композиции 08X18N10+08X18 в интервале толщин слоев от 130 до 0,16 мкм ($НВ=233+33 t^{1/2}$)

Микроструктуру материала и его механические свойства связывает известная зависимость Холла-Петча: $\sigma = \sigma_0 + k(1/d^{1/2})$. Данная зависимость показывает изменение значений предела текучести при уменьшении размера зерна. Для многослойных материалов в качестве параметра d (размер зерна) может выступать толщина слоя, так как именно эта величина определяет длину пробега дислокаций, а также возможный радиус изгиба дислокационной петли. Помимо толщины слоя важным фактором, влияющим на сопротивление деформированию, оказывают межслойные границы и их состояние. В случае близкой кристаллографической ориентации слоев возможно формирование когерентной межслойной границы, в результате чего передача скользящих дислокаций будет происходить не за счет генерации, а за счет их прямого перехода из слоя в слой.

Для изучения данной зависимости были подготовлены образцы двух композиций многослойных материалов, 08X18N10+У8 и 08X18N10+08X18. В первой композиции толщины слоев изменялись в

диапазоне от 130 мкм до 0,16 мкм (по расчету), а во второй композиции от 100 мкм до 1 мкм. Количество слоев от первого цикла прокатки до второго цикла увеличивалось от 100 штук до 60000 (по расчету) для композиции 08X18+08X18N10 и от 100 штук до 1500 для композиции У8+08X18N10.

Считается, что если границы зерен являются единственными или основными препятствиями для скольжения дислокаций, то закон Холла-Петча применим как к пределу прочности, так и к твердости изучаемого материала. Твердость поверхности многослойных материалов измерялась по методу Бринелля при нагрузке 3 т. В результате было получено, что для композиции 08X18N10+У8 закон Холла-Петча сохраняется (рис.1), а для композиции 08X18N10+08X18 зависимость не имеет линейного вида, что может быть связано с формированием близкой кристаллографической ориентации слоев, в результате чего ослабевает эффективность межслойных границ при упрочнении (рис.2).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО СВС ИЗ СМЕСИ ПОРОШКОВ ТИТАНА, БОРА И СПЛАВА ВТ6

Пономарев М.А., Лорян В.Э.

Россия, г. Черноголовка, ИСМАН, e-mail: map@ism.ac.ru

Цель работы – реализация самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в модельных смесях бора и металлических компонентов бидисперсного состава, получение продукта со структурной композиционного материала и исследование его свойств.

Исходные смеси состояли из крупных гранул (Ti(s)) титанового сплава ВТ6 сферической формы (средний диаметр – $d_1 \approx 290$ мкм), титана с мелкими частицами дендритной формы (ПТС – Ti(d1) и ПТМ – Ti(d2), мелкая фракция титана ПТМ – Ti(d3)) (средний размер частиц – $d_{d1} \approx 120$ мкм, $d_{d2} \approx 100$ мкм, $d_{d3} \leq 40$ мкм) и аморфного бора. Состав смесей: $a(Ti(s)+2B)+(1-a)(Ti(di)+2B)$, где a – массовая доля порошка сплава ВТ6 в металлическом компоненте ($a=0-0,8$). Смеси послыбно запрессовывались в кварцевые оболочки до относительной плотности 0,5-0,6. Скорость горения была при $a=0,2$: 2,5 см/сек – для Ti(d1), 3 см/сек – для Ti(d2), 4 см/сек – для Ti(d3). Скорость горения снижалась при увеличении a (~ в 4 раза при $a=0,6$). Максимальная температура в волне горения достигала ~ 2000–2250 °С при $a=0,2 - 0,6$. Синтез протекал стадийно: вначале – бор взаимодействовал с мелкодисперсным титаном, образуя боридную матрицу, что способствовало плавлению гранул сплава ВТ6 и взаимодействию расплава с матрицей. Полученный СВС-продукт имеет поры четырех масштабов (от ~1 мкм до ~300 мкм), по структуре подобен композиционному материалу (Рис. 1 и 2). Соотношение элементов Ti/B в тубулярных структурах (S2, Рис.16) близко к TiB и Ti₃B₄, в светлой фазе- к составу сплава ВТ6. Темно-серые фрагменты на Рис.1в соответствуют матрице, соотношение элементов в них близко к TiB₂, светлые участки размером 3–5 мкм – результат заполнения пор сплавом ВТ6. Микротвердость $H_v(P=100$ г) имеет высокие значения как вблизи макропоры ~1800–2300 кгс/мм², так и на удалении ~1400–1800 кгс/мм², занимая промежуточное значение между микротвердостью сплава ВТ6 в гранулах (250–350 кгс/мм²) и микротвердостью боридов титана. В пористой боридной матрице микротвердость снижена (~800–1300 кгс/мм²).

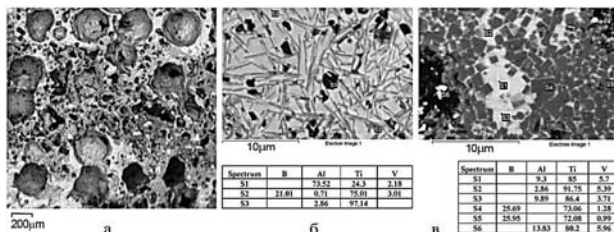


Рис.1. Микроструктура (шлиф) и элементный состав (мас. %) продукта СВС ($a=0,4$, Ti(d2)): а) – макропоры; б) – тубулярные кристаллы рядом с макропорой; в) – на удалении от макропоры.

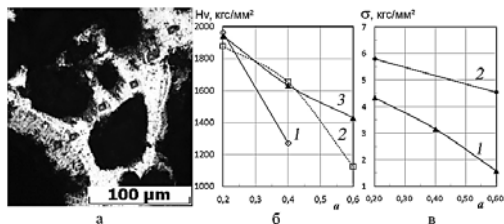


Рис.2. Микротвёрдость вблизи макропоры (а) и усредненных значения Hv и прочности на сжатие (в) продукта СВС: а) $a=0,4$, Ti(d3); б) 1– Ti(d1), 2– Ti(d2) 3– Ti(d3); в) 1– Ti(d2), 2– Ti(d3).

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕПЛАВА АЛЮМОТЕРМИТНОГО МЕТАЛЛА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИТЫХ ЗАГОТОВОК

Попов А.В.

Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ФГБУН ИММД ДВО РАН

e-mail: popov.av@protonmail.ch

Алюмотермия позволяет перерабатывать отходы металлургических и машиностроительных предприятий. Но, в ряде случаев получаемые заготовки имеют литейные дефекты и неудовлетворительные свойства. Такие дефектные заготовки можно использовать в качестве шихты при традиционных процессах переплава.

В работе приведены результаты исследования процесса переплава алюмотермитного металла в индукционной печи на механические свойства литых заготовок. Металл предварительно получен посредством процесса алюмотермии. В качестве компонентов термитной шихты использовались железная окалина и стружка алюминиевого сплава. Соотношение компонентов 75% окислителя и 25 % восстановителя. Количество термитной смеси для экспериментальной отливки составило 16 кг. Выход термитного металла составил 47,5%. При получении отливки применялась шихта с температурой ($T_{\text{ш}}$) - 25°C и температура форма ($T_{\text{ф}}$) - 200°C. Используемая форма изготовлена из графитированных электродов ЭГ15 по ТУ 14-139-177-2003. Перед применением форма и тигель нагреваются до 150°C и окрашиваются огнеупорным составом.

У полученных алюмотермитным восстановлением заготовок исследовались микроструктура и микротвёрдость по методу Виккера по вертикали их продольного сечения от низа кверху отливки.

В нижней части (№1) структура мартенсита с матрицей феррито-перлитного состава. В структуре может находиться остаточный аустенит. Структура сформирована высоким температурным градиентом между начальными порциями металла и формой. Интенсивное охлаждение отливки вызвало образование фаз промежуточного превращения. Средняя часть (№2) характеризуется более дисперсным мартенситом, выделяющимся на фоне белой матрицы феррита. Перлит представлен отдельными группами пластинчатого типа. Верхняя часть (№3) отличается более крупными структурными составляющими, что является следствием её массивности. При этом в составе структуры содержится мартенсит, феррит и пластинчатый перлит, локализованный отдельными зонами. Средние значения микротвёрдости: в части №1 - 213 единиц, в части №2 – 202 единицы, в части №3 – 201 единица. Снижение твёрдости предсказуемо наблюдается от части №1, имеющей самый незначительный размер, до части №3, имеющей самый массивный размер.

Переplав полученных металлозаготовок осуществляли в индукционной плавильной установке ИСТ-0,06. При этом применялась основная набивная футеровка, выполненная из порошка плавяного магнезита марки ППМОИ-93-II-III-IV-VI. Температура подогрева кокиля перед заливкой составляла 200 °С. Температура разлики сплава $T_{\text{раз}} = 1590$ °С. Также как при алюмотермитном способе, отливки были получены без газовой пористости, неолозивов, с равномерным распределением химических элементов по телу заготовки, удовлетворительным качеством поверхности.

Согласно анализу микроструктуры, в нижней части (№1) структура феррито-перлитного состава. Структура сформирована высоким температурным градиентом между начальными порциями металла и формой. Интенсивное охлаждение отливки вызвало образование фаз промежуточного превращения. Средняя часть (№2) характеризуется более крупным размером зерна. Перлит представлен отдельными группами пластинчатого типа по границам зёрен. Верхняя часть (№3) отличается более крупными структурными составляющими, что является следствием её массивности. При этом в составе структуры

содержится феррит и пластинчатый перлит, локализованный отдельными зонами по границам зёрен. Средние значения микротвёрдости заготовок после индукционной переплавки: в части №1 - 179 единиц, в части №2 – 176 единиц, в части №3 – 172 единицы.

Вывод

На основании проведённых исследований установлено, что переплавные процессы, проводимые с помощью традиционных плавильных агрегатов, позволяют получать менее напряжённую структуру, с упорядоченным зерном, что влияет на физико-механические свойства заготовок и, предположительно, объясняется разными температурными параметрами сплавов перед разливкой, а также скоростью разливки. Твёрдость контрольных точек сплава в образце после переплава снижается в среднем на 14%.

Работа выполнена в рамках Государственного задания № 007-00285-18-00.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ТЕМПЕРАТУРУ ПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКООБРАЗНОГО АЛЮМИНИЯ

Попов Д.А., Клюев В.А., Лознецова Н.Н., Малкин А.И., Рязанцева А.А.,
Савенко В.И., Топоров Ю.П.
Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН
E-mail: yupt@rambler.ru

Механоактивация широко используется для модифицирования физико-химических свойств порошковых материалов /1/. Авторами при исследовании свойств порошкообразного вольфрама было обнаружено, что механическая активация приводит к существенному изменению термофизических характеристик активируемого порошка /2/. Рентгеноструктурные исследования показали, что эти изменения обусловлены генерацией и ростом концентрации различных дефектов кристаллической структуры микрочастиц металла. Указанный процесс сопровождается изменением (уменьшением) параметров кристаллической решетки, что приводит к появлению во внутриобъемной зоне микрочастиц значительных деформаций сжатия и высоких остаточных сжимающих напряжений.

При исследовании алюминиевых порошков было обнаружено качественное отличие влияния механоактивации на микроструктуру и напряженно-деформированное состояние активированных частиц этого металла /3/. В отличие от вольфрама, механоактивация порошкообразного алюминия сопровождается монотонным увеличением размера частиц и приводит к увеличению параметра кристаллической решетки материала частиц. Это приводит не к сжатию внутриобъемной зоны, а к её растяжению, что должно сказываться на характере изменения теплофизических свойств металла.

Настоящая работа посвящена изучению влияния механоактивации на температуру плавления порошкообразного алюминия марки АСД-4 (средний размер частиц $5\div 10$ мкм.) Механоактивацию осуществляли на планетарном активаторе марки АГО-2У, снабженном проточным водяным охлаждением измельчающих барабанов. Исследование теплофизических свойств образцов порошкообразных образцов осуществлялось на аппаратном комплексе фирмы IntertechCorporation (США) марки DSCQ1000. Опыты проводили при фиксированной скорости нагрева образцов - 10 град/мин. Параллельные исследования микроструктуры порошков осуществлялись на дифрактометрах системы Empyrean и StoeHumber с использованием рентгеновской камеры Гинье.

Результаты исследований показывают, что, также как в работе /2/, размер частиц исследованного в этой работе алюминия марки АСД-4 в процессе его механоактивации монотонно увеличивается. Зафиксированное при дифрактометрических измерениях увеличение параметра кристаллической решетки свидетельствует о присутствии в материале частиц остаточных напряжений растяжения, величина которых может быть высокой. В соответствии с общими термодинамическими закономерностями, такое изменение напряженно-деформированного состояния материала должно влиять на термические свойства материала и, в частности, на температуру плавления.

Анализ ДСК-кривых, снятых в аргоне, позволяет сделать вывод о том, что (вопреки априорным утверждениям) температура плавления порошкообразного алюминия после механоактивации изменяется незначительно, увеличиваясь с продолжительностью активации. Так температура начала плавления у исходного порошка - 651°C , а после 21-минутной активации - 659°C . При этом температура пика на ДСК-кривой увеличилась с 669°C до 685°C . Рост температуры плавления с продолжительностью механоактивации, по-видимому, обусловлен ростом толщины оксидной пленки на частицах металла (как показали исследования, с 15 нм у исходного до 25 нм у активированного).

Список литературы

1. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических

технологий // ред. Аввакумов Е.Г. Новосибирск, Из-во СО РАН, 2009.-343 с.

2. Савенко В.И., Топоров Ю.П., Чернышев В.В., Малкин А.И. Микроструктура и свойства поверхностно-модифицированных порошков вольфрама, механоактивированных в различных средах // Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. № 11. С. 1121-1128.

3. Киселев М.Р., Ключев В.А., Лознецова Н.Н. и др. Влияние механоактивации на микроструктуру и термические свойства порошкообразного алюминия // Сб. мат. VI Междун. Конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» М.: ИМЕТ РАН, 2015. С. 286-288.

Аналитические измерения выполнены на оборудовании ЦКП ФМИ ИФХЭ РАН.

ИЗУЧЕНИЕ АНОМАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ ФЕРРИТА В СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Попова Е.А., Шляхова Г.В., Зуев Л.Б.

Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН, e-mail: shgv@ispms.tsc.ru

Для сталей основным процессом, формирующим ее структуру и свойства, является распад переохлажденного аустенита. Известно, что первой фазой, выделяющейся в двухфазной области диаграммы Fe – C, является избыточный феррит. Интерес многих исследователей к данной группе избыточного феррита обусловлен тем, что у сталей, содержащих определенную объемную долю видманштеттова феррита, наблюдается снижение пластических свойств, что негативно влияет на показатели надежности. В настоящей работе изучали строение видманштеттова феррита среднеуглеродистой стали, образовавшегося при горячей пластической деформации методами атомно-силовой микроскопии. Химический состав исследованной стали, % (масс.): $\geq 0,45$ C; 0,64 Mn; 0,28 Si; 0,24 Cr; 0,021 P; 0,035 S, что соответствует ГОСТ 1050-88. Результаты механических испытаний на растяжение показали, что основные прочностные характеристики стали со структурой видманштеттова феррита, полученные при статическом растяжении, мало отличаются от свойств среднеуглеродистой стали с обычной мелкозернистой феррито-перлитной структурой.

Средний размер аустенитного зерна, определенный по методу случайных секущих, составил 180 ± 20 мкм. Полученные результаты позволяют отнести структуру исследуемой стали к типичному примеру нерегулируемого роста аустенитного зерна при горячей пластической деформации с последующим охлаждением заготовки со скоростью, выше критической. Изучение структуры пластин видманштеттова феррита показали, что строение их неоднородно, пластинка состоит из отдельных слоев (рис.1а). Между отдельными пластинами наблюдается дефектное пространство, сравнимое по толщине с шириной слоя, декорированное ультрадисперсной структурой. Изучение рельефа поверхности методами АСМ позволило более наглядно представить строение пластин видманштеттова феррита (рис.1б). Наблюдаемое нарушение пластинчатого строения видманштеттова феррита очевидно связано с образованием и ростом новой структурной составляющей, заполнившей промежутки между слоями. Она в данном случае состоит из дисперсных карбидных частиц, образовавшихся на межфазной границе в короткое время диффузионного роста пластины видманштеттова феррита. Размер этих округлых выделений не превышал 60 нм.

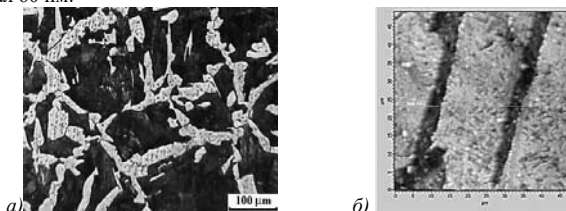


Рис.1. Видманштеттовский феррит: а) оптическая металлография, б) АСМ-изображение.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2013-2020 годы и частично поддержана грантом РФФИ № 17-08-00751-а.

ОЦЕНКИ ВИБРОАКУСТИЧЕСКИХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ВЕКТОРНЫХ ВЕЛИЧИН ПРИ ДЕЙСТВИИ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА ПРОВОДЯЩИЕ МАТЕРИАЛЫ

Правоторова Е.А.¹, Троицкий О.А.¹, Скворцов О.Б.^{1,2}, Сташенко В.И.¹

¹Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

²Россия, г. Москва, Научно-технический центр «Завод балансировочных машин»

E-mail: pravotorova@bk.ru

Пропускание импульсного тока через металлические образцы вызывает в них возбуждение виброакустических колебаний. Происходящие при этом процессы могут рассматриваться как эргодические, поскольку они характеризуются постоянными первым и вторым моментами и сходимостью функции автокорреляции к нулевому значению. Для исследования таких многомерных случайных процессов приходится использовать многокомпонентные датчики вибрации и магнитного поля, а также учитывать особенности использования таких датчиков. Детальный анализ вибрационных процессов предполагает работу непосредственно с временными рядами, представляющими вибрационные сигналы, а также с экстремальными и средними оценками их параметров. Поскольку не только сами вибрационные сигналы могут классифицироваться как эргодические, но и их скользящие временные усредненные оценки, например средние квадратичные значения, можно рассматривать как случайные процессы, удовлетворяющие критериям эргодичности, на них можно распространить действие теоремы *Биркгофа — Хинчина* [1]. Рассмотрены зависимости оценок размаха и среднеквадратичных значений (СКЗ) ускорения, а также пик-фактора от длительности импульса тока при постоянной амплитуде тока 1000 А для полосы медного проводника размером 0,5x3x30 мм. Полученные зависимости оценок вибрации от амплитуды тока также могут быть как близкими к линейным, так и существенно нелинейными в зависимости от выбираемого параметра (размаха или СКЗ). Поскольку для контроля тока через образцы удобно использовать бесконтактные датчики магнитного поля (датчики Холла), аналогичные зависимости могут быть получены и в виде функции от величины магнитной индукции. Величину индукции также можно оценивать по различным средним или экстремальным параметрам (амплитуда или размах). Сравнение результатов показывает, что при исследовании таких эргодических процессов как вибрационный отклик металла на пропускание электрического импульса более адекватно применять оценки по размаху контролируемой величины, которые также существенно менее чувствительны к присутствию случайных помех в измерительных сигналах. Эргодичность как следствие уменьшения значений автокорреляционной функции до значений близких к нулевому (см. рисунок) позволяет реализовать «повторные» испытания на одиночных образцах, что является следствием из теоремы *Биркгофа — Хинчина* [1].

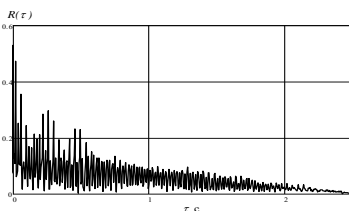


Рис. 1. Автокорреляционная функция сигналов радиального ускорения при воздействии импульсного тока с частотой 100 Гц на медный образец

Выбор «правильных» параметров оценки исследуемых процессов позволяет адекватно оценивать процессы и выявить в них существенные закономерности, например, обнаружить возможность существенного увеличения амплитуды колебаний образца (и соответствующих деформаций материала) при относительно коротких длительностях импульса, что невозможно зафиксировать при использовании СКЗ оценок вибрации.

Литература

Гниденко Б.В. Курс теории вероятности, 8-издание, М.: Едиториал УРСС. 2005 г, 448 с.

ИЗМЕНЕНИЕ ПРОФИЛЯ ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВАРИАЦИЯХ РЯДА ФАКТОРОВ ТОКАРНОЙ ОБРАБОТКИ

Пронин А.И.¹, Мильников В.В.², Рожков И.И.³, Кондрашкин О.Б.², Шетулов Д.И.³

¹Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, КнАГТУ, e-mail: mdsov@knastu.ru

²Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ, e-mail: mrmynikov@mail.ru

³Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. П.Е. Алексеева, e-mail: shetulov@mail.ru

В настоящее время проведено много исследований в области повышения качества поверхностей и установлена тенденция стремления к замене на отделочных операциях шлифования тонким точением [1-5]. Поэтому одним из перспективных путей решения этой задачи является использование высокоскоростной обработки инструментами, оснащенными пластинами из режущей керамики [6].

В работе проведено экспериментальное исследование влияния ряда факторов токарной обработки на формирование шероховатости цилиндрической поверхности образца, изготовленного из стали 40Х по ГОСТ 1050-74, закаленного до твердости 40 HRC.

Анализ влияния подачи на шероховатость обработанной поверхности представлен на рис. 1.а Результаты влияния величины подачи на шероховатость обработанной поверхности следующие: увеличение величины подачи от 0,08 до 0,24 мм/об вызывает соответственно увеличение шероховатости поверхности.

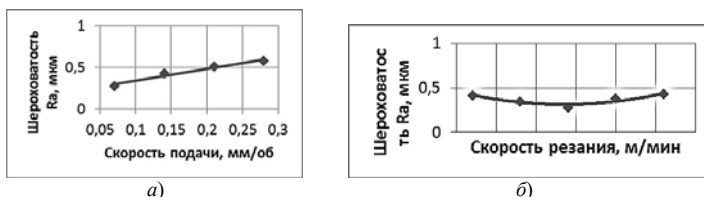


Рис. 1. а – влияние подачи на шероховатость обработанной поверхности при скорости резания $V = 390$ м/мин; глубине резания $t = 0,2$ мм; б – влияние скорости резания на шероховатость обработанной поверхности при скорости подачи $S = 0,07$ мм/об; глубине резания $t = 0,2$ мм

На рисунке 1,б показано изменение скорости резания на шероховатость обработанной поверхности.

В интервале скоростей резания от 260 до 390 м/мин, параметр шероховатости R_a падает. В диапазоне скоростей резания - между 360 и 420 м/мин, шероховатость устойчива немного из-за сокращения составляющих сил резания, стабилизирующих систему механической обработки. Если скорость выше, чем 430 м/мин, кривые, связанные с шероховатостью берут формы возрастания из-за колебаний, связанных с высокими скоростями.

Литература:

1. David A. Stephenson, John S. Agapiou. Metal Cutting Theory and Practice. CRC Press, 2005. – 864 p.

2. Енек М., Серебряков В.И., Шварцбург Л.Э.

Влияние состава покрытия инструментальных пластин методом PVD на шероховатость поверхности приточения // Технологии машиностроения. 2010. № 8. С. 25-28.

3. Пронин А.И. Определение оптимальной скорости резания твердого точения с использованием сигналов акустической эмиссии / А.И. Пронин, В.В. Мильников, Е.А. Чернышев, Д.И. Шетулов // Контроль. Диагностика. 2014. №4. С. 40-44.

4. Пронин А.И., Мильников В.В., Чернышов Е.А. Причины низкой работоспособности пластин из режущей керамики при твердом точении // Материаловедение. 2014. №5. С.13-15.

5. Пронин А.И. Применение ортогонального центрального композиционного планирования экспериментов для оптимизации точения закаленной стали 40Х режущей керамикой/ Пронин А.И., Мильников В.В., Щелкунов Е.Б., Виноградов С.В // Вестник машиностроения. 2016. №8. С.

6. Пронин А.И., Мильников В.В., Чернышов Е.А. Исследование влияния параметров обработки на шероховатость поверхности деталей из закаленной стали 40Х при точении режущей керамикой // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2017. № 8 (689). С. 41-45.

КОРРЕЛЯЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ОБОБЩЕННЫХ КОМПОНЕНТ МЕЖАТОМНОЙ СВЯЗИ С УДАРНОЙ ВЯЗКОСТЬЮ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Протопопов Е.А.

Россия, г. Тула, ТулГУ, e-mail: pea_12@mail.ru

Ударная вязкость является одним из основных показателей механических свойств металла, характеризующих его работоспособность при низких температурах.

Ударная вязкость (КС) зависит от ряда факторов: химического состава исследуемого материала, микро- и макроструктуры, вида концентратора и др. Но для серийно выпускаемых изделий параметры различных технологических переделов получения стабильны и неизменны, а также постоянны геометрия изделия, структура и фазовый состав металла в готовой детали. При этом, как установлено ИФПС РАН, вязкоупругий переход углеродистых и низколегированных сталей вызван интенсивным образованием ковалентных связей, что обусловлено изменением электронной конфигурации атомов в зависимости от температуры. Изложенное указывает на возможность корреляции КС металла серийно выпускаемых изделий с параметром, являющимся характеристикой обобщенных компонент межатомной связи:

$$\left(\frac{C_m}{C_k} \right)_{np} = \sum_{i=1}^N \left[\frac{\alpha_i(T) C_{m_i}}{\alpha_i^{293} C_{k_i}} X_{zi} k_{zi}(X_{zi}) \right] + \sum_{j=1}^M \left[\frac{C_{m_j}}{C_{k_j}} X_{zj} k_{zj}(X_{zj}) \right],$$

где i, j – индексы атомов, соответственно, замещения и внедрения; X_{zi}, X_{zj} – мольная доля соответственно i -го и j -го компонентов стали; $k_{zi}(X_{zi}), k_{zj}(X_{zj})$ – зависимости, учитывающие нелинейное влияние концентрации соответственно i -го и j -го элементов на величину ударной вязкости; $\alpha_i(T)$ – температурная зависимость линейного коэффициента термического расширения i -го элемента в температурном интервале от $+20^\circ\text{C}$ до -60°C ; α_i^{293} – значение линейного коэффициента термического расширения i -го элемента при $+20^\circ\text{C}$; $C_{m_i}/C_{k_i}, C_{m_j}/C_{k_j}$ – отношения степеней металличности и степеней ковалентности межатомных связей железо –, соответственно, i -ый или j -ый элемент.

На рис. приведены результаты аппроксимации статистически значимым при доверительной вероятности $P = 0,9995$ уравнением регрессии экспериментальных значений КС при различных температурах для выборки из 22 марок улучшенных горячекатаных низколегированных сталей с толщиной стенки, обеспечивающей полную прокаливаемость. В рассматриваемом случае полученный результат показывает наличие корреляции использованной характеристики обобщенных компонент межатомной связи с ударной вязкостью низколегированных сталей.

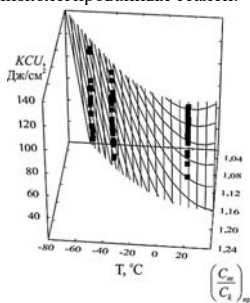


Рис. Ударная вязкость ряда горячекатаных улучшенных низколегированных сталей в зависимости от температуры и параметра $(C_m/C_k)_{np}$, а также 3D график аппроксимирующего экспериментальные данные с $R = 0,82$ уравнения множественной регрессии

СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ, УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИДАМИ НИОБИЯ

Прохоров Д.В., Карпов М.И., Строганова Т.С.
Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН, E-mail: prohorov@issp.ac.ru

Как известно улучшение удельных характеристик существующих ГТД и ГТУ, а также создание перспективных образцов газотурбинной техники возможно только за счет альтернативной замены жаропрочных никелевых сплавов на высокотемпературные материалы. Основная масса исследований в этой области посвящена жаропрочным сплавам на основе систем Ti–Al, Nb–Si и Mo–Si, немногим меньше Nb–Al и Mo–Al.

Формирование микроструктуры, включающей пластичную металлическую матрицу и упрочняющую интерметаллидную фазу в Nb–Al сплавах сложно реализовать, применением технологии направленной кристаллизации, в следствии перитектического характера реакции образования интерметаллида Nb₃Al. Поэтому целесообразно использовать технологии создания слоистых структур, путем использования методов диффузионной сварки и пакетной прокатки. Для приготовления матрицы на основе ниобия, методом левитационной плавки были выплавлены 25 слитков по 16 г сплава Nb_{en1} (содержащего Ti, Cr, Zr, Mo, Hf) общей массой 832 г. Данные слитки в дальнейшем подвергались электронно-лучевой переплавке в ручейковом кристаллизаторе.

В связи с недостаточной пластичностью данного сплава, было решено уменьшить содержание легирующих компонент путем добавления ниобия массой 548 г, в результате которого расчетное содержание ниобия должно составить ≈ 80 вес.%.

Параллельно этому, методом левитационной плавки, в плоский медный кристаллизатор, был выплавлен слиток массой 33 г сплава Nb_{en2} (содержащего Ti, Cr, Zr, Mo, Hf). Размеры полученного слитка составили: толщина - 6,5 мм, ширина - 30 мм и длина - 45 мм.

Полученные слитки толщиной 6,5–8 мм прокатывали на вакуумном прокатном стане при T = 1000–1300°C с 20% обжатием до 2 мм. Дальнейшую прокатку лент проводили при комнатной температуре до 0,01 мм. Из полученных лент Nb толщиной 100 мкм и Al-2 вес.%Si толщиной 25 мкм собирали многослойный Nb/Al пакет общей расчетной толщиной ~1,98 мм. После сборки, пакеты подвергали диффузионную сварку: T = 500°C в течение 1 ч под нагрузкой 4,1 МПа + T = 1700°C в течение 0,25 ч без нагрузки и 0,25 ч под нагрузкой 30,6 МПа.

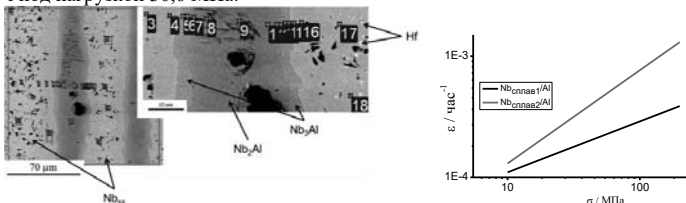


Рис. 1. а - характерная микроструктура слоистого композита, б – результаты оценки скорости деформации ползучести при T = 1300°C согласно форме степенной зависимости слоистых композитов, упрочненных алюминидами

На рис.1 представлены характерная микроструктура и результаты оценки скорости деформации ползучести при T = 1300°C согласно форме степенной зависимости полученных вышеописанным методом образцов слоистых композитов. Сто часовая прочность данных образцов составила 7,95 и 7,1 МПа для первого и второго образца соответственно. А кратковременная прочность – 327 и 275 МПа при 1300°C и 927 и 367 МПа при комнатной температуре, трещиностойкость $K_c^* = 8,5$ и $12,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, соответственно, образца слоистого композита, упрочненного алюминидами ниобия, собранного с использованием фольг Nb_{en1} и Nb_{en2}.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 18-33-01266 мол_a.

К ЗАДАЧЕ АВТОФРЕТИРОВАНИЯ С УЧЁТОМ ЛИНЕЙНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Резин П.М.

Кыргызская республика, г. Бишкек, КГТУ им.И.Раззакова

e-mail: rezinpm@gmail.com

В данной работе рассматривается процесс автофретирования на основе задачи Ламе о напряженном состоянии толстостенной трубы, подвергнутой внутреннему давлению (рис.1). При сопоставлении теоретических и экспериментальных исследований этой технологической операции установлено следующее. Классическое решение Ламе в случае наличия в трубе зоны пластической деформации материала не соответствует в достаточной мере эксперименту. По теории зоны упругости и пластичности в поперечном сечении трубы разделены концентрической окружностью. Радиус этой окружности (r_T) и возникающие напряжения зависят от принимаемого условия текучести. При определенном соотношении между пределами текучести при растяжении и чистом сдвиге критерии текучести Губера –Мизеса и Треска-Сен-Венана совпадают. В действительности область пластической деформации и величины напряжений на ее границе заметно зависят от характера деформационного упрочнения конструкционных пластичных материалов, которые не подчиняются указанным критериям текучести. В качестве примера решения сформулированной задачи рассматривается линейное упрочнение материала с условием текучести, предложенным М.Я.Леоновым и отражающим наблюдаемую в экспериментах связь между максимальным и октаэдрическим касательными напряжениями.

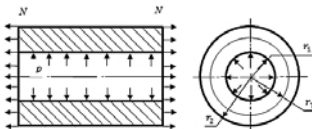


Рис.1. Схема нагружения толстостенной трубы

По критерию М.Я.Леонова, по сравнению с критерием Губера-Мизеса, получаем, что при одном и том же уровне распространения зоны пластической деформации все три главных напряжения уменьшаются по модулю на $\approx 5\%$. Вследствие этого начало зоны пластической деформации возникает при меньшем давлении, описываемом критерием Губера-Мизеса. Иначе говоря, зона пластической деформации распространяется по поперечному сечению трубы быстрее, чем предполагается согласно критерию Губера-Мизеса. Именно поэтому, как указано в известной монографии Р.Хилла, в процессе автофретирования оператору необходимо следить за скоростью распространения пластической деформации по поверхности трубы визуально, поскольку переход толстостенной трубы в полностью пластическое состояние приводит к потере ею несущей способности, и труба отправляется на переплавку.

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ АЗОТИРОВАНИЮ

Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Беккалиев Б.Е.

Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

e-mail: csaap@mail.ru

Высокотемпературное азотирование с последующим отжигом позволяет изменять структуру и повышать механические свойства всего объема тонкостенных образцов из коррозионностойких высокохромистых сталей ферритного класса. Результаты измерения микротвёрдости по сечению образцов свидетельствует о высокой однородности материала после азотирования и отжига. Вместе с тем стабильность полученных структур при длительных нагревах до настоящего времени практически не исследовали.

В данной работе проведено сравнительное исследование влияния длительного отжига на механические свойства ферритных хромистых сталей, предварительно подвергнутых высокотемпературному азотированию.

Для азотирования использовали образцы промышленных сталей 08X17T и 15X25T, вырезанные из листов толщиной 0,5 мм в рекристаллизованном состоянии. Азотирование проводили при температуре 1000...1100 °С в среде чистого азота при избыточном давлении 0,1 - 0,2 атм. Последующий отжиг проводили в вакууме при температурах 550 и 700 °С. При азотировании азот частично переходит в твердый раствор (без образования нитридного слоя на поверхности стали), а при последующем отжиге происходит выделение нитридов хрома типа Cr₂N в сталях 08X17T и 15X25T. Наибольшая объемная доля нитридов наблюдается после отжига при 700 °С.

Длительный отжиг плоских образцов из исследуемых сталей проводили с выдержкой в печи заданное время и фиксации привеса массы через определенные промежутки времени. Отжиг проводили при температуре 700 °С путем подвешивания образцов с предварительно просверленным отверстием на специальный поддон, который затем помещался в печь, с суммарной выдержкой до 30 часов. Образцы располагались таким образом, чтобы обеспечить отсутствие соприкосновения между ними для исключения возможного влияния друг на друга. Через определенные промежутки времени выдержки в печи, поддон с образцами извлекался из печи и охлаждался на воздухе, после чего каждый образец взвешивался на высокоточных электронных весах.

Испытания на растяжение образцов до и после длительного отжига проводили на универсальной испытательной машине Instron 5966 со скоростью растяжения 1 мм/мин при температуре 20 °С (± 5 °С) на воздухе.

Измерение привеса массы образцов в процессе длительного отжига (при 700 °С в течение 30 часов) показало, что обе стали во всех исследуемых состояниях характеризуются высокой стойкостью к окислению при повышенной температуре. Резкое увеличение массы образца наблюдается только в самом начале испытания при времени выдержки не более 30 минут, что связано с образованием оксидной пленки на поверхности образца. При увеличении времени выдержки до 30 часов увеличение массы образцов сталей 08X17T и 15X25T во всех состояниях невелико.

Длительный отжиг (при 700 °С в течение 30 часов) обеих сталей в исходном неазотированном состоянии приводит к снижению пределов прочности и текучести на 10...15 %. Такое же снижение прочностных свойств при длительном отжиге наблюдается для обеих сталей, предварительно подвергнутых азотированию и отжигу при 700 °С. Наибольшее снижение прочностных свойств при длительном отжиге наблюдается для обеих сталей, предварительно подвергнутых азотированию и отжигу при 550 °С (в 1,5...1,7 раз для стали 08X17T и в 1,2...1,3 раз для стали 15X25T). После длительного отжига механические свойства стали 08X17T, предварительно подвергнутой азотированию и отжигу как при 700 °С, так и при 550 °С, близки. Такое же поведение характерно и для стали 15X25T, однако ее прочностные свойства для всех состояний несколько выше, чем для стали 08X17T.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЭЛЕКТРОЭРОЗИОНСТОЙКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ SnO₂-Ag

Романов Д.А., Московский С.В., Громов В.Е.

Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ

e-mail: romanov_da@physics.sibsibsu.ru

По данным Международной Ассоциации «Интерэлектромаш» доля отказов в работе электрооборудования по причине выхода из строя контактного аппарата занимает первое место среди прочих неисправностей и составляет 26 %. Для восстановления работы контакт заменяют на новый. Для материалов электрических контактов характерно сочетание разнооб-разных и одновременно несовместимых требований. Для них, например, необходимы высокие твердость, температура плавления, электро- и теплопроводность, электроэрозионная и коррозионная стойкость, сочетающиеся с отсутствием сваривания и мостикообразования. Реализовать в одном материале многообразный и противоречивый комплекс свойств, которыми должен обладать электродетальный материал позволяет использование методов порошковой металлургии. В настоящее время, разработано большое количество электродетальных материалов для их применения в разнообразных условиях эксплуатации. В их состав входит, как правило, матрица, обладающая высокой электропроводностью, и тугоплавкий компонент (наполнитель) с высокой износ- и электроэрозионной стойкостью. Наиболее перспективными для изготовления контактов являются ком-позиционные материалы на основе серебряной, медной, медно-никелевой, алюминиевой матрицы и тугоплавкого наполнителя. К ним относят следующие си-стемы: W-Cu, Mo-Cu, W-C-Cu, Mo-C-Cu, Ti-B-Cu, TiB₂-Cu, TiB₂-Al, W-Ni-Cu, Mo-Ni-Cu, Cr-C-Cu, Cr-Cu, CdO-Ag, SnO₂-Ag, W-Ag, Mo-Ag, W-C-Ag и Mo-C-Ag и др.

Объектом исследований являлись медные контакты контактора КПВ-605, на контактных поверхностях которых электровзрывным методом было сформировано покрытие системы SnO₂-Ag. В качестве взрываемого токопроводящего материала была использована фольга серебра массой 250 мг, на поверхность которой в область взрыва помещалась навеска порошка SnO₂ массой 50 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи ~5,5 ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности ~12,5 МПа.

Слой меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхности образца при формировании покрытия. Формирующееся покрытие имеет нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов, изменяющихся в пределах (20-40) нм. В результате выполненных таким образом исследований установлено, что анализируемое покрытие является многоэлементным материалом, основными металлическими элементами которого являются медь, серебро и олово. Следовательно, при электровзрывном формировании покрытия наблюдается перемешивание элементов подложки и покрытия.

В системе Ag-Sn-Cu могут быть сформированы соединения на основе Ag-Sn и Sn-Cu; так же возможно присутствие твердых растворов на основе серебра, олова и меди. Не следует исключать присутствие в покрытии и окисных фаз указанных элементов. Микроэлектроннограмма имеет кольцевое строение, что однозначно свидетельствует о принадлежности покрытия к классу нанокристаллических материалов. Учитывая неравновесные условия превращений, имеющих место при электровзрывном формировании покрытия, и возможное присутствие одновременно нескольких фаз на исследуемом участке фольги, индифицирование микроэлектроннограмм осуществляли путем определения фазовой принадлежности по отдельности каждого из пяти ближайших дифракционных колец. Индифицирование микроэлектроннограммы выявило рефлексы следующих фаз: SnO₂, Ag₃Sn, Cu₁₀Sn₃, Cu₃Sn, Cu₆Sn₅, Ag₄Sn и CuO. Частицы оксида олова SnO₂ имеют округлую форму; размер частиц изменяются в пределах от 15 нм до 40 нм. Частицы соединений Ag₃Sn, Ag₄Sn и Cu₆Sn₅ являются сравнительно более крупными (20-50 нм) и часто формируют области размерами (80-120) нм. Методами электронной дифракционной микроскопии проведены исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры и морфологии фаз покрытия, сформированного на поверхности образцов меди электровзрывным методом. Выявлено образование многоэлементного многофазного покрытия, имеющего нанокристаллическую структуру. Путем индифицирования микроэлектроннограмм установлено, что основными фазами покрытия являются SnO₂, Ag₃Sn, Cu₁₀Sn₃, Cu₃Sn, Cu₆Sn₅, Ag₄Sn и CuO.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ X12МФ И 5ХНМ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Филяков А.Д., Громов В.Е.

Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ

e-mail: romanov_da@physics.sibsu.ru

Электровзрывным методом на инструментальной штамповой стали X12МФ и 5ХНМ сформирован модифицированный слой. Выполнены физико-механические (определены твердость и модуль Юнга) испытания. Выявлено увеличение микротвердости модифицированного слоя стали 5ХНМ более чем в 2 раза и стали X12МФ в ~4 раза по отношению к стали в исходном состоянии. Показано, что основными физическими причинами повышения механических свойств материала являются: в стали 5ХНМ формирование закалочной структуры, упрочненной частицами карбида железа и карбида титана; в стали X12МФ – наличие частиц второй фазы, вносимых в материал при электровзрывном легировании.

Результаты исследования твердости и модуля Юнга модифицированного слоя стали 5ХНМ и X12МФ. Исследование твердости модифицированного слоя стали осуществляли вдоль прямых, проведенных параллельно поверхности модифицирования и границы раздела «модифицированный слой / зона термического влияния», и расположенных на расстоянии 14 мкм от них. Анализируя результаты можно отметить, во-первых, кратное (в 2 и 4 раза) превышение твердости модифицированного слоя над твердостью стали 5ХНМ и X12МФ в исходном состоянии, и, во-вторых, высокий уровень неоднородности модифицированного слоя по твердости, что особенно характерно для слоя, расположенного вблизи поверхности модифицирования. Данные замечания можно высказать и в

отношении величины модуля Юнга. Выполненные испытания стали 5ХНМ и Х12МФ, модифицированных электровзрывным методом, выявили повышение микротвердости материала, что обусловлены, очевидно, изменением структуры и фазового состава модифицированного слоя стали.

Модифицирование стали 5ХНМ способствует снижению в $\approx 1,2$ раза коэффициента износа (увеличение износостойкости) и увеличению (в $\approx 1,25$ раза) коэффициента трения. В стали Х12МФ выявляется снижение в ≈ 50 раз коэффициента износа (увеличение износостойкости) и в $\approx 1,1$ раза коэффициента трения. Таким образом, выполненные испытания стали 5ХНМ и Х12МФ, модифицированных электровзрывным методом, выявили повышение микротвердости и износостойкости материала, что обусловлены, очевидно, изменением структуры и фазового состава модифицированного слоя стали.

Исследования модифицированного слоя стали 5ХНМ, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили закалочную структуру, представленную пластинчатым (двойниковым) и пакетным (речным) мартенситом. В объеме кристаллов мартенсита обнаруживается дислокационная субструктура в виде многослойных сеток. Скалярная плотность дислокаций превышает значение 10^{10} см⁻², что характерно для закаленной стали. Исследование фазового состава модифицированного слоя стали выявило присутствие в кристаллах мартенсита частиц пластинчатой (игльчатой) формы, которые являются, очевидно, частицами карбида железа (цементит). Можно предположить, что частицы цементита сформировались в результате «самоотпуска» стали, т.е. отпуска, протекающего в процессе охлаждения стали ниже температуры начала мартенситного превращения. Наряду с частицами цементита в структуре модифицированного слоя стали 5ХНМ обнаружены частицы, имеющие округлую форму и располагающиеся в структуре хаотически, либо формирующие небольшие (по 3-5 частиц) скопления. Размеры таких частиц изменяются в пределах от 25 нм до 40 нм. Можно предположить, что данные частицы были внесены в поверхностный слой стали при электровзрывном модифицировании и, следовательно, являются частицами карбида титана. Таким образом, модифицирование стали 5ХНМ электровзрывным методом сопровождается формированием мартенситной структуры пакетной и пластинчатой морфологии. Упрочняющей фазой модифицированного слоя являются наноразмерные частицы карбидов железа и титана. Исследования модифицированного слоя стали Х12МФ, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили структуру перлита преимущественно пластинчатой морфологии. В ферритной составляющей колоний перлита обнаруживается дислокационная субструктура в виде хаотически распределенных дислокаций или дислокационных сеток. Скалярная плотность дислокаций модифицированного слоя составляет $3,6 \cdot 10^{10}$ см⁻².

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

РАСЧЕТ В МАТНСАД ТЕРМОНАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ЗАКАЛКЕ ДЕТАЛЕЙ С ПЕРЕМЕННЫМ ХИМИЧЕСКИМ СОСТАВОМ ПО СЕЧЕНИЮ

Рожков И.И.¹, Кондрашкин О.Б.²,Пронин А.И.³, Мильников В.В.², Чернышов Е.А.¹

¹Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева

e-mail: ivanovich.doc@yandex.ru

²Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ

e-mail: mrmynikov@mail.ru

³Россия, Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет

e-mail: mdsov@knastu.ru

На практике возникают ситуации, когда химический состав изделия по сечению переменный. Примером являются изделия, прошедшие химико-термическую обработку, когда поверхностный слой резко отличается от внутренних слоев изделия, и возникающие внутренние напряжения от перепада температур и структурных превращений, протекающих в материале на стадии различных видов обработок будут переменными, переменными будут и теплофизические характеристики. Известные методики расчета внутренних напряжений применимы для материалов с постоянным химическим составом по сечению изделий.

Алгоритм решения упругопластической задачи для нахождения термонапряженного состояния стального цилиндра с постоянным химическим составом предложен в работе Тимофеева В.Н., Самойловича Ю.А.[1].

Используя этот алгоритм, предложена методика расчета внутренних напряжений, когда химический состав по сечению переменный. При расчетах внутренних напряжений использовался цилиндр из стали 12ХНЗА диаметром 56 мм, прошедший химико-термическую обработку. Учитывались теплофизические характеристики конкретных слоев изделия с разным химическим составом:

- коэффициент теплоотдачи α ;
- коэффициент теплопроводности λ ;
- коэффициент температуропроводности a ;
- коэффициент линейного расширения β .

Расчет внутренних напряжений при нагреве и охлаждении цилиндра производился в программе MathCad. В компьютерную программу для расчета термических напряжений при нагреве и охлаждении деталей, вносили основные теплофизические свойства сталей с учетом их послыого изменения по сечению.

На основе проведенных расчетов термических напряжений (осевых упругих и пластических, тангенциальных упругих и пластических, радиальных упругих и пластических) конструкционной стали 12ХНЗА ферритного класса, применяемых для изготовления деталей вал-шестерня и колесо зубчатое были предложены режимы закалки в подогретом масле (160° С).

Установлено: 1-уменьшение остаточных напряжений в 5-8 раз; 2-значительное уменьшение брака после термической обработки при изготовлении деталей зубчатое колесо и вал-шестерня в среднем с 28% до 5%.

Литература:

1. Тимофеев В.Н., Самойлович Ю.А. Оценка влияния пластической деформации на температурные напряжения при нагреве стального цилиндра // Горение, теплообмен, процессы нагрева: сборник научных трудов ВНИИМТ. Свердловск: из-во ВНИИМТ, 1963. №10. С. 68-80.

2. Рожков И.И., Мыльников В.В. Оценка чувствительности сталей к трещинообразованию в процессах тепловой обработки // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. 2013. №10 (часть 2). С. 244.

3. Mylnikov V.V., Rozhkov I.I., Pronin A.I., Kondrashkin O.B. Calculation of Thermal Stresses During Heating and Cooling of Parts With Regard to Thermophysical Properties // International Journal of Applied and Fundamental Research. 2017. № 3. С. 113.

ИЗМЕНЕНИЕ ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВИМ ПРЕССОВАНИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рябичева Л.А., Бабич И.Н.
Украина, г. Луганск, ЛНУ им. В. Даля
e-mail: ryabic@gmail.com

Процесс равноканального углового прессования (РКУ-прессование) является одним из способов обработки металлов давлением, при выполнении которого материал испытывает интенсивные пластические деформации. При прессовании этим методом порошковых пористых материалов формируется не только ультрамелкозернистая структура, но и осуществляется уплотнение. При этом на размер зоны с максимальной плотностью после РКУ-прессования влияют исходная пористость заготовки и величина противодействия.

Целью работы является экспериментальное исследование эволюции очага деформации по длине заготовок с различной исходной пористостью и определение механических свойств.

Заготовки для РКУ-прессования призматической формы сечением 15x15 мм, длиной 59 мм, исходной пористостью 40, 30 и 15 % изготавливали из стабилизированного медного порошка марки ПМС-1, спекали в среде синтез-газа по ступенчатому режиму, затем подвергли РКУ-прессованию за четыре прохода. Для исследования распределения плотности исходные прессовки разрезали и на продольном сечении наносили координатную сетку размером 3x3 мм. После деформирования сетку измеряли с помощью инструментального микроскопа. Поле деформаций рассчитывали по методике И.П. Рене. Величину напряжений оценивали по изменению микротвердости по продольному сечению образца на микротвердомере ПМТ-3. Плотность измеряли методом гидростатического взвешивания.

Установлено, что распределение плотности по длине образца зависит от исходной пористости и количества проходов при постоянном противодействии 110 МПа.

При исходной пористости заготовки 40% максимальная плотность равная $8,89 \text{ г/см}^3$ получена после второго прохода. При РКУ-прессовании формируется высокоплотная и однородная по плотности бездефектная заготовка. Длина очага деформации составила 27 мм, величина зерна в пределах 4,0 - 4,5 мкм. С увеличением количества проходов до четырех длина очага деформации составила 29 мм, размер зерна 3,7-4,0 мкм. При РКУ-прессовании заготовки с большой пористостью в очаге деформации происходит проскальзывание и перегруппировка частиц, а затем упругое сжатие частиц в местах контакта, пластическая деформация пластичных и разрушение хрупких частиц. При этом возникающее межчастичное трение оказывает значительное влияние на уплотнение заготовки. Поэтому для РКУ-прессования порошковой заготовки большой пористости необходимо большая величина противодавления и возникновение дефектов в зоне контакта с ним является причиной образования трещин.

При исходной пористости заготовки 30% максимальная плотность равная $8,89 \text{ г/см}^3$ получена после первого прохода. Однако условия протекания процесса деформации аналогичны первому случаю. Длина очага деформации составила 37 мм, величина зерна в пределах 3,5 – 3,8 мкм. С увеличением количества проходов до четырех длина очага деформации составила 38 мм, размер зерна 3,3-3,5 мкм.

При исходной пористости заготовки 15% максимальная плотность равная $8,89 \text{ г/см}^3$ получена после первого прохода. Длина очага деформации составила 45 мм, величина зерна в пределах 2,7 – 3,0 мкм. С увеличением количества проходов до четырех длина очага деформации составила 48 мм, размер зерна 2,5-2,8 мкм. Получена однородная, равномерная структура с мелким зерном. Причем величину зерна можно уменьшить, увеличивая противодавление.

При испытаниях на сжатие образцов, полученных при противодавлении 110 МПа, лучшие результаты получены при РКУ-прессовании заготовок с исходной пористостью 15%.

Таким образом, на основе исследований распределения деформаций и напряжений выявлено, что при исходной пористости образца 40% трудоемкость выполнения РКУ-прессования меньше. Однако, длина очага деформации, структура и свойства все же не позволяют рекомендовать заготовку с большой пористостью для использования в промышленности. Наилучшая структура и механические свойства получены при РКУ-прессовании заготовки с исходной пористостью 15%, что согласуется с известными данными.

ВЛИЯНИЕ АКТИВНОЙ СРЕДЫ НА ПОВЕРХНОСТНУЮ ПРОЧНОСТЬ ТВЕРДЫХ ТЕЛ НЕОРГАНИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ

Савенко В.И.

Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН, E-mail: visavenko@rambler.ru

Эффекты снижения прочности твердых тел под влиянием активных сред обуславливаются обложением зарождения и развития нано- и микроразорывшей пластических и хрупких повреждений структуры твердого тела в его приповерхностных слоях. Это в конечном итоге приводит к формированию и росту трещин опасных критических размеров и катастрофическому разрушению материала.

Научные основы, определившие на много лет вперед направления фундаментальных и прикладных работ, связанных с исследованием процессов хрупкого разрушения материалов, были заложены Гриффитсом. Он получил термодинамический критерий упруго-хрупкого разрушения, устанавливающий связь между прочностью твердого тела и его поверхностной энергией. Модель Гриффитса и последующие работы, посвященные анализу поведения трещин в упруго-хрупких телах, позволили оценить нижнюю границу размеров микротрещин, которые являются опасными в условиях данного напряженного состояния материала. Однако выполненные в дальнейшем многочисленные эксперименты показали, что микротрещин столь значительного размера в исходных ненагруженных конструкционных материалах практически не бывает. Это противоречие, возникшее в теории разрушения кристаллических твердых тел, было разрешено с появлением и развитием дислокационной теории пластичности кристаллов. Признание и первоначальное приложение дислокационной теории к решению материаловедческих задач в нашей стране в послевоенные годы было обеспечено в значительной степени благодаря новаторским работам И.А. Одингга. В дальнейшем в работах [1,2] был сформулирован дислокационный критерий перехода от пластичности к хрупкости в кристаллах; дано количественное описание двухстадийной природы процесса хрупкого (точнее квазихрупкого) разрушения материала, который включает относительно медленный рост субкритических трещин под действием скальвающих напряжений и последующее быстрое распространение одной из них - становящейся магистральной, при достижении в материале критического значения нормального растягивающего напряжения (предела

прочности). При этом была выявлена существенная роль не только нормальных, но и сдвиговых напряжений при квазихрупком разрыве кристаллов [2]. Представления о двух стадиях хрупкого разрушения были распространены и на стекла (металлические и неметаллические) на основании экспериментальных данных, свидетельствующих об аналогии в закономерностях деформации и разрушения кристаллических тел и некристаллических материалов. Любой реальный материал/твердое тело содержит разнообразные нано- и микроскопические структурные дефекты. Под действием механических напряжений те или иные из имеющихся дефектов, например псевдо (квази)дислокации в стеклах [3], способны группироваться в скопления разной размерности (процесс кластеризации дефектов). Такие скопления (кластеры) являются локальными концентраторами деформаций и напряжений в материале, обеспечивая первоначальные разрывы межatomных связей и вызывая, тем самым, зарождение ультрамикротрещин и постепенное их развитие до «гриффитовых» размеров.

В данной работе соотношения механики хрупкого разрушения, описывающие напряженно-деформированное состояние материала при контактных воздействиях, используются для количественного описания эффектов влияния активной среды на хрупкую повреждаемость приповерхностных слоев неорганических монокристаллов и кварцевого стекла [4]. В рамках линейной механики разрушения проанализированы основные механизмы трещинообразования при склерометрических испытаниях упруго-хрупких материалов с ограниченной пластичностью; рассмотрено влияние внешней среды на относительную интенсивность функционирования этих механизмов. Установлена корреляция охрупчивающего действия среды со снижением эффективной поверхностной энергии монокристаллов фтористого лития и кварцевого стекла на межфазной границе. Показана существенная роль эффекта Ребиндера в проявлении физико-химического воздействия поверхностно-активной среды на механические свойства твердых тел неорганической природы.

Литература

1. Stroh A.N. The formation of cracks as a recoil of plastic flow. // Proc. Roy. Soc. 1954.v.A223. N1154, pp.404-415.
2. Rehbider P.A., Shchukin E.D. Surface phenomena in solids during deformation and fracture processes // In: Progress Surface Science /Ed Davison S.G. Oxford: Pergamon Press, 1972.v.3.p.97-188.
3. Levengood W. // J. Appl. Phys. 1959. v.30.p.378-386;1964.v.35.p.424.
4. Шукин Е.Д., Савенко В.И., Малкин А.И. Влияние поверхностно-активной среды на механическую устойчивость и повреждаемость поверхности твердого тела. // Физикохимия поверхности и защита материалов. 2013, т.49, №1, с. 44-61.

АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ И ТВЕРДОСТЬЮ СТАЛИ 40X, ОТПУЩЕННОЙ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ

Сандомирский С.Г.

Беларусь, г. Минск Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси

E-mail: sand@iaph.bas-net.by

Конструкционную легированную сталь 40X используют для изготовления улучшаемых деталей повышенной прочности [1]. Прочность и пластичность металла характеризуют комплексом механических свойств, определяемых при статических испытаниях. Это, прежде всего: условный предел текучести $\sigma_{0.2}$, временное сопротивление (предел прочности) σ_b , относительное сужение ψ . Для характеристики твердости термической обработанной стали используют твердость *HB* по Бринеллю и твердость *HRC* по Роквеллу. Компромисс между необходимыми для эксплуатации изделий из стали 40X прочностными ($\sigma_{0.2}$, σ_b) и пластическими (ψ) свойствами, ее твердостью, обеспечивают соблюдением режима термической обработки – температуры T_0 отпуска после закалки. Отклонения этого режима от заданного приводят к недопустимым изменениям механических свойств. Но информацию о $\sigma_{0.2}$, σ_b , ψ , *HB* и *HRC* изделия, предназначенного для эксплуатации, можно получить только неразрушающими методами. Поиск параметров для такого контроля можно упростить, если аналитически описать связи между $\sigma_{0.2}$, σ_b , ψ , *HB* и *HRC* стали 40X.

Цель доклада — аналитическое описание взаимосвязей между механическими свойствами и твердостью стали 40X, измеренной по разным шкалам.

Для установления аналитических связей между механическими свойствами и твердостью стали 40X используем данные [1, 2] их измерения при разных температурах T_0 отпуска (табл.1).

Таблица 1.

T ₀ , °C	σ _{0,2} , МПа	σ _B , МПа	Ψ, %	HB	HRC
200	1560	1760	35	552	52,5
300	1390	1610	35	498	49,5
400	1180	1320	40	417	46,5
500	910	1150	49	326	40
600	720	860	60	265	35

Монотонное изменение механических свойств и твердости стали 40Х с увеличением T₀ говорит о тесных корреляционных связях между ними. В табл.2 приведены линейные уравнения регрессии, коэффициенты R корреляции и модули $\bar{\delta}$ относительного отклонения результатов расчета каждого параметра от значений, приведенных в табл.1, для всех сочетаний анализируемых параметров.

Таблица 2

x =	HRC	HB	σ _{0,2} (МПа)	σ _B (МПа)	Ψ (%)
HRC =	$\frac{x}{R^2 = 1; \bar{\delta} = 0}$	$0,0597x + 20,1$ $R^2 = 0,9817$	$0,0207x + 20,9$ $R^2 = 0,9873$	$0,0195x + 18,5$ $R^2 = 0,9692$	$-0,653x + 73,5$ $R^2 = 0,9604$
HB =	$16,45x - 323,6$ $\bar{\delta} = 1,74\%$	$\frac{x}{R^2 = 1; \bar{\delta} = 0}$	$0,346x + 13,6$ $R^2 = 0,9992$	$0,327x + 26,64$ $R^2 = 0,9885$	$-10,54x + 873,3$ $R^2 = 0,9100$
σ _{0,2} (МПа)=	$47,73x - 981,4$ $\bar{\delta} = 2,81\%$	$2,892x - 38,5$ $\bar{\delta} = 0,75\%$	$\frac{x}{R^2 = 1; \bar{\delta} = 0}$	$0,946x + 115,8$ $R^2 = 0,9851$	$-30,62x + 2493$ $R^2 = 0,9170$
σ _B (МПа) =	$49,6x - 877,4$ $\bar{\delta} = 3,22\%$	$3,013x + 99,7$ $\bar{\delta} = 2,78\%$	$1,041x + 140,5$ $\bar{\delta} = 3,17\%$	$\frac{x}{R^2 = 1; \bar{\delta} = 0}$	$-32,17x + 2749$ $R^2 = 0,9199$
Ψ (%) =	$-1,472x + 109,6$ $\bar{\delta} = 4,49\%$	$-0,0863x + 79,3$ $\bar{\delta} = 6,39\%$	$-0,0229x + 78,3$ $\bar{\delta} = 7,32\%$	$-0,0286x + 82,1$ $\bar{\delta} = 5,23\%$	$\frac{x}{R^2 = 1; \bar{\delta} = 0}$

Высокие значения коэффициентов R² достоверности аппроксимаций приведенных в табл.2 линейных уравнений регрессии и значения $\bar{\delta}$, близкие к погрешностям измерения механических свойств и твердости сталей, позволяют проводить неразрушающий контроль каждого из проанализированных параметров стали 40Х, если установлена возможность контроля одного из них.

Литература

1. Марочник сталей и сплавов / В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Вяткин и др.; под общ.ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
2. Бида Г.В., Ничипурук А.П. Магнитные свойства термообработанных сталей. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. — 218 с.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Севальнёва Т.Г.¹, Терентьев В.Ф.¹, Просвирнин Д.В.¹, Севальнёв Г.С.², Геров М.В.³,
Владиславская Е.Ю.³

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

²Россия, г. Москва, ФГУП «ВИАМ»

³Россия, г. Москва, АО «Корпорация «МИТ»

E-mail: fatig@mail.ru

В качестве материала исследования использовали образцы из мартенситно-стаеющих сталей: ЭП678-ВД (03X11N10M2T-ВД), ЭП853 (03X11N10M2T2), ЧС92 (02X11N10M2ДТЮФ). Химический состав исследованных сталей представлен в таблице 1 (ЭП678 – ТУ 14-1-1540-75, ЭП853-ВД – ТУ 14-1-2374-78, ЧС92-ВИ – ТУ АДИ 513-2011).

Таблица 1. Химический состав исследованных мартенситно-стаеющих сталей

Марка стали	C	Cr	Ni	Mo	Ti	V	Cu	Al	Mn	Si
ЭП678-ВД	≤0,03	10,0-11,3	9,0-10,3	1,8-2,3	0,7-1,1	-	≤0,3	≤0,2	≤0,1	≤0,15

ЭП853-ВД	≤0,03	10,0-11,3	9,0-10,3	1,8-2,3	1,7-2,1	-	≤0,3	≤0,2	≤0,1	≤0,15
ЧС92-ВИ	≤0,02	10,5-11,5	9,0-10,5	1,5-2,0	0,8-1,15	0,1-0,3	1,0-2,0	0,4-0,6	≤0,1	≤0,10

Для изучения структурного состояния и механических свойств образцы были термообработаны по следующему режимам: ЭП678-ВД (03X11Н10М2Т-ВД) ТО: закалка 950°C + старение 550°C 2.5ч.; ЭП853-ВД (03X11Н10М2Т2-ВД) ТО: закалка 950°C + старение 550°C 5 ч.; ЧС92-ВИ (02X11Н10М2ДТЮФ-ВИ) ТО: 3-х кратная закалка 950°C + старение 540°C 7 ч.

После проведенных режимов термической обработки стали были испытаны на статическое растяжение, твердость и ударную вязкость. Результаты механических испытаний представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Механические свойства исследованных образцов

Марка стали	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Ударная вязкость, кгс·м/см ²	Твердость, HRC
ЧС92-ВИ	1685	1660	10,35	49	2,75	48-48
ЭП678-ВД	1600	1472	12,5	61	5,4	47
ЭП853-ВД	1615	1476	12,45	48,5	2,7	46-47

Стали ЭП678-ВД, как и ЭП853-ВД, упрочняется за счет выделения при старении стабильной η -фазы Ni₃Ti. Мартенситно-старенная сталь ЧС92-ВИ дополнительно легирована алюминием, за счет чего образуются интерметаллиды NiAl и Ni₃Al.

При температуре старения данных сталей происходит одновременно несколько процессов:

- 1) Дисперсионное твердение и выделение интерметаллидных фаз Ni₃Ti, Ni₃Al, NiAl и фазы Лавеса Fe₂(Mo,Ti), повышающих прочность и одновременно снижающих пластические свойства;
- 2) Выделение карбидов и нитридов титана TiC и TiN;
- 3) Выделение упрочняющей мелкодисперсной χ -фазы состава (Fe,Ni)₃₈Cr₁₀Mo₄Ti₆;
- 4) В случае температуры закалки 900-950 °C выделение R- фазы состава Fe₂₈Cr₈(Mo,Ti)_{8...14};
- 5) Частичное обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенсита в аустенит.

По результатам металлографического и микрорентген спектрального анализа структуры стали ЭП678-ВД было установлено, что в структуре содержатся мелкодисперсные карбиды титана, мартенсит и частичное прошедшее обратное превращение $\alpha \rightarrow \gamma$. Высокая температура закалки значительно снизила количество упрочняющих фаз. С увеличением степени легирования стали титаном образуется большее количество карбидных и карбонитридных соединений титана, формирующиеся в теле зерна и по границе. Применение предварительной 3-х кратной закалки создает в структуре фазовый наклеп, препятствующий выделению большого количества карбидных и карбонитридных частиц.

Для примера, на рисунках 1-3 представлены микроструктуры исследованных сталей.

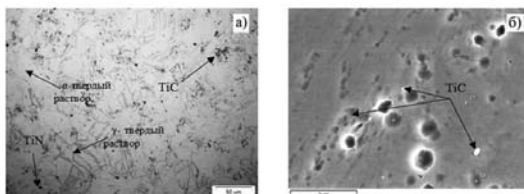


Рис. 1. Микроструктура стали ЭП678-ВД после старения x500 (а); в обратно отраженных электронах x5000 (б) с большим количеством мелкодисперсных фаз TiC и TiN

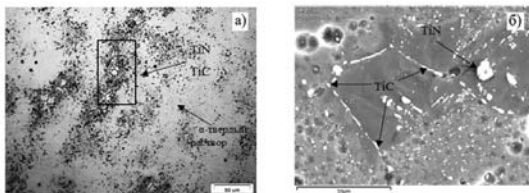


Рис. 2. Микроструктура стали ЭП853-ВД после старения x500 (а); в обратно отраженных электронах x2500 (б)

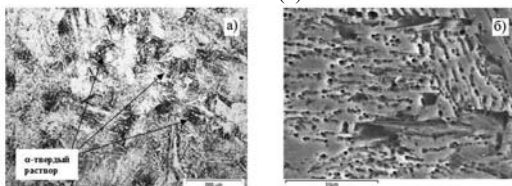


Рис.3. Микроструктура стали ЧС92-ВИ после старения x500 (а); полученная в обратно отраженных электронах x2500 (б)

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ СЛОЕВ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЯХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ ХИМИКО- ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Севальнёв Г.С.

Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана

E-mail: herman92@mail.ru

Скорость диффузии углерода и азота в сталях при химико-термической обработке (ХТО) зависит от большого количества фактора, в том числе от параметров технологического процесса и химического состава насыщаемых сталей [1-3]. В частности для высокоуглеродистых сталей с содержанием хрома более 13% возникают проблемы при диффузионном насыщении. После проведения химико-термической обработки, по границам зерен может формироваться карбидная или нитридная сетка, приводящая к охрупчиванию и разрушению диффузионного слоя.

Объектами исследования являлись стали марок 60X13C-ШД, 95X18-Ш и 110X18M-ШД, предназначенные для изготовления прецизионных приборных подшипников качения. Химический состав данных сталей представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, % (масс.)								
	C	Mn	Si	Mo	Cr	S	P	Ni	Cu
60X13C-ШД	0,56-0,63	0,2-0,6	1,2-1,6	-	13,0-13,9	≤0,015	≤0,025	≤0,3	≤0,3
95X18-Ш	0,9-1,0	≤0,8	≤0,8	-	17,0-19,0	≤0,02	≤0,03	≤0,6	≤0,3
110X18M-ШД	1,10-1,12	0,5-1,0	0,53-0,93	0,5-0,8	16,5-18,0	≤0,015	≤0,025	≤0,3	≤0,3

Для исследования кинетики формирования диффузионных слоев, образцы насыщали по следующим режимам:

- 1) Вакуумная нитроцементация (ВНЦ) – температура от 900 до 990 °С, время насыщения 150 мин., расход ацетилена и аммиака 4 дм³/ч, давление 6 мм рт ст;
- 2) Вакуумное азотирование (ВА) – температура 540 °С, время насыщения 8 ч., расход аммиака 6 дм³/ч, циклическое изменение давления от 42 до 32 мм рт ст.

Микроструктуры образцов, полученных после ВНЦ, представлены на рисунке 1.

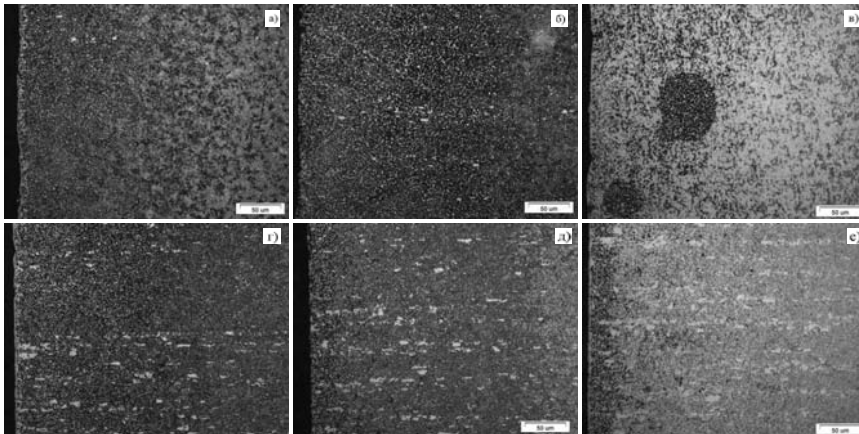


Рис.1. Микроструктуры диффузионных слоев после ХТО в сталях 60X13C-ШД (а - при 950 °С, б - при 970 °С, в - при 990 °С) и 110X18M-ШД (г - при 950 °С, е - при 970 °С, д - при 990 °С)

По результатам измерения микротвердости получено, что повышение температуры приводит к росту толщины диффузионного слоя, а исходная концентрация углерода в стали влияет на скорость диффузии при технологическом процессе. Исследования формирования диффузионных слоев при вакуумном азотировании показывают аналогичные результаты.

Литература

1. Азотирование стали / Лахтин Ю.М. – Москва: Машиностроение, 1976. – 255 с.
2. Нитроцементация / Прженосил Б.; Пер. с чешского яз. Могилевский Л.Д., Рамм С.Н. – Л.: Машиностроение, 1969. – 211 с.: ил. – Библиогр.: с. 210.
- 3.Смирнов А.Е., Шевченко С.Ю., Щипунов В.С., Куныев В.Е., Севальнёв Г.С. Особенности нитроцементации деталей приборных подшипников, предназначенных для работы в особо сложных условиях // *Металловедение и термическая обработка металлов.* 2016. - № 5. С. 41-47.

ГАЛЛИЕВЫЕ КОМПОЗИТЫ: СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ

Скачков В.М., Яценко С.П., Пасечник Л.А., Кожевников В.Л.

Россия, г. Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН

E-mail: yatsenko@ihim.uran.ru

Композиты на основе матрицы жидких галлиевых сплавов с порошками меди и её сплавов с Sn, Zn, In, Bi, Ag, а также другими металлами и их сплавами, после термообработки при температуре не выше 150 °С образуют ИМС плавящиеся при температуре 700 °С и даже более высокой. На первой стадии затвердевания композита, например Cu+Ga, образуется тонкий слой фазы легкоплавкого сплава насыщенного медью, а затем идёт образование ИМС $CuGa_2$ и с меньшей скоростью других соединений $-Cu_3Ga_4$, а при недостатке галлия и твёрдого раствора Cu(Ga). Механохимическая активация порошка способствует протеканию реакций затвердевания композита даже при температуре тела (36 °С). Менее химически активные компоненты из твёрдого раствора в меди или из галлиевого сплава обеспечивают прохождение других реакций. Например, из твёрдого раствора меди индий и олово образуют In_3Sn . Пастообразное состояние композита позволяет на много проще решить многие актуальные вопросы неразъёмного соединения разнородных (металлы, сплавы, стекло, керамика, ситаллы, полупроводники и др.) материалов. Поскольку традиционная пайка обычно требует применение 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 композитов с подложками после термообработки, кг/мм²: Ga/SiO₂=1,5; (Ga+In)/SiO₂=1,5; (Ga+Sn)/SiO₂=1,6; (Ga+In+Sn)/SiO₂=1,7; Ga/Al₂O₃=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/см²: 3,9-8,0. В лаборатории авторов тезисов имеется большое число успешного применения галлиевых композитов для решения прикладных задач в технике: «залечивании» раковин и трещин на изделиях титановых и других отливок, замена стыка металл-резина на герметичные соединения при посадке кварцевых люков кабин и ОКГ на корпус, герметизации переходных узлов волоконно-оптической линии связи, посадки тонких пластин, в том числе солнечных батарей, или столбиков термоэлементов на подложки, введение сверхтвёрдых наполнителей (синтетические алмазы) для буровых колонок, соединения кварцевых частей волнового твердотельного гироскопа, запайки микрокамер вакуумной оптомикроэлектроники и др. В ряде областей применения большое значение имеет не только герметичность но и газовыделение - не должно превышать 5·10⁻⁹ л.мм.рт.см/с. Обычно покрытые поверхности являются источниками газовых компонентов, *топп/см²*: H₂O-0,064; H₂-0,025; CO-0,031; CO₂-0,023. Газовыделение поверхности полностью прекращается после прогрева до 200 °С. (Масс-спектрометрические измерения в вакууме идентичных образцов с покрытием и без). Нанесение диффузионно-твердеющей пасты на соединяемые части иногда целесообразно заменить электрохимическим покрытием электропроводяще пластины тонким рассчитанным слоем осаждённых галлия и меди. Такой рекомендацией удобно воспользоваться при соединении токонепроводящих пластин (стекла, керамики), при этом между ними помещается проводящая ток металлическая пластинка, покрытая с обеих сторон слоями галлия и меди, а затем проводится термообработка собранного пакета при небольшом давлении (создаваемого, например, струбциной). Галлиевые сплавы и композиты на их основе, не содержащие токсичных компонентов, могут успешно использоваться в медицине для съёма импеданса и биопотенциалов головного мозга путём выполнения отверстий в кости черепа, помещения в него провода отводящего электрические импульсы и заполнения отверстия сплавом. Сплав или пасту можно использовать для заполнения некоторых полостей, например, аневризм головного мозга, закрытия наружного кишечного или пузырно-влагалищного свищей (галлиевый сплав с магнетитом) до их эпителизации посредством обтулирования для ускорения процесса заживления (методика разработана д.м.н. В.А. Франком). Хорошие результаты применения галлиевого композита - «Металодент-С» были получены для использования в стоматологии при пломбировании жевательной группы зубов. Микротвёрдость через 1 час – 800 МПа и через 24 часа – 1900 МПа, что выше, чем даже у ртутных пломб (1600 МПа). Окончательное затвердевание происходит через 16-20 часов. Этот композит показал отсутствие острой и хронической токсичности, местного раздражающего и sensibilizing действия на организм. Хорошая адгезия к ткани зуба и функциональная ценность пломб через 12 месяцев наблюдений дало 94,5% положительных результатов. Применяемые различные цементы и полимеры оказывают аллергическое воздействие, развитие вторичного кариеса запломбированных зубов и их разрушение.

ПРОМЫШЛЕННАЯ ТЕХНОЛОГИЯ СИНТЕЗА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ И ЛИГАТУР С РЕДКИМИ МЕТАЛЛАМИ ИНЖЕКЦИЕЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ПОРОШКА В РАСПЛАВ

Скачков В.М.¹, Овсянников Б.В.², Яценко С.П.¹

¹Россия, г. Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН

E-mail: yatsenko@ihim.uran.ru

²Россия, г. Каменск-Уральский, ОАО «КУМЗ»

E-mail: OvsyannikovBV@kumw.ru

Модифицирование алюминиевых сплавов инжекцией технологического порошка, содержащего небольшое количества оксалогеитидов (0,1-0,4%) скандия, циркония, гафния, иттрия, создаёт на синтезированных в расплаве интерметаллических соединениях (ИМС) подложки для образования и роста кристаллов матричного сплава высокой дисперсности и равномерного распределения в объёме.

В России (ВИЛС, МИСИС, ВИАМ и др.) разработано большое количество сплавов легированных скандием: это системы Al-Mg-Sc; Al-Mg-Li-Sc; Al-Cu-Li-Sc; Al-Cu-Zn-Mg-Sc и др. обладающие более высокими характеристиками, чем ранее применяемые алюминиевые сплавы в самолётостроении и транспорте. Введение циркония позволяет снизить расход скандия и получить не худшие по качеству сплавы. Большое внимание в работах уделяется также сплавам алюминия и магния с иттрием и гафнием в ядерной энергетике.

Исследования получения лигатур, в том числе богатых скандием (> 20 масс.% Sc), методом высокотемпературных обменных реакций во фторидно-хлоридных расплавах щелочных и щелочно-земельных элементов позволили создать составы технологических порошков приемлемые для использования в промышленных печах завода. Было установлено, что в зависимости от состава исходных оксогологенидных солей и планируемого алюминиевого сплава температура проведения процесса должна варьировать в интервале 700-900°C. В верхнем температурном пределе снижается извлечение из солевого расплава скандия, но возрастает выход гафния и иттрия в сплав.

Технологический порошок требуемого состава измельчался, смешивался и сушился (150-200°C). Покровным материалом использовали карналлитовый флюс. Алюминий использовали марки А85; присадку технологического порошка проводили с помощью установки УФР-20. По завершению инъекции проводился отстой (20 мин.) и удаление шлака при температуре не ниже 730°C. Расплав рафинировали флюсом Экраф-8 с расходом 1 кг/т с продувкой аргоном (20 мин.), последующим отстоем (30 мин.) и снятием шлака. Отливка слитков проводилась из газового миксера с фильтрацией расплава через стеклоткань. Литьё проводили при температуре 720-740°C в кристаллизатор с постоянной скоростью протекания охлаждающей воды и скоростью литья расплава от 80 до 120 мм/мин. Слитки были получены диаметром 270 мм, которые гомогенизировали при температуре 360-380°C в течении 8 час.

Содержание примесей: натрия – ниже предельно допустимых концентраций (50-66) $\cdot 10^{-5}$ %; водорода - (29-43) $\cdot 10^{-2}$ см³/100 г; для сплава 1545, масс. %: Cu-0,001; Zn-0,005; Fe-0,083; Si-0,05; Pb-0,003; Ni-0,005; Cr-0,025; Ti- 0,038, Sc-0,102; Zr-0,11.

При использовании в исходном технологическом порошке кальциевых фторидных солей содержание Са в конечных сплавах не превышало 0,01 масс. %.

В микроструктуре слитков крупных размеров включений ИМС и пористости не обнаружено. Средний размер образовавшихся в процессе кристаллизации сплавов зёрен колебался в интервале 39-43 мкм. При большей скорости литья сплава в изложницу отмечается верхний интервал (большой) размер кристаллов. ИМС имеют преимущественно округлую форму частиц. Кристаллы ИМС в структуре слитков расположены хаотично. Протяженность частиц в слитке неправильной формы 10-30 мкм.

Работа выполнена в соответствии с государственным заданием и планами НИР ИХТТ УрО РАН (№ АААА-А16-116122810213-2).

ВИБРАЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ: МОНИТОРИНГ, ДИАГНОСТИКА, ЗАЩИТА

Скворцов О.Б.^{1,2}

¹Россия, г. Москва, НТЦ «Завод балансировочных машин»

²Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

e-mail: skv@balansmash.ru

Действующая нормативная документация, касающаяся вопросов влияния вибрации на работу роторного оборудования, не учитывает вопросы проявления циклической прочности конструкционных материалов [1]. Оценка только интенсивности вибрации, как правило, только по СКЗ скорости не позволяет в достаточной мере учесть процессы зарождения и развития скрытых дефектов в элементах конструкции. Это в большой степени относится к особенностям сверхмногоциклового усталости в материалах. Недостаточное внимание к вопросам обеспечения циклической прочности в упомянутой нормативной документации может быть причиной значительного уровня развития аварийных ситуаций [1-3] в процессе эксплуатации промышленного оборудования. Процессы зарождения и развития дефектов в условиях промышленной эксплуатации связаны с влиянием большого количества факторов определяющих циклическую прочность. Это и внешние воздействия окружающей среды, и изменения вибрации на стационарных, пусковых и переходных режимах работы, и разброс характеристик материала отдельных конструктивных элементов. В общем случае процессы развития дефектов носят случайный характер, и обеспечить близкую к 100 % достоверность прогноза длительности дальнейшей эксплуатации конструктивных элементов, даже при использовании самых современных средств диагностики, представляется невозможным. В связи с этим наряду с совершенствованием методов диагностики прогнозирования циклической прочности элементов оборудования, средства вибрационного мониторинга должны обеспечивать эффективную противоаварийную защиту (ПАЗ).

Эффективность такой защиты может быть обеспечена только при условии достижения высокой достоверности ее срабатывания и минимизации времени отклика на развитие аварийной ситуации.

Для обеспечения ПАЗ роторного оборудования время формирования достоверной оценки может быть уменьшено до периода одного оборота, что позволяет учесть воздействие субгармонической вибрации, основных гармоник и высокочастотных вибрационных воздействий, которые могут вносить значительный вклад в процессы снижения вибрационной прочности. При этом за счет статистической обработки для ортогональных компонент пространственной вибрации, оптимизированных по критерию равного вклада основных нормируемых составляющих вибрации, измерение которых выполняется для решения задач диагностики и прогнозирования, можно обеспечить существенное (в полтора-три раза) повышение достоверности оценок интенсивности вибрации без увеличения измерительного времени.

Сочетание ПАЗ с высокой скоростью отклика и повышенной достоверностью срабатывания и алгоритмов диагностирования и прогнозирования, использующих информацию об «истории» вибрационных воздействий на конструкционные элементы, которое может быть обеспечено использованием современных технологий мониторинга в рамках платформ индустриального интернета вещей (IIoT) позволяет получить качественный скачок в обеспечении длительной эксплуатации различного промышленного оборудования. Существенно, что такая методика не отвергает принятые в действующей нормативной документации принципы защиты оборудования от воздействия вибрации, а позволяет дополнить их с учетом имеющихся современных достижений.

Обеспечение возможностей непрерывного контроля вибрационных воздействий на конструктивные элементы оборудования при этом может быть обеспечено при существенном расширении функциональных возможностей [4] без практического увеличения затрат на оборудование и с одновременным снижением стоимости некоторых важных элементов, в частности датчиков вибрации [5, 6].

Литература

- 1.Скворцов О.Б. Перспективы развития нормативной базы и расширения вибрационного мониторинга роторного оборудования // Электрические станции. № 8. 2017. – С. 46 – 53.
- 2.Скворцов О.Б. Вибрационный мониторинг компрессорного оборудования // Компрессорная техника и пневматика. № 6. 2017. – С. 33 – 38.
- 3.Скворцов О.Б. Анализ вибрационных сигналов при решении задач балансировки роторов // Автоматизация. Современные технологии. № 2. 2018. – С.60 – 66.
- 4.Патент РФ № 2644620, G01M 7/02. БИ № 5. 2018. – 14 с.
- 5.Патент РФ № 2646311, G08C 19/02. БИ № 7. 2018. – 11 с.
- 6.Патент РФ по заявке № 2016148440/28, решение о выдаче патента от 03.04.2018.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ TeO₂

Скворцова Н.П.

Россия, г. Москва, ИК РАН

E-mail: skvortsova49@mail.ru

Изучается локализованная сдвиговая деформации пьезоэлектрических кристаллов TeO₂ при механическом нагружении одноосным сжатием в интервале температур $T = 733 - 993$ К ($0.73 - 0.99$) T_m (T_m – температура плавления) со скоростью деформации $\dot{\epsilon} = 1.05 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹. Исследованы температурная и ориентационная зависимости коэффициента деформационного разупрочнения. Показано, что изменение кристаллографической ориентации образцов от [110] к [221] приводит примерно к четырехкратному уменьшению параметра разупрочнения в этих кристаллах [1]. Высказано предположение о том, что существенное различие параметров разупрочнения кристаллов TeO₂ связано с различной степенью деформационного измельчения нанозерен в ПЛС и формированием нанокристаллической структуры в локальных областях кристаллов, ориентированных вдоль кристаллографических направлений [110] и [221].

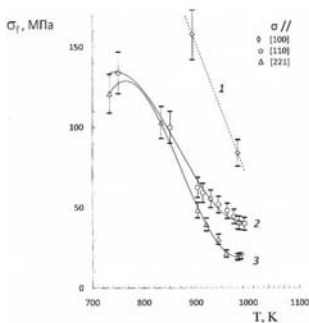


Рис. 1. Зависимость предела прочности σ_T кристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль кристаллографических направлений [100] (кривая 1), [110] (кривая 2) и [221] (кривая 3) от температуры T .

Получены значения прочности σ_T и предельной деформации δ до разрушения при разных температурах [1]. Показано, что зависимости $\sigma_T(T)$ близки к монотонно убывающим кривым (рис. 1). Установлено, что в интервале температур $T = 833 - 903$ К величина предельной деформации δ резко возрастает примерно на порядок для образцов, ориентированных вдоль кристаллографических направлений [110] и [221]. Физический механизм локализованной деформации основывается на представлениях о спонтанной самоорганизации дефектной структуры в локальных областях деформируемого кристалла. Отмечено, что для кристаллов с различной структурой и разными типами межатомной связи локализация пластической деформации является наиболее общей и фундаментальной закономерностью процесса высокотемпературного структурообразования. Полученные результаты объясняются в рамках синергетического подхода эволюции пластического течения.

Литература

Сворцова Н.П. // Кристаллография. 2018. Т. 63. № 5 представлена к опубликованию.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ С ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКЕ

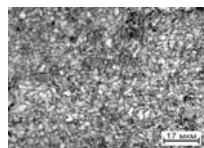
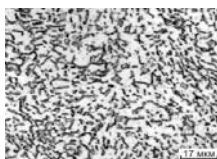
Слезов С.С., Сперанский К.А., Борисов А.А.

Россия, г. Москва, МАИ

e-mail: slezov93@mail.ru, speranski.konstantin@mail.ru, wupukborisov@gmail.com

В настоящее время одной из наиболее перспективных комплексных технологий обработки высокомодульных титановых сплавов с повышенным содержанием алюминия, является технология, включающая в себя термоводородную обработку (ТВО) и водородное пластифицирование (ВП), основанные на обратимом легировании водородом. Данная технология позволяет повысить технологическую пластичность труднодеформируемых сплавов и сформировать оптимальную структуру обеспечивающую повышение комплекса механических свойств.

В данной работе установлено влияние водорода на сопротивление деформации опытного сплава $\text{Ti-8,7Al-1,5Zr-2Mo}$ и формирование его структуры в процессе термоводородной обработки. Исследования были проведены на образцах диаметром 10 мм, вырезанных из горячекатаного прутка. Для приведения структуры сплава в равновесное состояние исходные образцы подвергали отжигу в вакуумной печи при температуре 950°C в течение 1 часа. В результате отжига была сформирована равноосная структура с размером α - частиц 5 мкм (рис. 1а).



б)

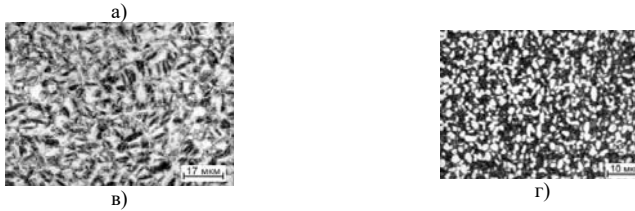


Рис. 1 – Структура опытного сплава Ti-8,7Al-1,5Zr-2,0Mo после отжига при 950°C (а); после насыщения водородом до концентраций 0,3 (б) и 0,6% (в); после вакуумного отжига при 550 °С - 650 °С (г)

Насыщение образцов водородом проводили в установке Сивергса до концентраций 0,3 и 0,6% масс. Легирование сплава водородом приводит к увеличению объемной доли β-фазы до 20 и 30%, при нормальной температуре (рис 1б, в). Испытания образцов на осадку проводили при температурах 800 и 850 °С. Установлено, что водород приводит к снижению сопротивления деформации сплава при обеих температурах осадки и концентрациях водорода на 95 – 200 МПа. Это связано с увеличением объемной доли более пластичной β-фазы в результате водородного легирования.

Вакуумный отжиг образцов после деформации проводили по ступенчатому режиму: 550°C, 1,5 часа, нагрев до 650 °С, выдержка 4 часа. В результате распада водородосодержащей β-фазы при вакуумном отжиге, с выделением мелкодисперсной вторичной α - фазы, была сформирована структура бимодального типа (рис. 1г), с размером частиц глобулярной первичной α - фазы 2-3 мкм. Такая структура обеспечивает наиболее сбалансированное сочетание прочностных и пластических характеристик.

Таким образом показана эффективность водородных технологий при обработке высококомодульных титановых сплавов с повышенным содержанием алюминия.

К ВОПРОСУ О ВАЛЬЦЕВАНИИ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Смирнов А.М.

Россия, г. Москва, ФГБОУ ВО НИЯУ МИФИ

e-mail: v.terehov@eatom.ru

Узлы крепления труб во многом определяют ресурс работы теплообменных аппаратов. Широкое применение в энергетических установках нашли однослойные холоднокатанные теплообменные трубы из сталей 08X18H10T, 08X14MФ, 10X2M и др. Закрепление труб осуществляется в трубной доске хорошо разработанными технологиями, к которым относятся гидравлическая раздача, роликное вальцевание, сварка, взрыв. Особенности получения качественных неразъемных трубных соединений из данных материалов изложены в работах [1-3].

В настоящее время в энергетических установках рассматриваются возможности применения трубных пучков из титановых сплавов. Выпускаемые в отечественной промышленности трубы из титановых сплавов ВТ1-0, ОТ4-1 относятся к α- и псевдо-α-сплавам ($k_{\beta} \leq 0,25$), причем сплав ВТ1-0 – нелегированный титан. Технологии закрепления титановых труб в трубные доски из сталей 22К, 09Г2СА еще недостаточно отработаны и требуют проведения дополнительных исследований механических и технологических свойств материалов в операциях вальцевания и гидравлической раздачи. Для сравнения приведем механические и технологические свойства труб из легированных и титановых сплавов.

Таблица 1. Механические свойства труб в состоянии поставки

п. п.	Внешний диаметр трубы, мм	Материал трубы	Временное сопротивление разрыву, $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Относительно е удлинение δ , %
1	16÷30	08X14MФ	520...560	23-34
2	16÷30	10X2M	390...590	20
3	16÷30	ВТ1-00	300...450	20
4	22÷30	ОТ4-1	600...750	15

Близкие значения σ_0 и δ для труб из легированных стальных и титановых сплавов не позволяют делать выводы о возможном выборе одинаковых режимов закрепления в технологиях изготовления узлов крепления труб. Рассматриваемые материалы имеют различные технологические свойства. Кроме этого, для титановых сплавов характерно повышенное значение отношения предела текучести к модулю упругости и, как следствие этого, большая упругая отдача (пружинение) деформируемого металла [4]. К проблемам получения качественного вальцовочного соединения следует отнести также следующие свойства титановых сплавов [4]:

- значительное упрочнение при холодной пластической деформации с соответствующим снижением характеристик пластичности;
- низкие антифрикционные свойства;
- чувствительность к поверхностным дефектам (надрезам, царапинам и пр.), обусловленных концентраторами напряжений.

Первое из перечисленных свойств необходимо учитывать при выборе режимов вальцевания. Второе свойство может вызывать налипание металла на рабочие поверхности вальцовки, существенно снижая ресурс инструмента. Третье свойство может приводить к необходимости осуществления перед сборкой подготовительной операции – шлифованию трубы, что существенно увеличивает трудоемкость изготовления.

Литература

1. Кондратенко Л.А. Механика роликового вальцевания теплообменных труб. – М.: Спутник, 2015, 158с.
2. Кондратенко Л.А., Терехов В.М., Миронова Л.И. К вопросу о влиянии динамики роликового вальцевания на качество изготовления теплообменных аппаратов в атомных энергетических установках / Тяжелое машиностроение. – 2016. – № 10. – С. 10 – 14.
3. Кондратенко Л.А., Миронова Л.И. К вопросу об упрочнении материала вальцовочных соединений в теплообменных аппаратах / Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2016. – №3. – С. 106 – 112.
4. Илларионов А.Г., Попов А.А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов. – Екатеринбург: Изд-во Урал.ун-та, 2014. – 137 с.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Сташенко В.И., Троицкий О.А.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН, e-mail: vis20-11@rambler.ru

При холодной обработке металлов давлением (ОМД) повышается сопротивление металла деформированию и возникают нежелательные структурно-фазовые превращения. После каждого перехода на заготовки из титановых сплавов проводят дорогостоящие, энергоемкие операции промежуточных отжигов и значительные потери времени в производственном процессе. Указанные недостатки можно устранять или уменьшать их действие, применяя импульсный ток высокой плотности порядка 10^3 - 10^4 А/мм², длительностью импульсов 10^{-4} с, частотой следования импульсов 500Гц - 1000Гц. При этом снижается сопротивление металла деформированию на 30-35% [1,2].

Пластифицирующее действие обусловлено тем, что импульсный ток оказывает силовое действие электронами проводимости, на дислокации и иные дефекты, участвующие в пластической деформации металла, а также создает значительную силу электрон-фононного увлечения [3]. Помимо этого импульсы тока вызывают вибрацию решетки, подобную действию ультразвука, за счет скин и пинч-эффектов при взаимодействии тока с собственным магнитным полем. Возможен и механизм открепления дислокаций от примесей металла под действием собственного магнитного поля тока за счет спиновой конверсии и спин-зависимых реакций дислокаций с парамагнитными примесями, приводя к разупрочнению металла [4]. Все механизмы и процессы, вызванные действием импульсного тока на металл, объединяет понятие электропластический эффект (ЭПЭ) [1]. При прокатке в электрическую цепь включается лишь небольшой участок заготовки, проходящий через очаг деформации. Ток подводится скользящими или роликовыми контактами. Материалом скользящих контактов может быть износостойкий графит или специальный электропроводящий твердый сплав. Одним из контактов могут быть рабочие валки.

При электропластической прокатки (ЭПП) единичное обжатие титана марки ВТ6 достигало 57%, тогда как без тока оно составляло величину не более 15%. Общая деформация при ЭПП достигала значений 72%. В образцах после ЭПП, несмотря на более высокую степень деформации, трещины

отсутствуют. Частицы β -фазы толщиной менее 1,5 мкм и длиной до 2 мкм распределены равномерно по сечению образца. При электропластической прокатки (ЭПП) титановых сплавов ВТ1-00, ВТ6, ВТ16 установлено повышение общей степени деформации без промежуточных отжигов. В отдельных опытах был оценен сопутствующий нагрев образцов при ЭПП, который не превышал 200°С.

Литература

1. Троицкий О.А. Электромеханический эффект в металлах, // Письма в ЖЭТФ, т. 2, № 10, 1969, с.18–22.
2. Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Аврамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы (монография), М.: Изд-во МГИУ, 2001, 843с.
3. Рошупкин А.М., Батаронов И.Л. Об эффекте электрон-фононного увлечения дефектов в кристаллах // Изв. РАН. Серия Физическая. 2004, т.68, № 7, с.998-1007.
4. Molotskii M., Fleurov V. Magnetic effects in electroplasticity of metals // Physical Review B, 1991, v 52, № 22, p.311–317.

ВЛИЯНИЕ СВЧ – ИЗЛУЧЕНИЯ И ИМПУЛЬСОВ ТОКА НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Сташенко В.И., Троицкий О.А.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН, e-mail: vis20-11@rambler.ru

Импульсы тока высокой плотности порядка $\sim 10^3$ А/мм² и длительности $\sim 10^{-4}$ с при прохождении по металлу приводят к снижению деформирующего напряжения в нем на десятки процентов [1,2]. Этот эффект получил название электропластического эффекта (ЭПЭ). Теоретики предсказано, что спиновое разупрочнение при электропластической деформации металла возможно [3,4]. Для реализации спинового разупрочнения металла (СРМ), за счет влияния на механические свойства электронного парамагнитного резонанса (ЭПР) требуется выполнение следующих условий: собственное магнитное поле импульсов тока при прохождении его по металлическому образцу и электромагнитное поле СВЧ – излучения, охватывающего образец, должны быть скрещены; должно быть обеспечено наличие в образцах термодинамически неравновесных процессов, в частности, генерации свежих дислокаций, что обеспечивается активной деформацией образцов при их растяжении с постоянной скоростью или в прерывистом режиме с чередованием растяжения с паузами релаксации напряжений без снятия нагрузки.

Для изучения влияния СВЧ - излучения на механические свойства металлов в условиях пластической деформации растяжением при одновременном действии импульсным током, была выбрана частота 2,45 ГГц, применяемая в микроволновых СВЧ печах [5,6]. Передача электромагнитного (ЭМ) излучения от источника СВЧ - излучения - магнетрона к деформируемому образцу осуществлялась с помощью волновода прямоугольного сечения. Ориентацию вектора напряженности E электрического поля СВЧ - излучения меняли поворотом корпуса волновода относительно деформируемого образца на 90°. Температуру образцов измеряли термпарой во время действия СВЧ - излучения и одиночных импульсов тока. Она не превышала 60° - 80° С.

Впервые экспериментально установлено влияние СВЧ - излучения на процесс пластической деформации нержавеющей стали в условиях активной деформации образцов растяжением и в опытах по релаксации механических напряжений. Испытуемый образец из нержавеющей стали 12Х18Н10Т толщиной 0,2 мм, шириной 3 мм, длиной рабочей части 28 мм деформировался в горизонтальной испытательной машине ИР 5047-50-10 в поле СВЧ – излучения, как при действии импульсов тока, так и без тока. Ориентацию вектора напряженности электрического поля E СВЧ – излучения меняли на продольную относительно оси деформируемых образцов или на поперечную. При продольной ориентации вектора E величина скачков разупрочнения ЭПЭ возрастает в поле СВЧ - излучения, примерно на 8% (с 22% до 30%). Тепловые эффекты действия тока, а так же СВЧ - излучения корректно вычитались из величин общего снижения деформирующих усилий и релаксации напряжений. Величина пинч-эффекта действия импульсного тока на плоских тонких образцах была слабо выражена. Полученные результаты позволяют утверждать о наличии дополнительного механизма электропластической деформации [1], возможно, спинового разупрочнения металла [3,4] в скрещенных полях СВЧ-излучения и собственного магнитного поля тока. Результаты исследований могут быть использованы при любом виде ОМД [2].

Литература

1. О.А.Троицкий, Электромеханический эффект в металлах // Письма в ЖЭТ. 1969. Т.10. С.18-22.
2. Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Аврамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы (монография), М.: Изд-во МГИУ, 2001, 843.
3. Molotskii M., Fleurov V. Magnetic effects in electroplasticity of metals // Physical Review B. – 1991. – Vol. 52. – № 22. – P. 311 – 317.
4. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б.// ЖЭТФ. Магниторезонансное разупрочнение кристаллов. 1999 Т. 115. № 2. С. 605–621.
5. СВЧ-полупроводниковые приборы и их применение: пер. с англ. /Г. Уотсон. – М.: Мир, 1972. –660с.
6. Сапунов, Г.С. Ремонт микроволновых печей. – Изд-во Салон-пресс, 2003. – 272с.

РОЛЬ СКИН - ЭФФЕКТА В СИЛОВОМ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОМ ДЕЙСТВИИ МАГНИТНОГО ПОЛЯ ТОКА НА ПРОВОДНИК

Сташенко В.И.¹, Троицкий О.А.¹, Скворцов О.Б.^{1,2}

¹Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

²Россия, г. Москва, НТЦ «Завод балансировочных машин»

E-mail: vis20-11@rambler.ru

При прохождении импульсов тока по проводнику в нем возникают механические напряжения, определяемые объемными силами, с которыми электромагнитное поле действует на металлы, приводя к скин- и пинч- эффектам. Эти эффекты изучены теоретически. Влияние быстрых изменений тока на фронтах импульсов электрического тока в силовом электродинамическом действии магнитного поля тока теорией не учитывается.

Скин- эффект проявляется в виде неоднородного распределения плотности тока в поперечном сечении проводника. Он объясняется возникновением вихревого электрического поля электромагнитной индукции E (самоиндукции), которое компенсирует приложенное внешнее электрическое поле на оси проводника. Это поле усиливает ток у поверхности (ускоряя электроны проводимости) и ослабляет его на оси проводника. Ток сначала появляется на поверхности проводника, а затем постепенно нарастает в более глубоких слоях и в последнюю очередь на оси проводника. Процесс заканчивается, когда ток равномерно распределится по всему сечению проводника.

Если ток I уменьшается, то ослабевающее вместе с ним магнитное поле B вызовет электрическое поле E , которое будет направлено т.е. у поверхности проводника будет противоположно току (замедляя электроны проводимости), а на оси - совпадать с током (увеличивая скорость электронов проводимости, проявляясь как обратный скин-эффект.

Как только рост тока замедляется, происходит дальнейшее проникновение магнитного поля импульса тока в образец. Начинается сжатие проводника (пинч-эффект). Согласно теоретическим представлениям пинч-эффект обусловлен возникновением в проводнике магнитного поля, которое действует с силой Лоренца на вызвавший это поле ток дрейфующего электронного газа. Появляющееся поперечное к току поле Холла вызывает упругое сжатие с образованием механических напряжений.

В работе исследовалось действие одиночных импульсов тока амплитудой I_m порядка 1000 А и длительностью менее 1 мс на металлические образцы. При воздействии импульсов тока длительностью более нескольких сотен микросекунд, фронт и спад импульса тока вызывают практически независимые колебательные процессы в стержне из меди марки М1 диаметром 3 мм (рис. 1).

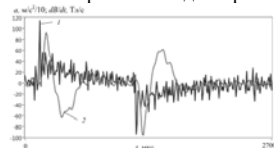


Рис. 1

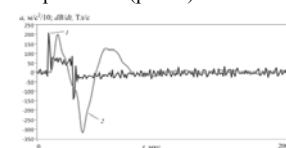


Рис. 2

На рис. 2 представлены производная магнитного потока (I) и ускорение радиальной вибрации (2) при воздействии импульса тока амплитудой 1000 А, длительностью 1006 мкс на медный образец диаметром 3 мм, длиной 150 мм. Из рис. 1 видно, что изменения в колебательном процессе, возникающие после воздействия переднего фронта импульса успевают практически затухнуть до момента прихода заднего фронта. Поскольку амплитуда и размах радиальной составляющей вибрации

при таких длительностях слабо зависят от длительности импульса, можно сделать вывод о том, что вклад квазистатического пинч-эффекта в формирование этих колебаний незначителен. Из многочисленных измерений следует, что вибрационный отклик силового электродинамического действия магнитного поля импульса тока существенно зависит от скин-эффекта.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТРИП – СТАЛИ ВНС9-

Столяров В.В.¹, Терентьев В.Ф.², Мисоченко А.А.¹, Сироткин В.П.²

¹Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

e-mail: fatig@mail.ru

Материалом исследования была холоднокатаная лента толщиной 0,3 мм из трип-стали ВНС9-Ш (23X15H5AM3-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 Мо; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03-0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe-основа. Структура стали в исходном состоянии представляла собой смесь мартенсита деформации и нагартованного аустенита (65% мартенсита и 35% аустенита). Испытания на статическое растяжение образцов с размерами рабочей частью 0,3х 3,0х30 мм в интервале температур 20 – 400°С и скоростью деформирования 1 мм/мин проводили на специальной установке ИР-508. Вид кривых статического растяжения, полученных при температурах испытания 20°С и 50°С очень похож и соответствует виду типичной кривой растяжения этой стали с протяженной площадкой текучести. С увеличением температуры деформирования площадка текучести на кривых растяжения исчезает. Ранее было показано, что пропускание тока в процессе статического растяжения образцов из стали ВНС9-Ш также приводит к похожему изменению вида кривых растяжения [1].

На рис. 1 представлена зависимость предела прочности σ_b образцов из стали ВНС9-Ш от температуры испытания. Наблюдается довольно резкое снижение уровня σ_b с увеличением температуры испытания прочности (с 1600 МПа при температуре деформации 20°С до 700 МПа при 400°С), обусловленное процессом обратного превращения мартенсита деформации в аустенит. При этом также происходит снижение пластичности.

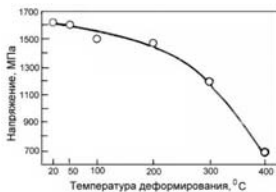


Рис. 1.

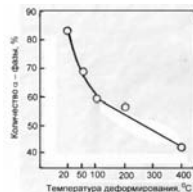


Рис. 2

Рис. 1. Влияние температуры деформирования на предел прочности трип – стали ВНС9-Ш.

Рис. 2. Изменение количества α – фазы в зависимости от температуры испытания в стали ВНС9 – Ш.

Характер изменения фазового состава разрушенных образцов в зависимости от температуры деформирования по данным рентгенофазового анализа представлен на рис. 2. С повышением температуры деформирования количество мартенсита деформации в структуре материала резко падает (с 84% при температуре деформации 20°С до 42% при 400°С). Кроме того, деформирование при 400°С приводит к образованию в поверхностных слоях оксида железа Fe_2O_3 (гепатит).

Таким образом показано, что, начиная с температуры деформирования 100°С и выше, в тонколистовых образцах из аустенитно - мартенситной трип - стали ВНС9 – Ш происходит обратное превращение мартенсита в аустенит. По данным работы [2] полное обратное превращение мартенсита в аустенит в стали ВНС9 – Ш происходит после температуры отпуска 600°С. То, что после температуры испытания 50°С количество мартенсита деформации выше, чем в недеформированном исходном материале, свидетельствует о том, что при этой температуре еще превращается трип – эффект (образования дополнительного образования мартенсита деформации). В работе [3] было показано, что деформирование образцов из исходного листа стали ВНС9-Ш приводит к дополнительному образованию мартенсита деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-58-48001

Литература

1. Терентьев В.Ф., Столяров В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П., О.В. Рыбальченко. Особенности электропластического деформирования трип – стали // Деформация и разрушение материалов, 2016, № 2, с. 35 – 41.
2. Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А., Блинова Е.Н., Титов Д.Д., Блинов В.М., Слизов А.К., Севальнева Т.Г. Исследование зависимости механических свойств и структуры трип- стали ВНС-9Ш от температуры отпуска // Деформация и разрушение материалов. 2018. № 6. С.20 – 25.
3. Пенкин А.Г., В.Ф. Терентьев, В.В. Рошупкин, А.К. Слизов, В.П. Сиротинкин. Анализ стабильности деформации трип-стали методом акустической эмиссии // Деформация и разрушение, 2016. № 10, с. 35 –40.

КОЭФФИЦИЕНТ ТРЕНИЯ И ПАРАМЕТРЫ ШЕРОХОВАТОСТИ ИЗНОСОСТОЙКИХ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ

Стручков Н.Ф.

Россия, г. Якутск, ИФТПС СО РАН, E-mail: struchkov_n@rambler.ru

Одной из основных характеристик поверхности трения является шероховатость, которая отражает информацию о режиме и условиях эксплуатации обработанной поверхности деталей. От шероховатости зависят величина силы трения, износостойкость поверхности трения. Целью данной работы является установление взаимосвязи коэффициента трения и шероховатости поверхности износостойких модифицированных покрытий из порошковых проволок.

В работе проведены испытания на износ с определением коэффициента трения и профилометрические измерения поверхности трения модифицированных покрытий из порошковой проволоки. Модифицированная проволока, содержащая тугоплавкий оксид Al_2O_3 , представляет собой стальную оболочку, наполненную шихтой, состоящей из смеси порошков феррохрома и оксида алюминия: С – 0,47-0,51%; Cr – 2-4%; Al_2O_3 – 10-15%; Fe – остальное. Покрытия получены на электродуговом металлизаторе ЭДУ-500С при следующих технологических режимах: I (сила тока)=280-300А для всех режимов; режим №1 – U (напряжение дуги)=30В; режим №2 – U=35В; режим №3 – U=40В.

Испытания на износ модифицированных покрытий проведены по стандартной методике на трибомашине «CETR UMT-2» (США) при следующих режимах: схема трения «столбик-диск», нагрузка – 30 Н, частота – 10 оборотов в секунду, трение сухое, продолжительность испытаний -1 час. Контртела изготовлены в виде дисков из закаленных сталей ХВГ и 40Хс твердостью ≈ 62 HRC. Шероховатость поверхностей трения покрытий измерена профилометром «Surftest SJ-201P» (Mitutoyo, Япония) до и после испытаний на износ.

В начальной стадии приработки у всех покрытий коэффициенты трения имеют минимальные значения. Далее, коэффициенты трения модифицированных покрытий возрастают по пути трения; наблюдаются их относительные колебания. К концу испытаний коэффициенты трения покрытий с модифицирующими добавками корунда стабилизируются и достигают следующих значений: режим №1 – $\approx 0,7-0,72$; режим №2 – $\approx 0,48-0,5$ и режим №3 – $\approx 0,72-0,75$. После испытаний на износ были проведены профилометрические исследования поверхности трения покрытий и определены их уровни равновесной шероховатости (режим №1 – $Ra=0,76$ мкм; режим №2 – $Ra=0,41$ мкм и режим №3 – $Ra=0,93$ мкм).

На рис. 1 приведены зависимости коэффициентов трения от шероховатости поверхностей модифицированных покрытий, полученных при различных режимах металлзации. Как видно из графика, увеличение шероховатости приводит к небольшому повышению коэффициентов трения покрытий. В целом наблюдается большая степень стабильности коэффициентов трения модифицированных покрытий.

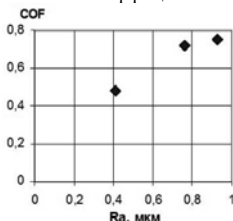


Рис.1. Зависимость коэффициента трения от шероховатости поверхностей покрытий

Заключение

Изучены зависимости установившихся коэффициентов трения модифицированных покрытий от шероховатости равновесной поверхности трения. Увеличение шероховатости приводит к небольшому повышению коэффициентов трения.

ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЕБЕР НА ИХ КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН, E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Зернограничное ребро является одномерным дефектом, и образуется при встрече двух участков границ. Его структура и подвижность зависят от структуры и подвижности участков границ, составляющих ребро. Рис.1а и Рис. 6. В работах [1-2] изучено движение зернограничной системы в форме полупетли с зернограничным ребром, и представлена теория стационарного движения такой системы. Измерены важные кинетические параметры (подвижность и энтальпия активации миграции) зернограничного ребра с криволинейными сегментами. Авторы [3] впервые извлекли из экспериментальных данных значения подвижности и энтальпии активации движения для “rough-to-rough” и “rough-to-facet” рёбер и убедительно показали, что рёбра замедляют движение границ. Компьютерное моделирование использовалось для изучения влияния зернограничных рёбер на движение зернограничной полупетли. Смоделированный контактный угол в ребре показал хорошее согласие с экспериментом. Рис.1в. Таблица 1.

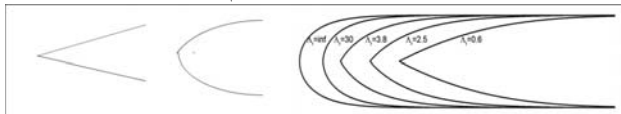


Рис. 1. а,б,в., а) “facet-to-facet”, б) rough-to-rough в) Равновесная форма зернограничного ребра для разных значений тормозящего фактора Λ_r , полученная при компьютерном моделировании

Таблица 1. Параметры торможения для исследованных зернограничных рёбер

Тип зернограничного ребра	Ось и угол азориентации границы	Температура,С	Подвижность m_r , ребра, $m^3 J^{-1} s^{-1}$	Параметр торможения ребром	Лит источник
“facet-to-rough” ребро	$[10\bar{1}0]$ угол 32°	405	$1.44 \cdot 10^{-3}$ $1.12 \cdot 10^{-3}$	$\Lambda_r = 3.6$ $\Lambda_r = 2.8$	3
“rough-to-rough” ребро	$[10\bar{1}0]$ угол 32°	405	$1.05 \cdot 10^{-3}$	$\Lambda_r = 1.8$	3
“facet-to-facet” ребро	$[10\bar{1}0]$ угол 30°	386 380	$0.244 \cdot 10^{-2}$ $0.257 \cdot 10^{-2}$	$\Lambda_r = 1$ $\Lambda_r = 1$	4

Выводы

1. Менее всего тормозят рёбра “facet-to-rough”, Λ_r достигает 3.6.
2. Для рёбер “rough-to-rough” Λ_r составляет 1.8.
3. Для ребра “facet-to-facet” Λ_r не превышает 1.

Литература

1. Sursaeva V.G., Gottstein G., Shvindlerman L.S. Effect of the first order ridge on grain boundary motion in Zn. Acta Mater 2010;41:7725-7729.
2. В. Г. Сурсаева. Кинетические свойства зернограничного ребра первого рода в Zn. Известия РАН. Серия физическая, 2012, том 76, № 11, с. 1412–1416.
3. Vera Sursaeva a, Alena Gornakova a, Faina Muktepavela b Grain boundary ridges slow down grain boundary motion: In-situ observation Materials Letters 124 (2014) 24–27.

Автор благодарит РФФИ за финансовую поддержку направления исследований в рамках программы № 16 03 00248

ГИСТЕРЕЗИС ПРИ ЗЕРНОГРАНИЧНОМ ДВИЖЕНИИ

Сурсаева В.Г.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Известно, что гистерезис присутствует в физике, мы пытаемся показать, что в материаловедении он может проявляться при движении границ. Рассмотрим порядковый гистерезис. Мы использовали два возможных порядка измерений, две схемы эксперимента. Серия изотермических отжигов начинается с низких температур и доходит до предплавильных температур, температура очередного изотермического отжига поднимается на 10 градусов от температуры предыдущего отжига. Вторая серия изотермических отжигов происходит при понижении от предплавильной температуры, температура очередного изотермического отжига на 10 градусов ниже температуры предыдущего отжига. В обоих экспериментальных измерениях подвижность индивидуальной границы в приготовленном бикристалле в форме полупетли с границей наклона [1010].

Подвижность границы является её внутренним свойством. Поэтому для каждой границы при заданных условиях (температура, давление) подвижность имеет единственное значение. Однако экспериментальные исследования показывают, что значения подвижности часто зависят от нескольких дополнительных факторов и принимают разные величины. Зависимость подвижности границы от различных условий, сопутствующих движению границ называется гистерезисом зернограничного движения. В процессе отжига на границах зёрен могут одновременно идти несколько процессов. Границы зёрен характеризуются адсорбционной способностью. Адсорбционная способность связана со структурой границы. Если структура границы меняется, то число адсорбционных мест меняется и наблюдается «отрыв» границы от части примеси. Число адсорбционных мест на границе может измениться из-за структурных фазовых превращений, в результате которых граница из упорядоченной может превратиться в разупорядоченную. Фазовые превращения фасетирования – дефасетирования на границах зёрен также изменяют структуру границы вызывая изменения формы границы. При понижении температуры появляются плоские сегменты границы, характеризующиеся значительно меньшей адсорбционной способностью. Можно предположить, что структурные фазовые переходы и фазовые переходы фасетирования-дефасетирования будут приводить к гистерезису. Что и наблюдалось в эксперименте. Рис.1 и Рис.2.

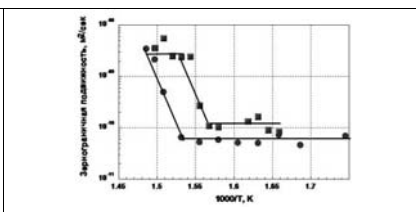
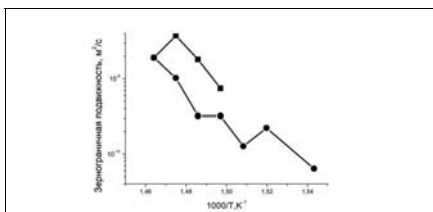


Рис.1 Температурная зависимость зернограничной подвижности полупетли с фасеткой, полученная из изотермических отжигов по схеме ступенчатого нагрева (●) и ступенчатого охлаждения (■)

Рис.2. Температурная зависимость зернограничной подвижности границы, полученная из изотермических отжигов по схеме ступенчатого нагрева (●) и ступенчатого охлаждения (■)

Автор благодарит РФФИ за финансовую поддержку направления исследований в рамках программы № 16 03 00248

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ЛИТЫХ СТАЛЕЙ ЛЕГИРОВАНИЕМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Татаринцев В.А.

Россия, г. Брянск, Брянский государственный технический университет

E-mail: v_a_t52@mail.ru

Для выбора и сравнительной оценки материалов предложено использовать результаты испытаний на усталость при регулярном и блочном нагружениях. Для этого эксплуатационный режим нагружения детали преобразуют в блочный режим изменения циклической нагрузки образцов, который бы обеспечивал близкие значения усталостной повреждаемости материала в образце на стенде и в детали при эксплуатационном нагружении. По результатам испытаний строят графики распределения циклической долговечности образцов, сопоставление которых даст информацию для сравнительной оценки эффективности применения материала и вида термообработки с учетом особенностей эксплуатационного режима нагружения.

Таблица - Механические характеристики исследуемых сталей

Условный номер серии	Марка стали	Режим термической обработки	Механические свойства				KCU, Дж/см ²	HB	Параметры кривой усталости		
			σ _в	σ _{0,2}	δ ₅	ψ			r _{0,1} , МПа	m	N ₀ , ·10 ⁶
			σ _в	σ _{0,2}	δ ₅	ψ			σ _{0,1} , МПа	m	N ₀ , ·10 ⁶
1	20ГФЛ	Нормализация от 920 °С	610	402	24,4	50,6	130;	168	148	5,6	3
			28,6	20,4	2,2	9,1					
2	20ГЛ	То же	566	355	23,2	47,9	116;	165	141	5,8	2,5
			38,9	23,9	2,9	7,1					
3	Та же	ТЦО по режиму 1	838	516	13,1	30,7	120;	234	189	6,8	3
			101,3	66,8	2,7	3,6					
4	Та же	ТЦО по режиму 2	642	361	24,6	50,5	185;	170	158	7,0	3
			56,1	35,2	3,4	2,5					
5	Та же	Улучшение	719	572	19,2	46,4	135;	222	186	9,9	3
			124,9	144,5	3,8	14,9					
6	Та же	ТЦО по режиму 4	585	344	26,1	62,5	150;	152	141	6,1	3
			34,3	12,8	1,8	4,4					
7	20ГЛ	Нормализация от 920 °С	610	395	22,7	45,2	127;	145	131	5,5	2
			40,2	34,9	6,9	12,3					

Примечания: 1. Над чертой – средние значения механических характеристик, полученные по испытанным 5-6 образцам, под чертой – средние квадратические отклонения. 2. Первое число – удельная вязкость KCU при температуре +20 °С, второе – при -60 °С.

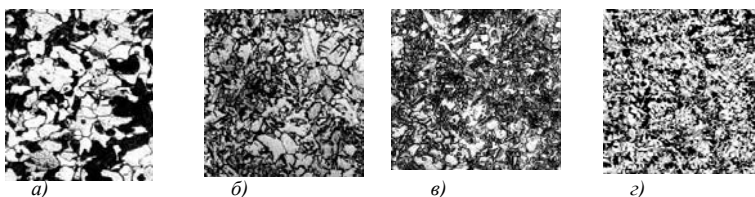


Рисунок. Микроструктура стали 20 ГЛ (×100):

а – нормализация; б – ТЦО по режиму 1; в – улучшение; з – ТЦО по режиму 2

Анализ показал, что микроструктура сталей 20ГЛ и 20ГФЛ после нормализации – ферритно-перлитная смесь, содержащая 65...75% феррита со средней величиной зерна G8 (рис. а). Структура сталей после ТЦО по режиму 1 – мелкодисперсная смесь сорбитообразного перлита и феррита, упорядоченного углеродом. Цементит перлита – зернистый (глобулярный), размер глобулей – 1...3 мкм. Величина зерна структуры – G11, а содержание феррита в структуре около 20 % (рис. б). После улучшения структура представлена сорбитом с участками феррита, занимающими 20 % площади шлица. Расстояние между пластинами цементита сорбита – 0,6...1,5 мкм, толщина пластин – 0,3... 0,8 мкм, размеры ферритного промежутка – 0,6...1,0 мкм; величина зерна – G10 (рис. в). В структуре после ТЦО по режиму 4 границы зерен округленные, в перлите превалирует зернистый цементит над пластинчатым, что, по-видимому, привело к увеличению долговечности по сравнению с ТЦО по режиму 2 (рис. з).

АКУСТИКО – ЭМИССИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТРИП – СТАЛИ ВНС9-Ш В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦОВ С РАЗЛИЧНЫМ СООТНОШЕНИЕМ ФАЗ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И АУСТЕНИТА

Терентьев В.Ф.¹, Рошупкин В.В.¹, Пенкин А.Г.²

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

e-mail: fatig@mail.ru

С использованием метода акустической эмиссии (АЭ) проведены исследования особенностей деформации и разрушения при статическом растяжении образцов тонколистовой (толщиной 0,3 мм) аустенитно- мартенситной трип - стали ВНС 9-Ш (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, % мас.) в трёх структурных состояниях, определенных методом рентгеноструктурного анализа поверхностных слоев: состояние I (закалка) –100% аустенитной фазы; состояние II (холодная прокатка) с равным соотношением аустенитной и мартенситной фаз - 50/50%; состояние III (холодная прокатка) –100% мартенситной фазы.

Испытания на статическое растяжение со скоростью 5 мм/мин при комнатной температуре осуществляли с использованием плоских образцов (рис.1) с рабочей частью 20х20 мм на электромеханической 10-тонной машине Instron 3382. Исследование АЭ образцов трип – стали ВНС9-Ш проводилось с использованием акустико-эмиссионной диагностической системы СДС1008 [1] (рис.2,а), обеспечивающей регистрацию амплитудных, энергетических и спектральных характеристик сигналов АЭ в частотном диапазоне 50-1000 кГц, а также определение линейных координат источников АЭ вдоль рабочей части образца. Преобразователи АЭ (D1, D2) устанавливались в области переходов от рабочей части образца к более широким его частям (рис.1 и рис.2,б).

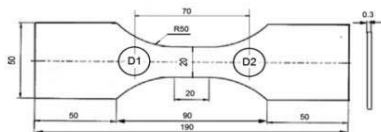


Рис. 1. Образец для испытания на статическое растяжение (D1, D2 – места установки преобразователей АЭ)



Рис. 2. Акустико – эмиссионная диагностическая система СДС1008 (а) и схема крепления преобразователей АЭ (D1-D2) на образце в захватах испытательной машины Instron 3382 (б).

В ходе проведенного исследования показано влияние фазового состава трип – стали ВНС9-Ш на характер энергетического распределения сигналов АЭ на различных стадиях деформирования и разрушения.

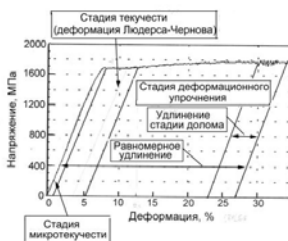


Рис. 3. Кривая растяжения трип-стали (состояние II) с указанием основных стадий деформирования

На рис. 3 представлена кривая растяжения трип-стали (состояние II) с указанием основных стадий деформирования. В таком состоянии трип – сталь ВНС9-Ш используется в ответственных изделиях авиационной техники. Были получены следующие характеристики механических свойств: $\sigma_b = 1802$ МПа, условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 1362$ МПа, физический предел текучести $\sigma_T = 1650$ МПа, относительное удлинение $\delta = 27\%$, деформация на стадии микротекучести $0,7\%$; деформация на площадке текучести $\epsilon_T = 5\%$.

На рис. 4 представлен вид кривых статического растяжения образцов состояний I и III [2].

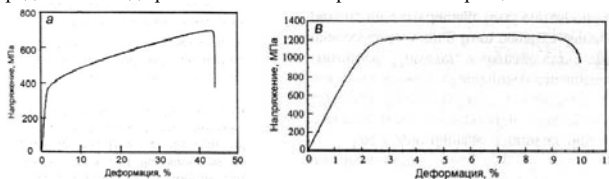


Рис. 4. Кривые статического растяжения образцов состояний I (а) и III (б)

Видно, что в чисто аустенитном и чисто мартенситном состояниях на кривых растяжения отсутствует площадка текучести и механические свойства этих состояний значительно ниже, чем в состоянии I.

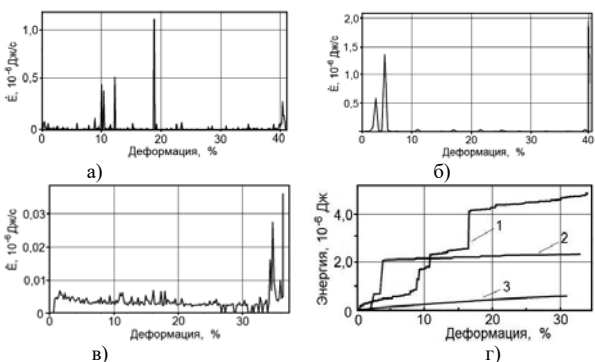


Рис.5. Изменение энергии импульсов (а-в) и суммарной энергии АЭ (г, 1-3) при растяжении образцов из трип-стали ВНС9-Ш: (а, г-1) - с 100% аустенита (состояние I), (б, г-2) - при соотношении аустенит/мартенсит 50/50% (состояние II) и (в, г-3) - с 100% мартенсита (состояние III).

На рис. 5 представлены экспериментальные данные изменения энергии импульсов (рис.5, а-в) и суммарной энергии АЭ (рис.5, г) зарегистрированные в процессе деформации образцов трип – стали ВНС9-Ш с различным фазовым составом (тип I-III). Наиболее высоким уровнем АЭ отличаются образцы состояния I с максимальным содержанием аустенита (рис.5, а). Высокоэнергетичные импульсы регистрируются на всём протяжении деформирования, а суммарная энергия АЭ перед разрушением составляет $4,97 \cdot 10^{-6}$ Дж (рис.5, г-1), при этом максимальный уровень АЭ достигается на начальной стадии деформационного упрочнения. Образцы с равным соотношением аустенита и мартенсита (состояния II) характеризуются наличием двух четко выраженных пиков активности АЭ на стадии микротекучести (5, б) и умеренной активностью на стадии деформационного упрочнения. Суммарная энергия АЭ образцов состояния II перед разрушением составляет $2,33 \cdot 10^{-6}$ Дж (рис.5, г-2). Деформирование образцов с преобладанием мартенсита (состояния III) сопровождается регулярной низкоэнергетичной акустической эмиссией (рис.5,в) с повышенным уровнем на стадии микропластичности, который плавно снижается в процессе деформационного упрочнения, вплоть до момента начала разрушения ($\epsilon = 32\%$). Суммарная энергия АЭ, на всем протяжении деформирования, монотонно подрастает и перед разрушением достигает лишь значения $0,52 \cdot 10^{-6}$ Дж (рис.5, г-3), что на порядок ниже, чем суммарная энергия образцов с преобладанием аустенита (состояние I). Таким образом, можно заключить, что основным механизмом формирования высокоэнергетичной акустической эмиссии при деформации образцов трип-стали ВНС9-Ш являются процессы релаксации

внутренних напряжений при образовании мартенсита деформации, т.е. фазового превращения «аустенит-мартенсит деформации», что согласуется с ранее полученными результатами [3].

Работа выполнялась по государственному заданию № 007-00129-18-00 и при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-08-00368а).

Литература

1. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Маслов Л.И. Оценка остаточного ресурса работоспособности трубных сталей с использованием методов акустической эмиссии и кинетической твердости. М.: Интерконтакт Наука. 2005. 69 с.

2. Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. Оценка оптимального количества мартенсита деформации для тонколистовой аустенитно-мартенситной трип-стали ответственного назначения // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 3. С. 33-37.

3. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Слизов А.К., Сиротинкин В.П. Анализ стадийности деформации трип-стали методом акустической эмиссии // Деформация и разрушение, 2016. № 10, с. 35 -40.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАРТЕНСИТНО – СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Геров М.В.¹, Владиславская Е.Ю.¹, Терентьев В.Ф.², Просвирнин Д.В.², Колмаков А.Г.², Севальнёва Т.Г.²

¹Россия, г. Москва, АО «Корпорация «МИТ», E-mail: zodom@mail.ru

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: fatig@mail.ru

Характеристики статической и циклической прочности исследовали на образцах из мартенситно-стареющих сталей ЧС92-ВИ, ЭП678-ИД и ЭП853. Эти стали близки по химическому составу и поэтому, для примера, в таблице 1 представлен состав стали ЭП678. В таблице 2 даны механические свойства сталей и режимы термической обработки.

Статические и усталостные испытания проводили на универсальной испытательной машине ИНСТРОН 8801. Циклическое деформирование осуществляли в условиях повторного растяжения при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,1$ и частоте 30 Гц.

Таблица 1

Химический состав стали ЭП678

Марка стали	Массовая доля элементов, %											
	C	Si	Mn	S	P	Ni	Mo	Cr	Ti	Al	Nb	Cu
ЭП678 (03X11Н10М2Т) ТУ 14-1-4608-89	0,03	0,15	0,10	0,01	0,01	9,0	1,8	10,0	0,6	0,2	0,15	0,3
	Не более					-	-	-	-	-	-	-
						10,3	2,3	11,3	1,0			

Таблица 2

Механические свойства исследованных сталей

Марка стали	Механические свойства						Режим термической обработки (партия т/о)
	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	δ , %	Ψ , %	$\sigma_{\text{в}}$, кгс/см ²	HRC	
ЭП678-ИД	165,0	155,0	13,0	62,0	4,8	47	Закалка 950°C в воду + старение 505°C 2.5ч. охл. на воздухе
ЭП853	165,0	148,0	13,3	50,7	2,2	47.48	Закалка 950°C в воду + старение 550°C 5ч. охл. на воздухе
ЧС92-ВИ	165,0	155,0	7,0	30,0	2,0	49	3-х кратная закалка 950°C в воду + старение 540°C 7ч. охл. на воздухе

Прочностные характеристики исследованных сталей ($\sigma_{\text{в}}$ и $\sigma_{0,2}$) близки, а вот поперечное сужение и ударная вязкость значительно выше у стали ЭП678-ИД.

Кривые усталости исследованных сталей представлены на рис. 1.

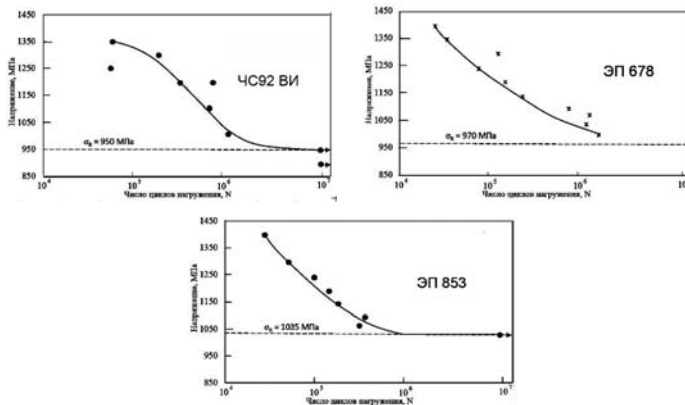


Рис. 1. Кривые усталости исследованных сталей

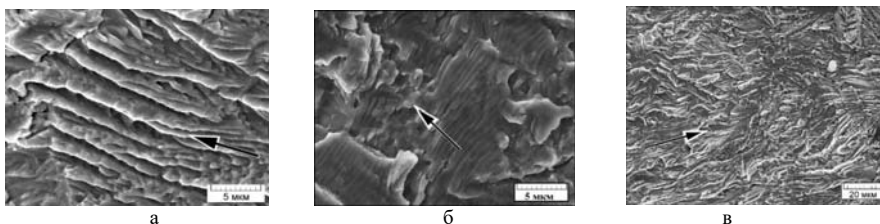


Рис 2. а – сталь - ЧС92-ВИ ; б - ЭП678-ИД; в - ЭП853. ЭП853

Видно, что предел выносливости для исследованных сталей находится в интервале 950 – 1035 МПа. На рис. 2 представлена фрактография усталостного разрушения на стадии стабильного роста усталостной трещины. У сталей ЧС92-ВИ и ЭП678-ИД на этой стадии наблюдаются типичные усталостные бороздки. Особенно важно, что статический долом у образцов стали ЭП678-ИД происходил по механизму вязкого ямочного разрушения, а у образцов из сталей ЧС92-ВИ и ЭП853 путем хрупкого скола. С учетом того, что у стали ЭП678-ИД также поперечное сужение и ударная вязкость значительно выше, чем у сталей ЧС92-ВИ и ЭП853, то, по - видимому, из исследованных сталей именно сталь ЭП678-ИД обладает лучшим комплексом механических свойств.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ α – ФАЗЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНО – МАРТЕНСИТНОЙ ТРИП – СТАЛИ ВНС9-Ш

Терентьев В.Ф.¹, Рошупкин В.В.¹, Слизов А.К.², Сиротинкин В.П.¹, Ашмарин А.А.¹,

Рыбальченко О.В.¹, Каплан М.А.¹

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

²Россия, Люберцы, ОАО «Камов»

В работах [1, 2] было показано, что в тонколистовой (толщина 0,3 мм) аустенитно-мартенситной трип- стали ВНС9-Ш в поверхностных слоях содержится значительно больше мартенсита деформации (α – фаза), чем во внутренних слоях металла. Поэтому было интересно выяснить, как влияет удаление поверхностных слоев на изменение механических свойств этой стали. Исследовали образцы из холоднокатаной ленты трип – стали ВНС9 – Ш (23X15H5AM3-Ш). Химический состав стали ВНС9-Ш, % (мас.): 0,25 С; 14,5-16,0 Cr; 4,8-5,8 Ni; 2,7-3,2 Mo; Mn \leq 1,0; Si \leq 0,6; 0,03-0,07 N; S \leq 0,01; P \leq 0,015; Fe-основа. Исследования были проведены на двух партиях образцов, имеющих по данным рентгеноструктурного анализа сталь в поверхностном слое

мартенсита деформации 55% и 45%. Электрополировкой удаляли поверхностный слой глубиной от 5 до 30 мкм с использованием раствора хромового ангидрида CrO_3 (100 г) в ортофосфорной кислоте H_3PO_4 (850 мл) при напряжении 10-15 В.

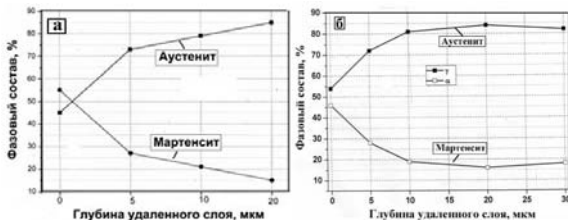


Рис. 1. Фазовый состав стали ВНС9-Ш в исходном состоянии и после удаления поверхностного слоя: а – исходное количество мартенсита 55%; б – 45%

Рентгеноструктурный анализ показал (рис. 1), что в результате удаления поверхностного слоя на глубину до 30 мкм количество мартенсита деформации в поверхностном слое резко снизилось. Если в исходном состоянии мартенсита деформации было 55%, то после удаления поверхностного слоя глубиной 20 мкм мартенсита в поверхностной структуре было всего 15%. И в случае структуры с исходным содержанием мартенсита 45% наблюдается такая же тенденция.

Таблица. Механические характеристики стали ВНС9-Ш

№ п/п	Состояние материала	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ϵ_T , %	ϵ_M , %	HV
1	Исходное состояние	1832	1645	29,0	7,5	0,7	546
2	Удалено 5 мкм	1837	1660	30	7,6	0,8	538
3	Удалено 10 мкм	1845	1660	29,5	7,2	0,7	530
4	Удалено 20 мкм	1850	1640	30	7,5	0,7	530

Экспериментальные данные по изменению механических свойств образцов из стали ВНС9-Ш после удаления поверхностного слоя на глубину до 20 мкм приведены в таблице для образцов с 55% содержанием мартенсита в исходном состоянии. Как следует из таблицы, уровень механических свойств исследованных образцов в исходном состоянии и после удаления поверхностного слоя практически не изменился. Кроме стандартных свойств, в таблице указаны также такие характеристики, как длина площадки текучести ϵ_T и деформация на стадии микротекучести ϵ_M . Были получены следующие средние значения механических свойств: предел прочности $\sigma_b = 1841$ МПа; физический предел текучести $\sigma_T = 1651$ МПа; относительное удлинение $\delta = 29,5$ %; деформация на площадке текучести $\epsilon_T = 7,4$ %; деформация на стадии микротекучести (до зуба текучести) $\epsilon_M = 0,72$ %. После удаления поверхностных слое с повышенным содержанием мартенсита деформации не изменился также вид кривых статического растяжения с основными стадиями, присущими стали ВНС9-Ш (рис. 2).



Рис. 2. Типичная кривая растяжения стал ВНС9-Ш

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют о том, что уменьшение количества α – фазы в поверхностных слоях тонколистовой стали ВНС9-Ш приводит к тому, что в процессе статического растяжения в этом случае происходит более интенсивное образования мартенсита деформации, чем в случае материала с изначально повышенным содержанием мартенсита на поверхности. В конечном итоге механические свойства в обоих случаях практически одинаковы.

Такое поведение стали ВНС9-Ш является особенностью, связанной с интенсивным проявлением трип-эффекта при пластической деформации.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 18-08 00368 А

Литература

1. Вознесенская Н.М., Елисеев Э.А., Капитаненко Д.В., Тоньшева О.А. Оптимизация технологических режимов получения тонких листов и ленты из коррозионно-стойкой стали ВНС9 – Ш // *Металлы*, 2014, № 1, с. 46 -51.
2. Сиротинкин В.П., Терентьев В.Ф., Слизов А.К. Исследование поверхностных слоев холоднокатанной трип- стали методами рентгеновской дифракции // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. № 5, с. 21-26.

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ АНИЗОТРОПИЮ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Третьяков Д.А., Лаврова В.А., Полянский В.А.
Россия, г. Санкт-Петербург, ФГАОУ ВО СПбПУ
e-mail: dmitry.tretyakov93@yandex.ru

Одним из перспективных методов неразрушающего контроля является метод акустоупругости [1]. Основан на измерении акустической анизотропии материалов. Метод акустоупругости является гостированным методом измерения внутренних механических напряжений деталей машин и конструкций в случае упругих деформаций.

Теоретическая база метода основана на использовании нелинейно упругой модели Мурнагана с последующей линеаризацией механических характеристик вдоль направления распространения акустической волны. В обобщающей работе [2], Y.N. Rao было получено соотношение, связывающее акустическую анизотропию с главными напряжениями и пластическими деформациями линейным образом.

Уровень акустической анизотропии, обычно наблюдаемой в слабо анизотропных металлах, находится в диапазоне от 0% до 0.3% при упругих деформациях и от 0% до 8% при упругопластических деформациях металлических конструкций. Больших экспериментальных значений акустической анизотропии при исследовании широкого круга материалов за время практического применения обнаружено не было.

Проведенные нами исследования показали, что исследование распределений акустической анизотропии позволяет проводить оценку степени поврежденности поверхностного слоя в случае больших пластических деформаций конструкций [3,4]. Было предложено произвести переход от метода акустоупругости к методу акустоповрежденности, основанному на применении модели материала с анизотропной континуальной поврежденностью.

Работа посвящена применению оборудования для измерения акустической анизотропии к диагностике состояния образцов из жаропрочных никелевых сплавов ЖС32 и ВЖМ4, используемых для изготовления лопаток газотурбинных двигателей. Данная проблема крайне актуальна, поскольку в настоящий момент не существует методов неразрушающего контроля, позволяющих обнаруживать внутренние дефекты структуры в газотурбинных лопатках.

Исследовались компактные образцы с различным преимущественным направлением кристаллографической ориентации зерен. Измерение акустической анизотропии проводилось в образцах, прошедших различные виды нагружения: механическое, термомеханическое, усталостное.

Первые результаты показали, что для образцов из сплава ВЖМ4, разрушенных в результате термомеханического нагружения при температуре 1000°C, акустическая анизотропия составила от 46.3% до 50.3%. Для образцов из сплава ЖС32, разрушенных в результате циклического механического нагружения при комнатной температуре, акустическая анизотропия составила от 34.2% до 39.1%.

Данный результат является новым и крайне важным как для теорий акустоупругости и акустоповрежденности [3,4]. Столь значительный уровень акустической анизотропии не позволяет считать разницу скорости акустических волн малой и проводить линеаризацию соотношений, лежащих в основе метода акустоупругости.

Напротив, метод акустоповрежденности, не использующий нелинейно упругую модель Мурнагана, позволяет проводить адекватную диагностику состояния лопаток газотурбинных двигателей и учитывать специфику структуры современных жаропрочных сплавов.

Исследования выполнены при финансовой поддержке стипендиальной программы компании Siemens.

Литература

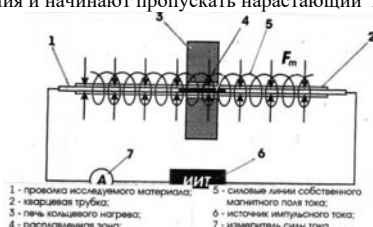
1. Hughes D. S., Kelly J. L. Second-order elastic deformation of solids // Physical review. – 1953. – Vol. 92 (5) – P.1145.
2. Hiraо M., Pao Y. H. Dependence of acoustoelastic birefringence on plastic strains in a beam // The Journal of the Acoustical Society of America. – 1985. – Vol 77 (5). – P. 1659-1664.
3. Arseniev D.G., et al. Acoustic anisotropy and dissolved hydrogen as an indicator of waves of plastic deformation // Days on Diffraction (DD), 2017. – IEEE, 2017. – P. 39-45.
4. Belyaev A.K., et al. Investigation of the correlation between acoustic anisotropy, damage and measures of the stress-strain state // Procedia Structural Integrity. – 2017. - Vol. 6. – P. 201-207.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ МЕТАЛЛА С ПОМОЩЬЮ ПИНЧ-ЭФФЕКТА

Троицкий О.А.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН, e-mail: oatroitsky@mail.ru

Поверхностное натяжение металла может быть определено с помощью пинч-эффекта действия импульсного тока на проволочный образец длиной, например, 20-30 см и диаметром 1 мм, уложенный в кварцевую трубку, длина которой меньше, чем протяженность образца, чтобы можно было подключить импульсным током. В средней части размещают печь кольцевого нагрева для нагрева образца до локального расплавления и начинают пропускать нарастающий импульсный ток



до тех пор, пока расплавленная зона внутри трубки не разрушится за счет пинч-эффекта или сжатия зоны собственным полем тока. Энергия этого поля в зоны W_m должна быть больше энергии (работы) A сил натяжения σ металла.

$$(1) \quad W_m = \frac{1}{2} \frac{B^2}{\mu_0 \mu} V = \frac{1}{2} \mu_0 \mu H^2 V, \quad A = \sigma S, \quad W_m \geq A.$$

Здесь V и S - объем и поверхность расплавленной зоны; σ - коэффициент поверхностного натяжения; H - напряженность магнитного поля тока. Например, при $H = 28600$ А/м и $\sigma = 0,56$ Дж/м³ (характерные значения σ для кадмия) и параметрах зоны $V = 7,86 \cdot 10^{-9}$ м³ и $S = 3,8 \cdot 10^{-5}$ м² получается $W_m = 4,06 \cdot 10^{-6}$ Дж и $A = 2,110^{-6}$ Дж, т.е. W_m действительно больше, чем A .

СОПОСТАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Умнов П.П., Чуева Т.Р., Умнова Н.В., Молоканов В.В.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

e-mail: molokano@imet.ac.ru

Аморфные провода диаметром более 50 мкм представляют собой новую группу аморфных материалов, в которых может быть реализован высокий комплекс механических, физических, магнитных, коррозионных свойств [1-2]. В последние годы отмечено растущее внимание исследователей к применению в медицине аморфных сплавов [3]. В данной работе изучены механические свойства при растяжении аморфного провода и его кристаллических аналогов из сплавов медицинского назначения.

Испытания проводов на одноосное растяжение проводили на универсальной испытательной машине Instron 5848 со скоростью 1 мм/мин. Аморфный провод получен методом Улитовского-Тейлора на лабораторной установке. Результаты сравнительного анализа механических свойств аморфного провода сплава $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ и кристаллических проводов (нитинол, прецизионный сплав 40КХНМ, нержавеющей сталь X18Н10Т) диаметром 100 мкм представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства проводов при растяжении, $d = 100$ мкм

Сплав	Предел прочности при растяжении σ_b , МПа	Упругая деформация, %	Модуль Юнга E, ГПа
X18Н10Т	600-800	0,2-0,4	190-210
нитинол	1700-1900	2,5-3,5 (псевдоупругая до 11%)	80-100
40КХНМ	2300 - 2500	0,5-1,0	140-150
$\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$	2800 - 3100	2,7-3,1	120-130

Как видно из табл.1, прочность аморфных проводов превосходит прочность высокопрочных сталей. Кривая растяжения (рис.1) аморфного провода не имеет площадки текучести, он упруго деформируется вплоть до разрушения, при этом значение деформации достигает 3,1%, что сопоставимо с упругой деформацией нитинола.

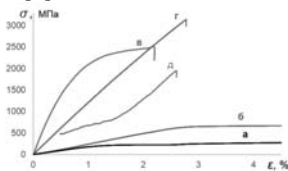


Рис. 1. Кривые растяжения в упругой области проводов диаметром 100 мкм: а) сталь X18Н10Т, б) нитинол, в) 40КХНМ, г) $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$, д) $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ с узлом.

ответственных конструкциях [4].

Аморфные ферромагнитные провода имеют большие перспективы практического использования не только в качестве функциональных, но и в качестве конструкционных материалов. Открываются возможности для разработки новых медицинских инструментов, датчиков магнитного поля, стресс-композигов и пр.

Литература

1. Liao W. et al. Materials Letters (2013), 97, 195-197.
2. Молоканов В.В. и др. Перспективные материалы (2016), 2, 5-11.
3. Lin C.H et al. Materials Science and Engineering C (2013), 33, 4520-4526.
4. Churyukanova M. et al. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 748, 199-205.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕКСТУРЫ ПО СЕЧЕНИЮ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Савчук Е.С.

Украина, г. Одесса, ПНПУ им. К.Д. Ушинского

E-mail: valentin_usov50@mail.ru, shkatulyak56@gmail.com, z9816@yandex.ua

Ассортимент металлургического производства включает как плоский, так и трубный прокат. Трубные цельнотянутые изделия находят широкое применение, как в трубопроводном транспорте, так и в оборудовании нефтеперерабатывающего комплекса. Однако среди основных параметров трубной продукции, которые регламентируются ГОСТами и производителями, отсутствуют характеристики кристаллографической текстуры. Как правило, распределение текстуры по сечению толстостенного трубного проката остается не изученным. В то же время известно, что текстура, как одно из главных структурных состояний металлического проката, может быть как источником хрупкого разрушения, так и служить резервом улучшения свойств металлического материала [1, 2].

Целью данной работы явилось исследование распределения кристаллографической текстуры по сечению цельнотянутых труб из стали 08X18H10T разного диаметра и толщины стенки.

Материалом для исследования послужили образцы вышеназванной стали диаметром 152 мм и 219 мм с толщиной стенки 8 мм и 10 мм соответственно. Исследовали текстуру в пяти различных позициях (1...5) по толщине стенки вышеназванных труб. Позиция 1 соответствует приповерхностному наружному, а позиция 5 – соответственно, внешнему приповерхностному слою трубных образцов. Снимали прямые полюсные фигуры $\{111\}$, $\{200\}$ и $\{220\}$ в излучении $K\alpha$ Fe, по которым рассчитали трехмерные функции распределения кристаллов по ориентациям (ФРО) по Бунге. В текстуре преобладает распределение ориентировок в пространстве ориентаций Эйлера от $\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 0^\circ$, $\varphi_2 = 0$ до $\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 90^\circ$, $\varphi_2 = 0^\circ$. Это распределение включает компоненты текстуры Госса $\{110\}\langle 100\rangle$ и ориентировки куба $\{001\}\langle 100\rangle$ (рис. 1). В позиции 1 наблюдается почти идеальное волокно $\langle 100\rangle$ с более или менее одинаковым уровнем $f(g)$. При переходе от позиции 2 до 5 можно наблюдать сдвиг максимумов ФРО. Наиболее интенсивная ориентационная плотность наблюдается в центральных слоях труб (позиция 3) (рис. 2).

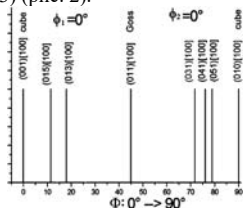


Рис. 1. Распределение компонентов текстуры в пространстве ориентаций Эйлера

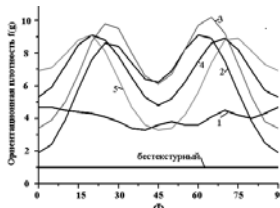


Рис. 2. Распределение компонентов текстуры в различных слоях по толщине стенки труб

Таким образом, имеет место неоднородность распределения текстуры по сечению исследуемых трубных образцов. Максимальная плотность ориентаций текстуры Госса (≈ 6) наблюдается в средней части стенки трубы (позиции 2 и 3), а минимальная – снаружи и внутри (позиции 1 и 5). В то же время для компонента текстуры куба $\{001\}\langle 100\rangle$ имеет место противоположная тенденция. Величина $\approx 4,7$ ориентационной плотности наблюдается во внешнем приповерхностном слое. В средних слоях (2 и 3) ее значение составило $\approx 2,2$ и $3,2$, соответственно. Максимум ориентировки компоненты куба имеет место во внутреннем приповерхностном слое образцов.

Литература:

1. Usov V.V., Shkatulyak N.M., Girenko V.S. et al. Effect of the crystallographic texture on the anisotropy of fracture characteristics of control-rolled low-alloy steel // Materials Science 01/1993; 29(2):146-150. DOI: 10.1007/BF00558813.
2. Бецофен С.Я, Рубина Е.Б. Текстурное упрочнение в титановых сплавах: влияние критических напряжений в разных системах скольжения и двойникования. Металлы. 1994. – № 4. – С. 114-121

КОРРЕЛЯЦИЯ ПАРАМЕТРА ПОВРЕЖДЕННОСТИ С КОЭРЦИТИВНОЙ СИЛОЙ СТАЛИ

Усов В.В., Шкатуляк Н.М., Ткачук Е.Н., Кожухарь В.В.

Украина, г. Одесса, ПНПУ им. К.Д. Ушинского

E-mail: valentin_usov50@mail.ru, shkatulyak56@gmail.com, vrublevskay@bk.ru, vassenka.kozhukhar@gmail.com

Целью данной работы является установление корреляционных связей коэрцитивной силы с модулем упругости, параметром поврежденности D , найденным по величине дефекта модуля упругости при отжиге стали (0,081 % С – 1,45% Мп – 0,071 % Ni – 0,212 % Cr) как в условиях поставки, так и после отжига в опилках при 250°C в течение 1 часа. Режим отжига был подобран таким образом, чтобы получить наибольшие значения модуля упругости исследуемой стали, что свидетельствует о наименьшем уровне накопленных повреждений. Модуль Юнга измеряли динамическим методом по частоте собственных изгибных колебаний образцов длиной 100 мм и шириной 10 мм, вырезанных из листов толщиной 2 мм через каждые 15° от направления прокатки (НП) до поперечного направления (ПН). Погрешность не превышала 1 %. Коэрцитивную силу измеряли в листах исследуемой стали неразрушающим методом в указанных выше направлениях с помощью магнитного анализатора МС-04Н-2. Погрешность составила 0,1 А/см. Микроструктуру стали исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM 6700F после полировки, травления в 4% растворе пикриновой кислоты в этиловом спирте и ионной очистки. Установлено, что после отжига произошло заличивание некоторых дефектов микроструктуры. Результаты измерения модуля упругости и коэрцитивной силы представлены в табл. 1, а параметр поврежденности, найденный по изменению модуля Юнга и относительное изменение коэрцитивной силы показаны в табл.2.

Таблица1. Механические, упругие и магнитные свойства стали

φ°	Исходное состояние		После отжига при 250°C 1 час	
	Е,ГПа	H_c ,А/см	Е,ГПа	H_c ,А/см
0	207.31	8.68	207.71	8.20
15	209.02	8.80	209.18	8.31
30	212.32	9.13	212.63	8.57
45	215.09	9.54	215.93	8.80
60	216.27	9.89	217.44	8.87
75	215.60	10.10	217.36	8.82
90	213.78	10.16	217.08	8.78

Таблица2. Параметр поврежденности D и относительное изменение коэрцитивной силы $\Delta H_c / H_c$

$D_1 = 1 - E/E_0$	$D_2 = 1 - (E/E_0)^{1/2}$	$\Delta H_c / H_c$
0.0001926	0.000963	0.0553
0.000765	0.000383	0.055682
0.001458	0.000729	0.061336
0.00389	0.001947	0.077568
0.005381	0.002694	0.103134
0.008097	0.004057	0.126733
0.015202	0.00763	0.135827

В результате проведенного корреляционного анализа получены нелинейные (квадратичные) уравнения регрессии

$$D_1 = 1.60(\Delta H_c / H_c)^2 - 0.15(\Delta H_c / H_c) + 4.6 \cdot 10^{-3}; R=0.96; S=1.9 \cdot 10^{-3}.$$

$$D_2 = 0.97(\Delta H_c / H_c)^2 - 0.11(\Delta H_c / H_c) + 4.1 \cdot 10^{-3}; R=0.95; S=9.3 \cdot 10^{-4}.$$

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ДОБАВОК НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ВОЛЬФРАМОКОБАЛЬТОВЫХ ПЛАСТИН

Федоров М.В., Васильева М.И.

Россия, г. Якутск, ФГБУН ИФТПС СО РАН
e-mail: fedorov.83@mail.ru, vasiljeva_mi@mail.ru

В Институте физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН разработана технология получения твердосплавных порошковых материалов с ультрадисперсными добавками и изготовлены опытные образцы буровых пластин. Состав опытных образцов твердосплавных вольфрамкобальтовых буровых пластин: №0 – исходный образец без ультрадисперсных добавок; №1 - ВК+0,1% $MgAl_2O_4$; №2 - ВК+0,3% $MgAl_2O_4$; №3 - ВК+0,3% $MgAl_2O_4$; №4 - ВК+0,8% $MgAl_2O_4$; №5 - ВК+1,0% $MgAl_2O_4$; №6 - ВК+ 0,1% SiC; №7 - ВК+ 0,2% SiC.

Механические испытания для определения физико-механических свойств опытных буровых пластин проведены согласно государственному стандарту. Определение предела прочности при поперечном изгибе проведено по ГОСТ 20019 на разрывной машине МР-500. Измерение твердости по Роквеллу (ГОСТ 20017) осуществлено на приборе Роквелла модели 2140ТР. Плотности образцов установлены с использованием весов Т21-S (точность измерения 0,001). Определение пористости опытных образцов осуществлялось с помощью измерительного микроскопа УИМ-21 и установки для полировки образцов модели ЗЕ881.

Механическими испытаниями опытных образцов установлено, при повышении плотности и твердости опытных компактов наблюдается снижение их предела прочности при поперечном изгибе. У опытных образцов наблюдается снижение предела прочности при поперечном изгибе, однако, в допустимых пределах физико-механические характеристик промышленных твердосплавных материалов. Также наблюдается повышение плотности компакта отдельных составов (составы №1, №2, №6), увеличение твердости (составы №1, №5). Для шпинели магния с ростом количества ультрадисперсных добавок наблюдается монотонное снижение предела прочности, содержание карбида кремния практически не влияет на уровень прочности при изгибе. Уровень плотности твердосплавного компакта монотонно снижается, хотя для большинства разработанных составов не ниже уровня плотности контрольного образца ($\approx 14,4$ г/см³).

Зависимость твердости по Роквеллу опытных образцов буровых пластин от содержания ультрадисперсных добавок показывает, что для шпинели магния с ростом количества ультрадисперсных добавок наблюдается немонотонное изменение твердости по Роквеллу; при введении 0,2% добавки карбида кремния происходит снижение твердости по Роквеллу. Однако, твердость разработанных составов с ультрадисперсными добавками не ниже чем, твердость исходного материала.

В результате проведенных испытаний получены следующие выводы:

Механическими испытаниями установлено, что для опытных буровых пластин наблюдается некоторое снижение предела прочности при поперечном изгибе, однако практически в допустимых пределах данной характеристики промышленных твердосплавных материалов. Для ультрадисперсной добавки шпинель магния с ростом количества добавок наблюдается монотонное снижение предела прочности, в случае изменения состава добавки карбида кремния практически не влияет на уровень прочности при изгибе. Выявлено повышение плотности компакта отдельных составов (составы №1, №2, №6), увеличение твердости (составы №1, №5). При этом для обоих видов ультрадисперсных добавок с ростом их количества наблюдается монотонное снижение плотности твердосплавного компакта, хотя для большинства разработанных составов не ниже уровня плотности контрольного образца ($\approx 14,4$ г/см³). Для составов ультрадисперсных добавок шпинель магния с ростом количества добавок наблюдается немонотонное изменение твердости по Роквеллу; при увеличении количества добавки карбида кремния происходит снижение твердости по Роквеллу. Экспериментально показаны получения опытных образцов буровых пластин из вольфрамкобальтовых сплавов с ультрадисперсными добавками шпинели магния и карбида кремния с повышенным уровнем физико-механических свойств, чем у образцов без добавок.

КОМПОЗИЦИОННЫЙ ДЕМПФИРУЮЩИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ С ВЫСОКОПРОЧНЫМ ПОКРЫТИЕМ

Федотова Н.Л.¹, Чудаков И.Б.¹, Макушев С.Ю.¹, Сайков И.В.²

¹Россия, г. Москва, ФГУП ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина

²Россия, г. Черноголовка, ФГБУ ИСМАН им.А.Г.Мержанова

E-mail: edotova.nin2014@yandex.ru

Создание новых высокодемпфирующих металлических материалов является актуальной задачей современного материаловедения, т.к. применение сплавов высокого демпфирования и высокодемпфирующих сталей позволяет эффективно бороться с шумом и вибрацией в изделиях современной техники [1]. Основным преимуществом сплавов высокого демпфирования является сочетание высокого модуля упругости (а также других механических характеристик, присущих металлическим материалам) с очень высокой демпфирующей способностью (которая обычно ассоциируется с органическими материалами). В результате применения демпфирующих сплавов удастся создавать конструкции, обладающие одновременно высокой конструкционной жесткостью и высокой демпфирующей способностью, что является важным для многих отраслей промышленности.

Для применения высокодемпфирующих сплавов на практике важно, чтобы металл обладал высокими механическими свойствами, т.к. это позволяет существенно снизить вес конструкции [1].

В рамках настоящей работы была проведена экспериментальная верификация возможности создания материала, обладающего высокой демпфирующей способностью в объеме материала и имеющего очень высокие механические свойства в областях, прилегающих к его поверхности. Для практических целей являлось важным, чтобы толщина высокопрочного слоя на поверхности составляла не менее 1мм. Достижение этого требования было реализовано путем использования технологии сварки взрывом, с помощью которой удастся получать твердофазные соединения из разнородных сталей и сплавов. При проектировании нового материала было принято во внимание то обстоятельство, что режимы термической обработки высокопрочной качественной стали марки 30ХГСА и сплавов высокого демпфирования марок 60Г40Д, 60Г37ДЗХ, 80Г15Д2НЗХ близки (температура закалки 800-880°C, температура отпуска 400-450°C), что позволяло осуществлять термообработку уже сформированного многослойного композиционного материала.

В ходе экспериментов исследовалась возможность создания высокодемпфирующего слоистого композита, состоящего из двух пар металлов – сталь 30ХГСА + сплав 60Г40Д или сталь 30ХГСА + сплав 80Г15Д2НЗХ. Соединение материалов осуществлялось путем воздействия импульса высокого давления на плоские заготовки, находящиеся в предварительно закаленном состоянии. Использовался аммонит 6ЖВ. Исследуемые композиционные материалы формировались при давлениях соударения от $P=20,7$ ГПа до $P=11,2$ ГПа. Толщина материала основы (демпфирующий сплав 60Г40Д или 80Г15Д2НЗХ) варьировалась от $t=2,4$ мм до $t=9$ мм; а толщина высокопрочного слоя (сталь 30ХГСА) – от 1,2 до 1,5мм. После проведения сварки взрывом исследовалась кинетика изменения демпфирующих и механических свойств в процессе отпуска при температурах 400-450°C, при этом исследовались структура, демпфирующие и механические свойства композитов, а также контролировались адгезионные характеристики границы раздела двух разнородных материалов.

Исследования показали, что полученные композиционные материалы характеризуются хорошей степенью адгезии на границе раздела двух слоев как после сварки взрывом, так и после серии отжигов при $T=400$ и 450°C , что позволяет придавать изделиям требуемую геометрическую форму. Было установлено также, что полученные материалы обладают высокой демпфирующей способностью, при этом на начальных этапах отжига демпфирующая способность композиционного материала оказалась выше, чем удельная демпфирующая способность исходного сплава, что может быть связано с ускорением кинетики расслоения в закаленных сплавах на основе системы Мп-Сu [2].

В работе также анализируются особенности структуры, демпфирующих и механических свойств полученных высокодемпфирующих металлических материалов. Показано, что новые материалы обладают комплексом свойств, который делает их перспективными для практического применения в изделиях современной техники, и в первую очередь в машиностроении.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант РФФИ № 18-08-01506).

Литература

1. Фавстов Ю.К. и др. Металловедение высокодемпфирующих сплавов. М.:Металлургия, 1980, 272с
2. Удовенко В.А. и др. Физика металлов и металловедение, 1991, Том 72, С. 142-149.

ПРИНЦИПЫ ПОСТРОЕНИЯ КОМПЬЮТЕРНЫХ МОДЕЛЕЙ БЕСКОНЕЧНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ СТРУКТУР С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОТЕНЦИАЛОВ МЕЖАТОМНОГО ПАРНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ОГРАНИЧЕННОМ КОЛИЧЕСТВЕ АТОМОВ

Филиппова В.П.¹, Блинова Е.Н.¹, Томчук А.А.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,3}

¹Россия, г. Москва, ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»

²Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана

³Россия, г. Москва, НИТУ «МИСЦ»

e-mail: varia.filippova@yandex.ru

Для моделирования равновесной конфигурации дефектов в ОЦК кристаллической решетке α -Fe использовали потенциал в форме Леннарда-Джонса [1]:

$$v(r) = 4\varepsilon \left[\left(\frac{r_0}{r} \right)^{12} - \left(\frac{r_0}{r} \right)^6 \right],$$

где $v(r)$ – потенциал (энергия) межатомного парного взаимодействия; ε и r_0 – параметры данного потенциала; r – расстояние между центрами атомов. При этом вводили радиус обрезания потенциала (r_c) между первой и второй координационной сферой ($r_c/a = 1,3$), что позволило сократить время счета и требуемый объем компьютерной памяти, за счет уменьшения количества атомов.

Для построения равновесной конфигурации атомов вокруг вакансии и бивакансии задавали исходные конфигурации ОЦК кристаллической решетки α -Fe (с периодом $a = 0,28664$ нм), состоявшие из 107 подвижных атомов, окруженных двумя слоями неподвижных. Один или два атома изымались для создания вакансии или бивакансии, соответственно. Далее, используя метод молекулярной динамики, определяли равновесные пространственные координаты атомов вокруг дефекта. Фактически, компьютерная модель была построена так, что при поиске равновесной позиции, каждый подвижный атом находился в центре виртуального кристалла из 107 атомов, взаимодействуя с теми, которые находятся в пределах радиуса действия потенциала межатомного парного взаимодействия.

Равновесная конфигурация одиночной вакансии, смоделированная по описанной выше схеме, свидетельствует о сближении окружающих атомов, что приводит к уменьшению межатомных расстояний, и следовательно, к сжатию кристаллической ячейки по сравнению с остальными, недеформированными, ячейками. При формировании равновесной конфигурации вокруг двух соседних вакансий наблюдается увеличение расстояния между атомами, разделенными бивакансией. Это связано с тем, что, поскольку исходный размер бивакансии в одном из направлений превышает радиус действия потенциала межатомного взаимодействия (r_c), то равнодействующая сила со стороны атомов матрицы приводит к увеличению расстояний между атомами, разделенными пустотой. Получается, что искаженная кристаллическая ячейка, содержащая бивакансию, имеет увеличенный параметр решетки по сравнению с остальными, недеформированными ячейками. Таким образом, деформационное увеличение периода кристаллической решетки чистого α -Fe, наблюдаемое методом рентгеновской дифрактометрии в работе [2], может быть связано с объединением вакансий в бивакансии, приводящим к локальным растягивающим искажениям кристаллической ячейки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научного проекта РФФИ №17-08-01193.

Список литературы

1. Филиппова В.П., Кунавин С.А., Пугачев М.С. Расчет параметров потенциала Леннарда-Джонса для одноионных пар атомов по данным о свойствах твердых веществ // *Материаловедение*. 2014. №6. С. 3-6.
2. Жуков О.П., Филиппова В.П., Томчук А.А., Неумоин К.В., Басов С.В., Глезер А.М., Перлович Ю.А., Крымская О.А., Мурадимова Л.Ф. Влияние кручения под высоким давлением на параметры кристаллической решетки α -Fe и твердых растворов на его основе // *Деформация и разрушение материалов*. 2018. № 5. С. 25–31.

ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Фомичева Н.Б., Маркова Е.В., Канунникова И.Ю.

Россия, г. Тула, ФГБОУ ВО ТулГУ

e-mail: marta06@yandex.ru

Процессы нанесения защитных покрытий методами наплавки и напыления позволяют получить композиции, сочетающие высокую работоспособность и надежность. При этом создание покрытий обеспечивает экономно дефицитных и дорогостоящих легирующих элементов, которые используются в традиционных технологиях получения сталей и сплавов. Структурообразование таких систем, полученных методами напыления или наплавки, является достаточно сложным и находится в зависимости как от параметров технологического процесса, так и от структурных процессов, происходящих при упрочнении сплава. Различные дефекты строения, неметаллические включения, интерметаллидные и карбонитридные фазы, границы зерен, поры и многое другое оказывают большое влияние на свойства наплавочного или напыленного материала. Поры, их форма, размер и количество оказывают существенное влияние на процессы структурообразования. Ослабляя контакты структурных составляющих напыленных слоев и являясь концентратором напряжений, остаточная пористость снижает механические свойства сталей, особенно пластичность.

Очевидно, что изучение данных процессов требует перехода от качественной металлографии к точным количественным методам описания структуры.

Методология прикладного мультифрактального анализа позволяет непосредственно выявлять и описывать нарушение специфической формы симметрии – фрактальной симметрии (Ф-симметрии), в структурах многих материалов. Для количественной оценки покрытий в работе использовали мультифрактальный анализ, который проводили с использованием программы MFRDrom [1].

В работе [2] отмечалось, что поры могут влиять на определенные мультифрактальные характеристики, аналогично включениям микроструктуры – фазам, карбидам и др. Это подтверждается обнаруженной в наших исследованиях взаимосвязью пористости (плотности) и параметров мультифрактальной параметризации.

Для исследований были взяты образцы после напыления и наплавки Fe-B и Fe-Si. Металлографический анализ показал, что все покрытия обладают пористостью. Данные мультифрактального анализа обнаружили зависимость мультифрактальных параметров от пористости покрытия.

Получено, что мультифрактальный параметр f_{100} однородности уменьшается при увеличении объема пор в материале, а мультифрактальный параметр упорядоченности Δ_{100} при этом имеет другой тренд - он возрастает с увеличением объема пористости. Мультифрактальные параметры f и Δ также отслеживают размеры пор. Для структур с малыми размерами пор (около 5 мкм) параметр упорядоченности минимален, а параметр однородности максимален. Это можно объяснить тем, что эти параметры отслеживают протяженность границ, в данном случае границ пор. При увеличении суммарного параметра пор в структуре уменьшается однородность и повышается хаос, а значит упорядоченность структуры.

Движущей силой перехода к безпористым материалам является стремление к минимизации энтропии при самоорганизации структур. Именно самоорганизация обеспечивает оптимизацию структуры и минимальную пористость системы [2]. Материал с минимальной пористостью отвечает условиям неравновесности системы, при которых в процессе деформации самоорганизуются диссипативные структуры, обладающие фрактальностью.

Таким образом, в работе была получена корреляция между мультифрактальными параметрами упорядоченности и однородности с одной стороны, и количеством пор в исследуемом материале с другой.

Литература

1. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. Москва – Ижевск: Научно-издательский центр «Регулярная и хаотическая динамика», 2001.116 с.
2. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Терентьев В.Ф. Методология мультифрактальной параметризации структур материалов // Вестник ВГТУ. Сер. «Материаловедение», 1999. Вып.6.С.46-52.

ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ПАРАМЕТРА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ α -МАТРИЦЫ В СТРУКТУРЕ Fe-Cr-Ni-НАПЛАВОК

Фомичева Н.Б., Нечаев Л.М., Маркова Е.В., Сержантова Г.В.

Россия, г. Тула, ФГБОУ ВПО ТулГУ

e-mail: nbf62@yandex.ru

Анализ фазовой диаграммы показывает, что двухфазная структура Fe-Cr-Ni - сплавов, не содержащих кремний, а также легированных ~1-4 мас.% кремния, представляет собой мартенсит (α) и аустенит (γ). При введении более 4 мас.% кремния в структуре предполагается появление дополнительной ферритной составляющей.

С целью экспериментальной проверки сделанного структурного прогноза применительно к наплавочным материалам в состоянии после наплавки проведено количественное определение содержания остаточного аустенита, а также фазовый анализ структуры наплавков.

При концентрациях кремния в сплаве более 4% изменяется характер структурообразования при охлаждении после наплавки - основной фазой становится феррит. Кремний как α -стабилизатор, снижает содержание аустенита до 5%. Диффузионный характер этих процессов не требует дополнительной перестройки структуры аустенита, т.е. его распада с выделением интерметаллида.

В ходе исследований был обнаружен эффект скачкообразного изменения параметра кристаллической решетки α -матрицы Δa при содержании кремния в сплаве более 3% мас. Причину данного явления следует искать в особенности процесса наплавки. В работе было показано, что при кристаллизации наплавочного слоя в Fe-Cr-Ni -наплавках с содержанием кремния до ~ 4 мас.% формируется дендритная структура. Изменение концентрации разных локальных областей α -раствора в пределах $C_0 \pm \delta C$ вызывает уширение линий дифрактограммы из-за неравномерности объемных изменений кристаллической решетки. Это уширение пропорционально значению изменения параметра решетки Δa , вызванных флуктуацией концентраций легирующих элементов.

В многокомпонентной системе выделить влияние каждого легирующего элемента не представляется возможным. Поэтому для определения величины флуктуаций легирующих элементов использовали суммарное значение коэффициента α для всех составляющих структурную композицию элементов, а также экспериментально определенное для наплавочных материалов значение физического уширения дифракционных линий α -фазы. При таком подходе величина δC будет иметь смысл среднего изменения концентрации от каждого элемента (Cr, Mo, V). Выполненные расчеты показали, что концентрационная неоднородность вследствие дендритной ликвации для основных карбидообразующих компонентов (Cr, Mo, V) составляет в безкремнистом сплаве около 30% от средних значений их концентраций.

По мере увеличения содержания Si в сплаве до 8 мас.% концентрационная неоднородность легирующих компонентов уменьшается с 30% до 10-15%, вследствие снижения концентрации хрома, молибдена, ванадия в твердом растворе, так как легирующие элементы (Cr, Mo, V) образуют также силицидные соединения. Расчеты показали, что убыль концентрации хрома по абсолютной величине составляет в α -матрице: хрома ~1,5...2,0%, ванадия ~ 0,02%, молибдена ~0,5%. Эти значения соответствуют экспериментальным уровням параметров решетки α -фазы. Полученные зависимости параметра решетки α -фазы и физического уширения линий (110) и (220) от содержания кремния в Fe-Cr-Ni наплавочном сплаве позволяют сделать вывод, что при содержании в твердом растворе более 2% кремния, происходит снижение содержания в нем хрома, ванадия и молибдена и выделение силицидов данных элементов.

Это подтверждается результатами фазового анализа, где было выявлено наличие в наплавочных слоях избыточных фаз - силицидов хрома и молибдена, а также оксидов кремния. Кремний способствует выделению дисперсных частиц, обладающих высокой твердостью ~1167HV. В отличие от оксида кремния SiO_2 , располагающегося по границам зерен, включения силицидов хрома и молибдена находятся в объеме зерна, имеют размеры 5-8 мкм и формируются как гексагоны. Плотность силицидных частиц возрастает при увеличении содержания кремния в наплавках до ~ 6 мас. %

КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СТРОИТЕЛЬНЫХ СМЕСЕЙ ДЛЯ ПОСЛОЙНОГО СИНТЕЗА ИЗДЕЛИЙ

Хейфец М.Л.¹, Семенов Д.В.¹, Бородавко В.И.¹, Пынькин А.М.¹, Сенють Н.М.¹,
Антончик К.А.²

¹Беларусь, г. Минск, ГНПО «Центр» НАН Беларуси

²Беларусь, г. Минск, СООО «Коммунарка»

e-mail: mlk-z@mail.ru

Среди применяемых неметаллических композитов в аддитивном производстве послойного синтеза строительных конструкций наибольшее распространение получили строительные смеси на основе цемента быстротвердеющих бетонов и строительных растворов. Для получения необходимых технологических свойств, применяемых материалов требуется одновременное использование различных по своему составу и назначению химических добавок, обеспечивающих корректировку прочности, пластичности, жесткости, плотности и других свойств рабочей смеси. Согласно ГОСТ 24211 химические добавки для бетонов и строительных растворов в зависимости от их назначения классифицируют на следующие группы [1]:

- добавки-регуляторы реологических свойств бетонных и растворных смесей, к которым относятся суперпластификаторы, пластифицирующие и стабилизирующие добавки;

- добавки-регуляторы схватывания цементного теста и твердения бетона и строительного раствора, включающие замедлители схватывания и твердения, ускорители схватывания и твердения, противоморозные добавки;

- добавки-регуляторы структуры бетона и раствора, к которым относятся пластифицирующе-воздухововлекающие, воздухововлекающие, пено- и газобразующие, уплотняющие и гидрофобизирующие;

- добавки, улучшающие качество бетона и строительного раствора: полимерные; повышающие водонепроницаемость, морозостойкость, воздухо- и газонепроницаемость бетона и раствора; улучшающие коррозионную стойкость стали, бетона и раствора и придающие им бактерицидные свойства;

- тонкодисперсные минеральные добавки и добавки-заменители части цемента в бетонах и растворах, минеральные добавки-наполнители в бетонах и растворах, а также минеральные пластифицирующие добавки и всевозможные комплексные добавки различного назначения.

Введение в состав бетона или строительного раствора химических добавок в виде отдельных компонентов или их композиции позволяет повысить показатели материала [2]. Для обеспечения соответствия строительных растворов требованиям аддитивного процесса формирования они должны характеризоваться высокой скоростью схватывания и твердения цементного теста, повышенной подвижностью и низким водопотреблением.

Как правило, химические добавки для бетона и строительных растворов приготавливаются с водой затворения [2-3]. При этом под оптимальной дозировкой добавки понимается ее минимальное количество, при котором достигается максимальный эффект от ее использования, оцениваемый по критериям эффективности согласно ГОСТ 24211. Например, критерий эффективности для ускорителей схватывания и твердения определяет прирост прочности не менее чем на 20% через сутки нормального твердения.

Действие ускорителей схватывания и твердения бетонов и строительных растворов заключается, главным образом, в уменьшении электрических зарядов частиц цемента, что позволяет активизировать процесс гидратации трехкальциевого алюмината в нем и уплотнить структуру цементного камня в ранние сроки ее формирования [3].

Оптимальный расход ускорителей схватывания и твердения бетонов при приготовлении бетонов и строительных растворов составляет 1÷3% от массы сухого цемента и зависит от химического состава последнего, свойств наполнителей, требований к готовым изделиям, наличия в них арматуры и др.

Литература

1. ГОСТ 24211. Добавки для бетонов и строительных растворов. Общие технические условия.
2. Изотов, В.С. Химические добавки для модификации бетона / В.С. Изотов, Ю.А. Соколова. – М.: Палеотип, 2006. – 244 с.
3. Афанасьев, Н.Ф. Добавки в бетоны и растворы / Н.Ф. Афанасьев, М.К. Целуйко. – К.: Будивельник, 1989. – 128с.

АНАЛИЗ БЕСКИСЛОРОДНЫХ МИКРО И НАНОПОРОШКОВ ДЛЯ СИНТЕЗА НОВЫХ СВЕРХТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ В СИСТЕМЕ КУБИЧЕСКИЙ НИТРИД БОРА – АЛМАЗ

Царевская О.О.¹, Рогова А.Н.², Донская Н.О.², Чувикина М.С.², Анохин А.С.¹,
Стрельникова С.С.¹

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

²Россия, г. Москва, РХТУ им. Д.И. Менделеева

e-mail: olga.tsarewskaya@yandex.ru

Современная промышленность предъявляет все более высокие требования по свойствам к используемым конструкционным материалам. В частности, представляет трудность высокоскоростная лезвийная обработка металлических и волокнистых композиционных материалов резами из быстрорежущей стали и твердого сплава. Эта проблема может быть решена применением режущего инструмента со вставками из сверхтвердых композиционных материалов. [1]

Сверхтвердые композиционные материалы (СТКМ) делятся на два больших класса - композиты на основе кубического нитрида бора (PCBN) и композиты на основе поликристаллического алмаза (PCD). Для получения СТКМ в лабораторных условиях применяются различные аппараты высокого давления. В промышленности используются гидравлические пресса всестороннего сжатия с кубической камерой высокого давления или одноосные прессы типа «Белт». [2] Благодаря соотношению свойств сверхтвердые композиционные материалы на основе поликристаллического алмаза (PCD) и кубического нитрида бора (PCBN) нашли широкое применение при изготовлении режущего инструмента для токарной и фрезерной обработки в машиностроении, а также бурового инструмента для нефтегазовой и горнорудной отраслей промышленности. [3]

Целью данной работы является получение новых видов сверхтвердых материалов с высокими показателями твердости (35 – 45 ГПа) и трещиностойкости (8...12 МПа^{0,5}) на основе кубического нитрида бора и алмаза для высокопроизводительной металлообработки. Для достижения поставленной цели была решена одна из исследовательских задач по данной работе, а именно: анализ гранулометрического состава и фазового состава исходных порошковых компонентов. Так для проведения работы были выбраны микро и нанопорошки синтетического алмаза и кубического нитрида бора, а также нанопорошки кобальта и карбида вольфрама.

Для исследования методом лазерной дифракции использовали анализатор марки FRITSCН ANALYSETTE 22 MicroTec plus. С помощью этого анализатора определяли распределение частиц по размерам методом лазерной дифракции, где используется физический принцип рассеяния электромагнитных волн. Для качественного определения фазового состава использовали дифрактометр Shimadzu XRD-6000 и Bruker D8 Advance при монохроматизированном излучении CuK_α с длиной волны 1.54178Å⁰. По результатам исследования распределения частиц по размерам микропорошка алмаза значение D10 = 0,4 мкм, D50 = 1,5 мкм, D90 = 2,3 мкм ; размер порошка кубического нитрида бора D10 = 0,2 мкм, D50 = 1,8 мкм, D90 = 2,8 мкм; размер порошка карбида вольфрама D10 = 0,2 мкм, D50 = 1,2 мкм, D90 = 2,5 мкм; размер нанокристаллов порошка кобальта D10 = 1,7 мкм, D50 = 3,2 мкм, D90 = 6,9 мкм; размер порошка наноалмаза D10 = 0,2 мкм, D50 = 0,7 мкм, D90 = 1,0 мкм.

Таким образом, анализируемые в работе микро и нанопорошки не имеют примесных фаз, а гранулометрический состав нанопорошков завышен. Это объясняется тем, что из-за огромной удельной поверхности нанопорошков имеется избыточная поверхностная энергия, которая приводит к агрегации частиц при изменении, даже при дополнительной ультразвуковой обработке и применения поверхностно-активных веществ.

Литература

- 1) Арзамасов Б.Н. et al. *Материаловедение*. Москва: Машиностроение, 1986. 384 p.
- 2) Анохин А.С. et al. *Абразивная стойкость сверхтвердых композиционных материалов для изготовления высокопроизводительного горного инструмента // Стекло и керамика*. 2016. Vol. 11. P. 27–34.
- 3) Лошак М.Г., Шульженко А.А., Александрова Л.И. и др. *Влияние свойств микропорошков алмаза на прочность и долговечность изготовленных на их основе поликристаллических сверхтвердых материалов // Породообразующий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения*. Киев, 2008. Вып. 11. С. 173-179.

РАСЧЕТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИСЧЕРПАНИЯ РЕСУРСА ЛОПАТОК С УЧЕТОМ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ФАКТОРОВ, ОБУСЛОВЛЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЯМИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО РЕМОНТА

Цыбанёв Г.В., Новиков А.И.

Украина, г. Киев, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины
e-mail: andrii.i.novikov@gmail.com

Целью данной работы является разработка методик оценки кинетики истощения ресурса элементами газотурбинных двигателей (ГТД) и наступления предельного состояния на разных этапах эксплуатационного повреждения и расчетно-экспериментальное обоснование влияния ремонтных технологий на восстановленный ресурс элементов. Объектом исследования выбраны рабочие лопатки газотурбинных установок, хотя разработанный подход к оценке остаточного ресурса может быть применен и к другим элементам ГТД, подверженным действию переменных термических и механических воздействий. Лопатка ГТД повреждена от действия циклического нагружения и температуры. Результатом такого термомеханического нагружения есть предельно деградированный внешний оксидный слой и подповерхностный слой обедненный γ' -фазой. Внутренний слой, поврежден от действия циклического нагружения.

Так как ресурс элементов конструкций определяется достижением ими предельного состояния, в работе решается вопрос оценки степени деградации поверхностного слоя материала в процессе термоусталости и соответствующего изменения термонапряженного состояния (ТНДС) элемента, влияющего на скорость деградации. Его значение по найденным свойствам деградированных слоев и основного металла определяется как циклическая долговечность слоистого материала с использованием ранее предложенного критерия определения кинетики и предельного истощения локальной циклической пластичности. Варьирование свойств и толщины слоев позволяет выполнить оценку остаточного ресурса элемента с разной степенью их деградации, используя решения для упругопластического НДС в элементе и кривые усталости поврежденного и неповрежденного материала.

В работе описан аналитический метод получения НДС при изгибе материалов, имеющих градиент свойств по глубине. Получены эпюры напряжений и остаточных напряжений при варьировании толщин поврежденных слоев и их коэффициента неупругих деформаций для различных моделей лопаток в поврежденном состоянии и после ремонта поверхности. На основании этих данных для рассмотренных моделей построены диаграммы изменения напряжений и остаточных напряжений на поверхности от номинального значения напряжений, от изменения коэффициента неупругих деформаций и от высоты сечения при варьировании этих параметров.

В качестве аналитического объекта исследований НДС и ресурса элемента ГПУ после проведения ремонта выбираем трехслойную расчетную модель материала. Рассмотрим частные случаи ремонтных технологий на примере следующих расчетных моделей со слоями восстановленными по разным технологиям:

а) Модель материала после термоциклической наработки с восстановленным внешним и не восстановленным подповерхностным слоем принимается трехслойный материал, с одним предельно упругим подповерхностным слоем и внешним восстановленным в первоначальное состояние.

б) Модель материала после термоциклической наработки с восстановленным внешним и подповерхностным слоем принимается трехслойный материал, с физико-механическими характеристиками внешних слоев восстановленными в первоначальное состояние.

в) Модель материала поврежденного термоциклической наработкой с частично восстановленным внешним и подповерхностным слоем принимается трехслойный материал с внешними слоями, изменяющими свои физико-механические характеристики линейно по глубине.

Из анализа полученных результатов выявлена следующая закономерность: при уменьшении отношения пластичности (коэффициента неупругой деформации K) и толщины некоторого поверхностного слоя к этим характеристикам внутреннего слоя, напряжения на поверхности и в некотором приповерхностном слое будут увеличиваться и превосходить заданные номинальные, а остаточные напряжения будут из сжимающих переходить в растягивающие.

Разница в НДС рассмотренных расчетных моделей сказывается на циклической долговечности и на изменении характеристик усталости. Так же предложена схема оценки циклической долговечности по НДС поверхностного слоя.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВАКАНСИЙ НА ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Чембарисова Р.Г., Александров И.В., Ямилева А.М.

Россия, г. Уфа, ФГБОУ ВО УГАТУ

e-mail: chroza@yandex.ru, igorvalexandrov@yandex.ru, a.yamileva@gmail.com

В процессе интенсивных пластических деформаций образуется много деформационных вакансий. Их влияние на прочность и пластичность металла невелико. Востребованными являются металлические материалы с сочетанием высокой прочности и электропроводности. Рассмотрим влияние вакансий на их электропроводность. Плотность электронных состояний в металле (плотность разрешенных состояний электронов в единичном интервале энергии E) на уровне Ферми равна $g(E_F) = 3n_e/2E_F$, где n_e – плотность электронов, E_F – энергия Ферми. Потенциал вакантной области определим плотностью электронов в материале, деленной на плотность состояний: $V = (2/3)E_F$ [1]. Чтобы вычислить время релаксации τ , определим вероятность P того, что электрон в единицу времени испытает столкновение с вакансией. Тогда $\tau \sim 1/P$. Рассеиваются лишь электроны в окрестности энергии Ферми. Вычислим вероятность перехода электрона из состояния с волновым числом k в состояние k' в k – пространстве. Пусть число конечных состояний в единичном интервале энергий в телесном угле dw равно $g(E_F) \Omega dw / 4\pi$. Тогда вероятность рассеяния в телесный угол dw в единицу времени равна

$$P = \frac{2\pi}{h} \langle |\hat{H}_{kk'}|^2 \rangle \frac{g(E_k)}{4\pi} \Omega dw,$$

где $\hat{H}_{kk'}$ – матричный элемент рассеяния (перехода из состояния k в состояние k' в k – пространстве), $\hat{H}_{kk'} = \int \Psi_0^{k'*} \hat{H} \Psi_0^k d\tau$. Возмущение оператора Гамильтона \hat{H} примем равным потенциалу вакантной области V . $\Psi_0^k = (\exp(i\vec{k}\vec{r})) / \sqrt{\Omega}$ – стационарное решение уравнения Шредингера, Ω – объем образца.

$$\hat{H}_{kk'} = \frac{2E_F}{3\Omega} \frac{\sin(k' - k)l/2}{|k' - k|l/2} l^3.$$

Объем вакантной области равен $l^3 = a^3/4$. Вектор $\vec{k}' - \vec{k}$ параллелен поверхности куба. Запишем плотность состояний в виде $g(E_F) = p^2 \Omega / \pi^2 \eta^3 u_F$ и усредним вероятность рассеяния по всем направлениям вектора \vec{k} . Усредненная вероятность рассеяния \bar{P} в образце с $N = C_V \Omega = C_{Va} n_a$ вакансиями, где n_a – плотность атомов, C_V и C_{Va} – объемная и атомная концентрации вакансий соответственно, равна

$$\bar{P} = \frac{1}{\tau} = \frac{k^3 \eta^4 C_V}{9m^* \pi} \left[1 - \frac{\sin 2kl}{2kl} \right].$$

Тогда вклад в удельное сопротивление вакансий определится выражением:

$$\rho_V = \frac{m^*}{n_e e^2} \frac{1}{\tau} = \frac{k^3 \eta^4 n_a C_{Va}}{9e^2 m_e} \left[1 - \frac{\sin 2kl}{2kl} \right].$$

Импульс на поверхности Ферми $p_F = m^* u_F$, u_F – скорость Ферми. Вклад вакансий в удельное сопротивление меди равен $\rho_V \approx 1.0 C_{Va}$ мкОм·м. Полученная оценка ниже известных теоретических оценок. Например, в работе [2] приводится значение $\rho_V = 1.3 C_{Va}$ мкОм·м. Оценки прироста удельного сопротивления, обусловленного наличием вакансий, с использованием кулоновского потенциала $\varphi = q \exp(-\delta r) / r$ поля точечного заряда q , имеющего порядок элементарного заряда e , приводит к значению $\approx 4.8 C_{Va}$ мкОм·м при длине экранирования равном $r = 1/\delta \approx 0.554 \cdot 10^{-10}$ м. Результат, полученный в данной работе с использованием потенциала V [1], зависит от размера вакантной области l и соответствует известным данным по порядку величины. Для уточнения адекватности моделей требуется сравнение с экспериментальными данными.

Литература

1. Harrison W.A. Resistivity due to dislocations in copper // J. Phys. Chem. Solids. 1958. V. 5. P. 44 – 46.
2. А.А. Лухвич. Влияние дефектов на электрические свойства металлов. - Минск: Наука и техника. 1976. - 103 с.

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОАРМИРОВАННОГО ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ ВНУТРЕННЕГО ОКИСЛЕНИЯ

Чернышов Е. А., Романов А.Д., Романова Е.А.
Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. П.Е. Алексеева

В настоящее время идет активная разработка принципиально новых конструкционных материалов, которые позволяют добиться качественного улучшения технических характеристик машин и механизмов [1]. В значительной мере этим требованиям удовлетворяют дисперсно упрочненные композиционные материалы (ДУКМ). Интерес к ДУКМ с матрицей из алюминиевых сплавов с высоким содержанием дискретных керамических частиц обусловлен их механическими и служебными свойствами в сочетании с низкой плотностью. При высокой объемной доле армирующих частиц ДУКМ значительно повышается контактная прочность, что позволяет, в перспективе, изготавливать из них опорные элементы грузовых роллгангов, детали гидроаппаратов и др.

Для изготовления изделий из ДУКМ наибольшее распространение получил способ механического замешивания дисперсных частиц в расплав и методами порошковой металлургии, однако их главным недостатком является проблема контроля качества связи между армирующими наполнителями и матрицей, большое количество контактов между частицами и наличия окисных пленок на развитой поверхности порошков. Другой способ увеличения объемной доли армирующих частиц в ДУКМ — инфильтрация армирующих частиц металлическим расплавом. Однако внедрение данных способов ограничено и это связано в первую очередь с высокой стоимостью большинства армирующих наполнителей. В НГТУ им. П.Е. Алексеева разрабатывается технология получения высокоармированных ДУКМ на основе алюминия, заключающаяся во взаимодействии расплава алюминия с кислородом с образованием расплава, насыщенного частицами Al_2O_3 . Данная технология является развитием воздухонезависимой энергетической установки на основе высокометаллизированного топлива [2]. Это позволяет получать материал в одну стадию непосредственно из расплава, что обеспечивает наличие прочной межфазной границы между матрицей и наполнителем. Размер и степень насыщения расплава частицами варьируются за счет изменения условий получения, на рис. 1. приведен пример твердой фракции размером включений более 1 мм. На рис. 2. показана структура излома образца с насыщением более 50%, причем излом произошёл по керамической частице, что подтверждает высокая межфазная связь в готовом образце металл-керамическая частица.

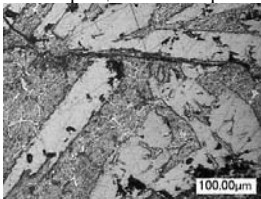


Рис 1. Пример твердой фракции размером включений более 1 мм

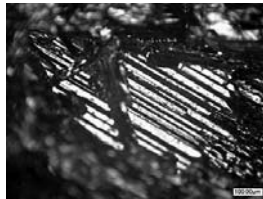


Рис 2. Пример разрушения образца с размером включений более 1 мм.

Применение технологии внутреннего окисления позволяет значительно снизить стоимость получения изделий. Заявленное снижение стоимости исходных материалов происходит за счет отказа от порошкообразных компонентов. Объемная доля армирующего наполнителя в материале может составлять до 95% об.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-33-00455 мол а

Литература

1. Курганова Ю.А. Перспективы развития металломатричных композиционных материалов промышленного назначения // Сервис в России и за рубежом. 2012. № 3 (30). С. 235-240
2. Чернышов Е.А., Романова Е.А., Романов А.Д. Разработка тепловыделяющего элемента на основе высокометаллизированного безгазового топлива // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия: Машиностроение. 2015. № 6 (105). С. 74-81

ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА КЕРАМИЧЕСКОЙ ФАЗЫ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ТОРМОЗНОГО ДИСКА ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МОДЕЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЙ

Чернышов Е.А., Романов А.Д., Романов И.Д.
Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. Р.Е. Алексеева

В настоящее время в технике заметно возрастает применение алюминиевых сплавов. Эта тенденция особенно заметна в автомобилестроении – она связана со стремлением снижения веса автомобилей, а вместе с тем, уменьшением расхода горючего и дополнительными экономическими и экологическими эффектами. Так для повышения энергоемкости дисково-колодочных тормозов автотранспортных средств создаются и внедряются новые материалы и совершенствуются методы расчета тормозных дисков с точки зрения их динамической и тепловой нагруженности. В ряде случаев для тормозных дисков успешно применяются дисперсно-упрочненные композиционные материалы (ДУКМ) на основе алюминия, так как при этом введение армирующих частиц в алюминиевые сплавы приводит к повышению их износостойкости. Высокая износоустойчивость и теплопроводность ДУКМ позволяют уменьшить вес изделия на 50 - 60% по сравнению со стальными или чугунами.

В работе [1] испытывались новые алюминиевые антифрикционные сплавы с комплексным легированием, даны рекомендации по оптимальному содержанию легирующих элементов для обеспечения антифрикционности сплавов на основе алюминия.

В настоящей работе проведен предварительный поиск оптимального состава системы «Al-Al₂O₃» для применения в дисковом тормозе автомобиля. На рис 1 показан микроструктура полученных образцов. На рис 2 показана микроструктура образцов аналогов.

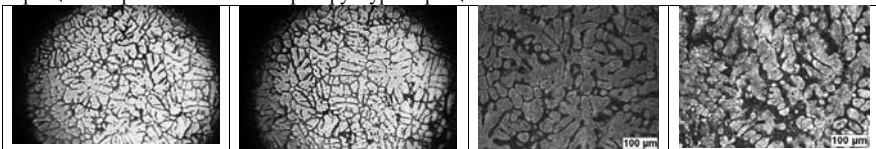


Рис 1. Пример микроструктуры полученного ДУКМ

Рис 2. Пример микроструктуры образца аналога ДУКМ на основе сплава А356 [2]

Были проведены испытания образцов из сплавов с различной степенью насыщения по схеме трения «двух скрещенных цилиндров» с контртелом из стали 40Х. Испытания показали увеличение стойкости к истиранию не менее чем в 4 раза. Дальнейшие испытания стойкость к истиранию образцов по схеме «цилиндр-тормозная колодка» показали, рост насыщения частицами Al₂O₃, свыше 30%, в условиях высокоскоростного трения не эффективен так как происходит расплавление алюминия в пространстве между частицами и разрушению образца (на рис 3 образцы 1-3).

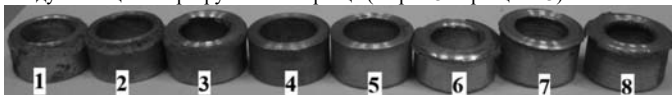


Рис 3. Образцы после испытания по схеме «цилиндр-тормозная колодка»

Низкое содержание (образцы 6-8) также приводит к разрушению образцов, но в данном случае образцы прогреваются, частично оплавляются и оседают под нагрузкой.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (уникальный идентификатор проекта RFMEFI57717X0268).

Список литературы

1. Миронов А.Е., Гершман И.С., Гершман Е.И., Железнов М.М. Взаимосвязь триботехнических свойств опытных алюминиевых сплавов с их химическим составом // Трение и износ. 2017. Т. 38. № 2. С. 67-72.
2. Hanumanthe Gowdaa, P. Rajendra Prasadb Evaluation of Wear and Corrosion Resistance of A356 Alloy Based Hybrid Composite at Different Aging Conditions // International Journal of Materials Science Volume 11, Number 1 (2016), pp. 57-69

О КОРРЕЛЯЦИИ НАКЛОНА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ С ДЕФОРМАЦИОННЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

Шетулов Д.И.¹, Мыльников В.В.², Пронин А.И.³, Кондрашкин О.Б.², Рожков И.И.¹, Чернышов Е.А.¹

¹Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ им. П.Е. Алексеева, e-mail: shetulov@mail.ru

²Россия, г. Нижний Новгород, ННГАСУ, e-mail: mrmynikov@mail.ru

³Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, КнАГТУ, e-mail: mdsov@knastu.ru

Поведение материалов при различных видах нагружения привлекает внимание многих исследователей вследствие своей фундаментальной и прикладной значимости [1-2]. Наиболее трудоемкими являются испытания по определению механических характеристик с выявлением оптимального режима термической обработки [3-4]. В представленной работе исследовалась сталь 6ХС закаленная в масле и отпущенная в зоне температур 260-650С. Результаты испытаний показали, что наибольшее значение предела усталости σ_{-1} имеют образцы, подвергнутые изотермическому отпуску (280С), при этом $\sigma_{-1} = 700$ МПа. Сталь 6ХС испытывалась также при двойном отпуске при температурах от 150+250С до 150+600С. Наибольшее значение предела усталости $\sigma_{-1} = 720$ МПа получилось при температуре отпуска 150+370С. Достаточно высокое значение $\sigma_{-1} = 650$ МПа, имеют образцы, отпущенные при температуре 150+250С. Из ранее полученных данных по усталости и статических испытаний следует, что чем круче наклон кривых упрочнения, тем более пологим оказывается наклон кривых усталости. Тангенс угла наклона левой ветви кривой $\lg \sigma - \lg \epsilon$ представляет собой коэффициент деформационного упрочнения. Он определяется по выражению $\lg \alpha_k = \frac{d \lg \sigma}{d \lg \epsilon}$, а точнее, и как правило:

$$\lg \alpha_k = \frac{\lg \sigma_{\text{нст}}^{\text{нст}} - \lg \sigma_{\tau}}{\lg \epsilon_p - \lg \epsilon_i}, \text{ где } \lg \sigma_{\text{нст}}^{\text{нст}} - \text{истинный предел прочности; } \sigma_{\tau} = \sigma_0;$$

ϵ_i – деформация, при которой определяется условный предел текучести (например,

$\epsilon_i = 0,002$ и $\sigma_{\tau} = \sigma_{0,002}$); ϵ_p – равномерная деформация, которая соответствует $\sigma_{\text{нст}}$.

В результате обработки данных испытаний на однократное разрушение нескольких температур отпуска были построены кривые упрочнения. Наблюдается зависимость, что чем больше параметр деформационного упрочнения $\lg \alpha_k$, тем меньше показатель $\lg \alpha_{\omega}$, т.е. сталь лучше сопротивляется усталости. Описанная связь представляет собой обратную корреляцию между $\lg \alpha_{\omega}$ и $\lg \alpha_k$, т.е. ее можно представить в виде выражения:

$$\lg \alpha_{\omega} = K_{yc} / \lg \alpha_k \text{ или } K_{yc} = \lg \alpha_{\omega} \lg \alpha_k.$$

Анализируя полученные результаты, надо отметить, что сталь 6ХС показывает среднее значение параметра K_{yc} равным 0,0213. Сравнивая параметр K_{yc} , полученный в настоящей работе, с таким же параметром, менее прочных материалов, надо отметить, что высокопрочная сталь даёт меньшее значение ($K_{yc \text{ ср}} = 0,0213$) в сравнении с менее прочными материалами ($K_{yc \text{ ср}} = 0,05$). Это диктует необходимость применять параметр K_{yc} в расчетах параметров $\lg \alpha_{\omega}$ и $\lg \alpha_k$, руководствуясь классом конструкционных материалов.

Литература:

1. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. – М.: Наука, 2015. — 479 с.
2. Suresh S. Fatigue of metals. – Cambridge University Press, 2006. – 701 p.
3. Mylnikov V.V., Shetulov D.I., Chernyshov E.A. Influence of the heat treatment of 03H18K9M5T-E {CYRILLIC}L {CYRILLIC} steel on its microplastic and cyclic deformation // Steel in Translation. 2013. T. 43. No. 11. С. 695-697.
4. Myl'nikov V.V., Romanov A.D., Shetulov D.I., Khlybov A.A. Effekt of the aging temperature of steel on the parameters of fatigue resistance and microstrain // Metal Science and Heat Treatment. 2016. С. 1-3.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ АНТИФРИКЦИОННЫХ СПЛАВОВ С ЛЕГКОПЛАВКИМИ ДОБАВКАМИ

Шкалей И.В., Щербакова О.О., Муравьева Т.И.

Россия, г. Москва, Институт проблем механики им. А. Ю. Ишлинского РАН

e-mail: ioann_shiva@list.ru

Алюминиевые антифрикционные сплавы являются перспективными материалами для использования в качестве монометаллических подшипников скольжения. Это обусловлено их меньшей стоимостью по сравнению с дорогостоящими бронзами, которые чаще используются в данных узлах. При этом алюминиевые сплавы обладают сопоставимыми с ней эксплуатационными свойствами. Это достигается путем легирования сплавов несколькими элементами, что дает возможность улучшать характеристики материала и варьировать их в широком диапазоне.

В настоящей работе были изучены сплавы системы Al-5%Si-4%Cu-1%X, где X – это легкоплавкие элементы Bi, Cd, In, Pb. Целью исследования являлась оценка влияния каждого элемента в отдельности на механические и теплопроводные свойства материала. Другой задачей работы был подбор оптимальной термообработки (ТО), которая позволит добиться наилучшего сочетания необходимых свойств. Образцы из исследуемых сплавов были подвергнуты трем режимам термообработки. Первые два режима заключались в закаливании – образцы нагревали при различных температурах – 450 °С и 500 °С в течение 3 часов, а затем охлаждали в воде. При третьем режиме образцы, закаленные при 500 °С подвергали старению (нагревали до температур от 100 до 250 °С с шагом 25 °С) с последующим охлаждением на воздухе). С использованием современных экспериментальных методик были исследованы физико-механические свойства сплавов, в частности, твердости и электропроводности. Для каждого режима термообработки и каждой ступени старения проводились измерения твердости материалов по Бринеллю. Результаты измерений представлены на рис.1.

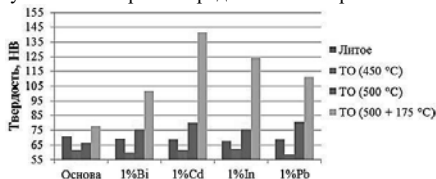


Рисунок 1 – Влияние добавок легкоплавких металлов на твердость исследуемых сплавов при различных режимах термообработки

Из рисунка видно, что по сравнению с литым состоянием у образцов после ТО при 450 °С твердость уменьшается, тогда как после закалывания при 500 °С ее значение возрастает не менее, чем на 15 %. В работе также было оценено влияние старения при различных температурах (от 100 до 250 °С) на сплавы после ТО (500 °С) и установлено, что максимальное значение твердости достигается при температуре 175 °С (полученные данные представлены на рис.1). Сравнивая максимальные показатели твердости исследуемых алюминиевых сплавов, можно сделать вывод, что добавление даже небольшого количества легкоплавких металлов повышает значение твердости до 100 – 140 НВ, что выше на 40 – 75 %, чем у сплава-основы Al-5%Si-4%Cu (78 НВ). Анализируя полученные данные предпочтительной термообработкой для исследуемых сплавов является закалка при 500 °С с последующем старением при температуре 175 °С.

Теплопроводность является одной из важнейших характеристик для подшипниковых сплавов. Это обусловлено необходимостью максимального теплоотвода от контактных поверхностей при трении. Для определения теплопроводности в работе были проведены измерения удельной электропроводности (УЭП) сплавов, поскольку между этими характеристиками существует корреляционная связь. Измерение УЭП показало, не смотря на то, что электропроводность алюминия меньше, чем у меди, у всех исследуемых сплавов, она выше, чем у бронзы БрО4Ц4С17, что свидетельствует об их хорошей теплопроводности.

Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ 14-19-01033-П (изучение твердости сплавов) и Гранта Президента РФ МК-871.2018.8 (исследование электропроводности).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СТАТИЧЕСКОГО МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫХ СПЛАВОВ Ti-22Nb-6Ta И Ti-22Nb-6Zr

Юдин С.Н.^{1,2}, Володько С.С.^{1,2}, Касимцев А.В.^{1,2}, Алпатов А.В.³, Евстратов Е.В.³

¹Россия, г. Тула, ТулГУ

²Россия, г. Тула, ООО «Метсинтез»

³Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

e-mail: metsintez@yandex.ru

Сплавы систем Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Zr рассматриваются в качестве новых материалов для медицинского применения, которые обладают хорошей био- и механической совместимостью с человеческим организмом.

Настоящая работа посвящена изучению упругих свойств компактных сплавов Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr (% ат.), полученных гидридно-кальциевым синтезом с последующей консолидацией. В качестве технологических схем консолидации использовали холодное гидростатическое прессование с последующим вакуумным спеканием и горячее изостатическое прессование спечённых заготовок.

Гидридно-кальциевым методом были синтезированы сплавы требуемого химического состава по основным элементам и содержанию газообразующих примесей: $O < 0,20$; $N < 0,10$; $C < 0,1$; $H < 0,40$ % масс. [1]. Прессование соответствующего порошка осуществляли на прессе холодного гидростатического прессования под давлением 200 МПа. Спекание прессованных брикетов проводили при температуре 1873 К под вакуумом порядка 0,013 Па. Горячее изостатическое прессование (ГИП) спечённых заготовок выполняли при температуре 1193 К под давлением аргона 150-10⁶ Па. В таблице 1 демонстрируются результаты оценки пористости соответствующего материала после каждого технологического этапа консолидации. Пористость определяли методами гидростатического взвешивания и металлографии.

Таблица 1 – Пористость сплавов Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr

Сплав	Пористость, %		
	прессование	спекание	спекание + ГИП
Ti-22Nb-6Ta	44	17	~1
Ti-22Nb-6Zr	40	8	

Анализируя данные таблицы 1, при переходе от прессованного состояния к спечённому и далее к горячему изостатическому прессованию пористость уменьшается. После ГИП плотность образцов становится более 99 % в относительном выражении.

Для определения статического модуля упругости из соответствующего компактного материала механической обработкой вырезали образцы для проведения испытаний на растяжение по ГОСТ 1497. Эксперименты проводили на испытательной машине Zwick Z250. Скорость деформирования задавалась на уровне 10⁻³ с⁻¹. За результат принимали среднее из трёх последовательных испытаний. Полученные данные представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Статический модуль упругости компактных сплавов Ti-22Nb-6Ta и Ti-22Nb-6Zr

Сплав	Статический модуль упругости, ГПа	
	Состояние	
	спекание	спекание + ГИП
Ti-22Nb-6Ta	57 ± 5	87 ± 4
Ti-22Nb-6Zr	62 ± 5	81

Как видно из таблицы 2, минимальным модулем упругости обладают образцы, находящиеся в состоянии после спекания. Наиболее вероятно, это обусловлено высокой пористостью спечённого материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-43-710688 р_а).

Список использованных источников

Касимцев А.В., Шуйцев А.В., Юдин С.Н., Левинский Ю.В., Свиридова Т.А., Алпатов А.В., Новосветлова Е.Э. Гидридно-кальциевый синтез порошков сплавов на основе системы Ti-Nb // *Металлы*. – 2017. - №5. – С. 52 – 63.

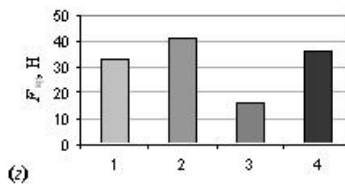
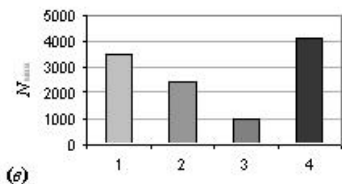
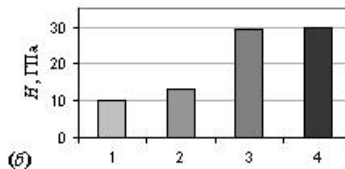
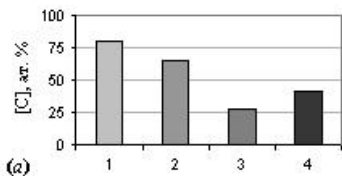
ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ХРОМУГЛЕРОДНЫХ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МАГНЕТРОННЫМ РАСПЫЛЕНИЕМ

Хрущов М.М.¹, Марченко Е.А.¹, Петржиж М.И.², Атаманов М.В.³

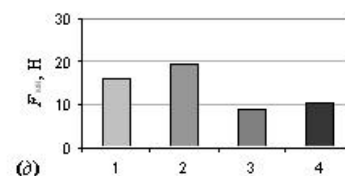
¹Россия, ИМАШ РАН, e-mail: michel_x@mail.ru, ²НИТУ «МИСИС», ³ООО «ИНАКОТЕК Центр»

Проведены исследования структурно-фазового состояния, микроструктуры и функциональных характеристик легированных хромом алмазоподобных покрытий, полученных реактивным магнетронным распылением в аргоне и смесях ацетилена с азотом (Cr-DLC), и хромуглеродных покрытий, полученных распылением в аргоне мишени, изготовленной спеканием смеси хромового порошка и наноалмазов детонационного синтеза (Cr-NA). В работе ставилась задача оценки влияния особенностей структурно-фазового состояния этих двух типов покрытий на функциональные свойства, такие, как коэффициент трения и длительность стабильной работы фрикционного контакта с покрытием в условиях высоких контактных давлений, механические характеристики, адгезионная прочность. Информация о покрытиях представлена в таблице, а результаты их исследований – на рис.

№ обр.	Тип мишени	Условия напыления	[C], ат. %	Фазовый состав	D _{Cr} , нм
Cr-DLC					
1	Cr	Ar+C ₂ H ₂	80,4	Cr+Cr ₂₈ C ₆ +α-C:H	8,1
2	Cr	Ar+C ₂ H ₂ +N ₂ (80:20)	64,3	Cr+Cr ₂₈ C ₆ +α-C:H	8,7
3	Cr	Ar+C ₂ H ₂ +N ₂ (20:80)	27,4	Cr+Cr ₇ C ₃ +CrN+α-C:H	13,4
Cr-NA					
4	Cr + NA	Ar	40,6	Cr+Cr ₇ C ₃	13



Функциональные свойства алмазоподобных покрытий Cr-DLC (1–3) и покрытия, полученного с использованием наноалмазов (4): (а) – содержание углерода; (б) – твердость; (в) – работоспособность при максимальном контактом давлении, характеризуемая, числом циклов N_{max} предшествующим возникновению нестабильности силы трения; (г) – нагрузка, соответствующая локальному вскрытию подложки и (д) – образование множественных трещин



Полученные данные показывают, что, несмотря на существенные отличия структуры и физико-механических свойств, покрытия обоих типов обладают значительной адгезионной прочностью и высокой работоспособностью в условиях тяжело нагруженного фрикционного контакта.

ОЦЕНКА МЕТОДИКИ ИЗМЕРЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ДЛЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ОКСИНИТРИДА АЛЮМИНИЯ

Просвирнин Д.В., Ларионов М.Д., Пруцков М.Е., Колмаков А.Г., Антонова О.С., Пивоварчик С.В.
Россия, ИМЕТ РАН, e-mail: imetran@yandex.ru

Для прозрачных керамических материалов, применяемых в защитных конструкциях, важны механические свойства, такие как: твердость, плотность, предел прочности и трещиностойкость. Для оценки данных параметров керамических материалов существует не так много способов, особенно учитывая специфику их разрушения, соответственно одним из методов является метод, нахождения параметра трещиностойкости с помощью индентора Викерса, так как существует зависимость между твердостью и трещиностойкостью керамических материалов [1,2].

Для определения трещиностойкости производится внедрения индентора с формой пирамиды, от углов которого отходят трещины. Такие отпечатки условно делят на 2 типа согласно определению доктора Палмквиста [3] и Ангиста [4] (рис.1).

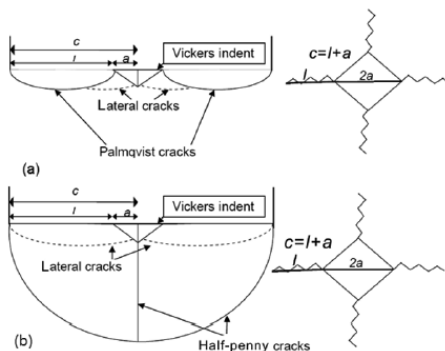


Рисунок 1. – Типы отпечатков:

а) модель Палмквиста б) полукруглый тип [2]

В качестве исходного материала для синтеза образцов керамики Al₂O₃TiN₅ использовали смесь порошков Al₂O₃ и AlN, полученных методом плазмохимического синтеза [6,7]. Смесь подвергали одноосному прессованию для получения заготовок для дальнейшего спекания. [6]

Процесс спекания проводили по двум схемам. Образцы типа I получали путем одноосного прессования смеси порошков с последующим реакционным спеканием. Образцы типа II получали методом горячего прессования смеси порошков при температурах 1700-1900°C и давлении 500 кг/см² в течении 12 минут.

Полученные образцы обоих типов подвергали шлифовке и полировке.

Результаты и их обсуждение

Образцы полученной керамики имеют серый цвет, уплотнение при спекании произошло не полностью, на это указывают физико-механические характеристики образцов из наших ранних работ [6]. Так же это отчетливо видно на образце типа I, полученного методом реакционным спекания (рис 1). На данном образце трещины не зародились на углах отпечатка, по всей видимости, это связано с не достаточным уплотнением и данный метод измерения трещиностойкости сложно применять для керамических материалов с не достаточной плотностью (меньше теоретической плотности, порядка 30-40%).

На образце типа II, картина схожа с тем, что представлено в литературных источниках (рис 2). От углов отпечатка отходят трещины, типа Палмквиста.

Для определения трещиностойкости была выбрана формула (1), так как трещина относится к типу трещин Палмквиста [4, 7].

$$K_{IC} = 0.018 \left(\frac{E}{H_v} \right)^{\frac{1}{2}} \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \quad (1)$$

где E-модуль Юнга, ГПа.; H_v – значение твердости; P усилие при индентора, Н; c – расстояние от вершины отпечатка до конца трещины, мм.

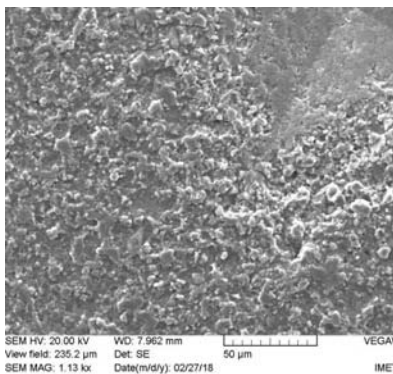
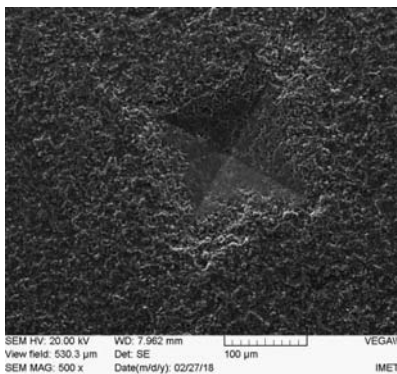


Рисунок 1. – Отпечаток индентора на образце типа I

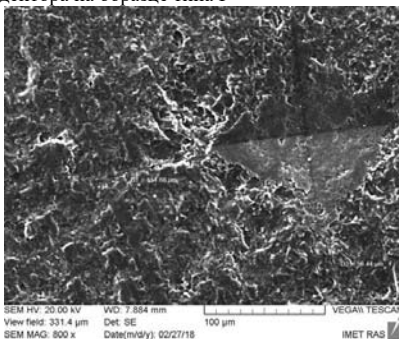


Рис.2. – Отпечаток пирамиды на образце типа II

Результаты представлены в таблице 2. Для сравнения с данными полученными ранее, методом испытания на изгиб.

Таблица 2. Физико-механические характеристики образцов керамики на основе Al23O27N5

Образцы	HV0,3	σв, МПа	KIC, МПа/м ^{1/2} (Изгиб)	KIC, МПа/м ^{1/2} (Индентер)
Типа I:	958±99	122 ±13	4,0±0,37	3,52
Типа II:	1336±144	139±11	4,5±0,21	-

Можно сказать, что с учетом погрешности параметр трещиностойкости измеренный методом внедрения индентора, повторил результат трещиностойкости измеренной методом изгиба образца с трещиной.

Выводы

Метод измерения трещиностойкости, внедрением индентора с последующим расчетом трещиностойкости является весьма удобным и быстрым методом контроля экспериментальных образцов керамики.

В работе производилось сравнение трещиностойкости, полученной двумя методами для 2-х типов керамик. Для уплотненной керамики данный метод показал результат сравнимый с результатами, полученными в прошлых работах, однако для образцов с меньшим уплотнением такой метод непригоден. Развитие трещины напрямую зависит от уплотнения образца, так как поры являются преградами для распространения трещин.

Данный метод для оксинитридной и других конструкционных керамик может быть предпочтителен в тех случаях, когда требуется оперативное определение трещиностойкости и твердости, как взаимосвязанных параметров.

Работа выполнена по Государственному заданию №007-00129-18-00

В части исследований физико-механических характеристик, работа выполнена в рамках РФФИ № 16-08-00815

Литература:

1. Башта А. В., Гогоци Г. А. Исследование керамики при внедрении алмазной пирамиды Виккерса. – 1990.
2. Moradkhani A. et al. Determination of fracture toughness using the area of micro-crack tracks left in brittle materials by Vickers indentation test //Journal of Advanced Ceramics. – 2013. – Т. 2. – №. 1. – С. 87-102.
3. Palmqvist S. Indentation hardness and fracture toughness in single crystal //Jernkontorets Ann. – 1957. – Т. 141. – С. 300-306.
4. Anstis G. R. et al. A critical evaluation of indentation techniques for measuring fracture toughness: I, direct crack measurements //Journal of the American Ceramic Society. – 1981. – Т. 64. – №. 9. – С. 533-538.
5. Иванов В. В. и др. Прочная керамика на основе оксида алюминия, получаемая с использованием магнитно-импульсного прессования композитных нанопорошков //Российские нанотехнологии. – 2006. – Т. 1. – №. 1-2. – С. 201-207.
6. Патент РФ № 2311225. МПК В 01 J 19/00. Плазменная установка для получения нанопорошков Алексеев Н. В., Самохин А. В., Цветков Ю. В. 27.11.2007.
7. Самохин А.В., Синайский М.А., Алексеев Н.В., Ризаханов Р.Н., Цветков Ю.В., Литвинова И.С., Бармин А.А. Синтез наноразмерных порошков диоксида циркония и композиций на его основе в термической плазме электродугового плазматрона // Перспективные материалы, 2015. №4. С.49-60.
8. ПРОСВИРНИН Д. В. и др. Влияние режима реакционного спекания на свойства керамики на основе оксинитрида алюминия //Материаловедение. – 2017. – №. 10. – С. 45-48.
9. JIS R. 1607, Testing methods for fracture toughness of high performance ceramics //Japanese Standard Association. – 1990.

**ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ:
ОТ НАНО- ДО МАКРОШКАЛЫ. ПЕРЕДОВОЙ ОПЫТ KLA-TENCOR И TA INSTRUMENTS.**

Неудачина В.С., Дуров Н.М.

Московское представительство Intertech Corporation, г. Москва, Россия,

email ysn@intertech-corp.ru

Механические свойства металлов и сплавов играют важнейшую роль при выборе и оптимизации их использования в качестве конструкционных материалов различного назначения. Среди современных методов исследования таких свойств следует выделить методы с высокой степенью локальности, которые позволяют проводить высокоточные испытания механических свойств материалов в наномасштабе. Одним из наиболее востребованных методов такого рода является наноиндентирование и близкие ему методики (скретч-тестирование, исследование износа и т.д.), реализованные в наноинденторах KLA-Tencor. В первой части доклада обсуждаются современные подходы к наноиндентированию металлов и сплавов, сложности, с которыми часто сталкиваются исследователи в ходе подобных испытаний, и способы их преодоления. В частности, затрагиваются такие подходы, как непрерывное измерение жесткости по глубине индентирования (CSM), использование динамического контактного модуля (DCM), исследований при повышенных температурах и многие другие. Кроме того, обсуждаются перспективы использования комбинированных методов на основе электронной микроскопии и приставок-наноинденторов для проведения исследований наномеханических свойств металлов и сплавов в наномасштабе.

Во второй части доклада рассмотрены возможности изучения свойств металлов и сплавов в макрошкале при использовании динамического механического анализа. Обновленная линейка оборудования, производимая TA Instruments, позволяет работать с образцами различных типоразмеров. При этом имеется возможность использования режимов постоянной деформации, релаксации напряжений, ползучести, контролируемой силы/скорости деформации, режимы изменения нагрузки/деформации или многочастотный режим. В докладе рассмотрены особенности и ограничения при проведении ДМА, а также ресурсных испытаний материалов с применением сочетаний таких нагружающих факторов как изгиб (сжатие/растяжение) и кручение.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

А

Абашкин Е.Е.	23
Абросимов Н.А.	20, 24
Абусайф Н.	19, 89
Авилов Е.С.	13, 71, 73
Адашкин А.М.	25
Аккузин С.А.	27
Аксенов Ю.Н.	80
Александров И.В.	13, 168
Алеутдинов К.А.	29
Алеутдинова М.И.	28, 29
Алмаева К.В.	30, 116
Анохин А.С.	166
Антонова О.С.	10, 14, 47, 49, 115, 175
Антончик К.А.	165
Артемьев А.А.	31
Артемьев А.В.	32
Асланян Г.Г.	67
Атаманов М.В.	174
Афоникова Н.С.	14, 50
Ачкасов А.Н.	93
Ашмарин А.А.	153

Б

Бабич И.Н.	130
Бабкин О.Э.	18, 39, 40
Баззал Х.	20, 56, 57
Банкин А.С.	10, 115
Байков А.В.	70
Бакулин В.Н.	32
Бакулин Д.В.	32
Балуева А.В.	54
Баринов С.М.	14, 19, 49, 55
Басов С.В.	59
Батрак В.В.	14, 33
Бахтеева Н.Д.	34
Беккалиев Б.Е.	20, 126
Библик И.В.	35, 36
Блинова Е.Н.	59, 162
Богачев А.Ю.	80, 82
Богданова Е.А.	37
Богданова Н.А.	38
Борисов А.А.	11, 140
Борисова М.З.	39
Бородавко В.И.	44, 165
Буглаев А.М.	40, 41

В

Вакуленко К.В.	42
Валитов В.А.	48
Васильева М.И.	41, 160
Веремейчик А.И.	14, 18, 33, 43, 44
Витязь П.А.	44
Владиславская Е.Ю.	133, 152
Внуков В.И.	10, 58
Волбуева Т.М.	11, 45
Володько С.С.	46, 173

Воропай Е.С.	20, 56, 57
-------------------	------------

Г

Гадолина И.В.	10, 47, 61
Галаганов О.О.	93
Галиева Э.В.	48
Галицын В.П.	94
Геров М.В.	133, 152
Глезер А.М.	59, 162
Гольдберг М.А.	14, 19, 49, 55
Горенберг А.Я.	70
Горнакова А.С.	14, 50
Гранаткина Ю.В.	18, 62
Громов В.Е.	14, 127, 128
Губенко С.И.	51
Губин А.М.	19, 63
Гуркина Е.Д.	85
Гусев Е.Л.	53

Д

Дашевский И.Н.	54
Дервнев Н.В.	55, 82
Дмитриев Г.С.	91
Донская Н.О.	166
Дроздов А.А.	48
Дуров Н.М.	177

Е

Евдокимов В.Ю.	19, 55
Егоров А.А.	19, 55
Елесин А.В.	20, 24
Елсуков С.К.	31
Емельянов М.В.	18, 62
Ермалицкая К.Ф.	20, 57
Ерохина И.С.	92

Ж

Желтякова И.С.	10, 19, 58, 66
Жуков О.П.	59, 60, 162
Журавлев Ю.Н.	68

З

Завойчинская Э.Б.	14, 60, 61
Зажогин А.П.	20, 56, 57
Зайнетдинов Р.И.	10, 61
Занавескин Л.Н.	91
Захаров А.И.	11, 45
Зеленая А.Э.	109
Зиновьева Т.В.	82
Золотая П.С.	67
Зорин И.В.	31
Зуев Л.Б.	121

И

Иванова Л.Д.	18, 62
Ильина В.В.	18, 39
Ильичев А.В.	19, 63
Ильичева А.А.	10, 115
Искандарова Д.О.	67

К

Казак И.Б.	42
Камашев Д.В.	64, 65
Канныкин С.В.	34
Кагунникова И.Ю.	163
Каллан М.А.	153
Карпов М.И.	10, 58, 125
Касимцев А.В.	46, 173
Кийко В.М.	18, 19, 65, 66
Клебанов М.С.	91
Клюев В.А.	14, 120, 121
Ковтун В.А.	14, 73, 74
Когтенкова О.А.	67
Кожевников В.Л.	136
Кожухарь В.В.	20, 159
Колмаков А.Г.	9, 44, 80, 152, 163, 175
Комаров А.И.	67, 68
Комарова В.И.	67, 68
Комиссарова К.С.	18, 39
Кондрашкин О.Б.	101, 123, 129
Коновалов А.А.	10, 115
Коняхин А.Е.	85
Корабельников Д.В.	68
Коренков В.В.	69
Коржов В.П.	10, 19, 58, 66
Коржуев М.А.	13, 71, 73
Корохин Р.А.	70
Краев М.В.	74
Краева В.С.	74
Крень А.П.	75
Кретова М.А.	13, 71, 73
Крылов А.И.	14, 49
Кувшинов М.О.	20, 77
Кузьмин Е.В.	78
Кузьмин С.В.	78
Кулага Е.И.	93
Кульков В.Г.	21, 76
Куперман А.М.	70
Курбатов В.Г.	79
Курзина А.М.	80
Курзина Е.Г.	80, 82

Л

Лаврова В.А.	12, 82, 155
Ламуева М.В.	109
Ларионов М.Д.	175
Лебедев Д.И.	83
Лебединский С.Г.	10, 84
Леонов А.В.	104
Леонтьева-Смирнова М.В.	9, 30, 116
Лим Е.В.	85
Литовка Ю.В.	69

Литовченко И.Ю.	27, 30, 116
Лознецова Н.Н.	120
Лорян В.Э.	18, 118
Лукьянова О.А.	21, 86
Луцкык В.И.	109
Лысак В.И.	78
Лысенков А.С.	19, 55
Лычковский В.В.	20, 56, 57
Любченко М.А.	85

М

Магин Д.Ю.	87
Магнитский И.В.	85
Мазилкин И.А.	67
Макеев А.А.	12, 82, 88
Максимов А.Б.	92
Макушев С.Ю.	161
Малашенко В.В.	93
Малашенко Т.И.	93
Малкин А.И.	120
Мальчев А.Г.	18, 62
Марков В.Г.	32
Маркова Е.В.	163, 164
Марченко Е.А.	174
Марченко А.Ю.	19, 89, 90
Матюнин В.М.	19, 89, 90
Матюшевский Н.В.	47
Махин М.Н.	91
Махина Д.Н.	91
Межеумов И.Н.	94
Милейко С.Т.	18, 65
Минаков А.А.	9, 95
Мисоченко А.А.	145
Мишин В.М.	12, 96
Моисеев Д.Н.	12, 97
Молоканов В.В.	19, 157
Москвитин Г.В.	10, 84
Московский С.В.	127
Мыльников В.В.	19, 98, 99, 100, 101, 123, 129, 130

Н

Недоступ А.А.	102
Неудачина В.С.	177
Неумоин К.В.	59
Неугов И.Д.	32
Нечаев Л.М.	164
Нечаев Ю.С.	10, 103
Никуллин Д.С.	18, 62
Нихезина И.Ю.	18, 62
Новиков А.И.	167
Новосельцева Н.А.	20, 24

О

Оболкина Т.О.	14, 49
Овсянников Б.В.	137
Овсянников Н.А.	19, 55
Олихова Ю.В.	11, 45
Опарина И.Б.	104

П

Павлова А.В.	111
Памфилов Е.А.	11, 112, 113, 114
Параев С.А.	10, 20, 105, 106
Парусов Э.В.	110
Парфенова М.Д.	109, 110
Пасечник Л.А.	136
Пасовец В.Н.	14, 73, 74
Пахомов П.М.	94
Пенкин А.Г.	150
Пенькова О.И.	10, 115
Петржик М.И.	174
Петрова И.М.	113, 114
Петухова О.С.	85
Пивоварчик С.В.	175
Пилюшина Г.А.	11, 113, 114
Плохих А.И.	9, 10, 95, 117
Поварова К.Б.	48
Подзорова Л.И.	10, 115
Полевина Н.А.	30, 116
Поликевич К.Б.	117
Поляков А.Н.	10, 84
Полянский В.А.	12, 82, 155
Пономарев М.А.	18, 118
Попов А.В.	119
Попов Д.А.	14, 120
Попова Е.А.	121
Правоторова Е.А.	122
Пронин А.И.	123, 129
Просвирнин Д.В.	47, 133, 152, 175
Протопопов Е.А.	124
Прохоров Д.В.	10, 125
Пруцков М.Е.	19, 55, 175
Пугачев М.С.	10, 84, 162
Пугачёва Т.А.	79
Пынькин А.М.	44, 165

Р

Радченко А.А.	47
Ражев А.О.	102
Разливалова С.С.	69
Резин П.М.	126
Резниченко В.И.	32
Репинский В.В.	32
Рогачев С.О.	20, 126
Рогова А.Н.	166
Рожков И.И.	123, 129, 130
Рожкова Н.Н.	67
Романов А.Д.	101
Романов Д.А.	14, 127, 128
Романок А.С.	67
Рощупкин В.В.	150
Рощупкин В.В.	153
Рыбальченко О.В.	153
Рябичева Л.А.	130
Рязанцева А.А.	120

С

Сабирзянов Н.А.	37
----------------------	----

Савенко В.И.	14, 15, 120, 121, 131, 132
Савчук Е.С.	20, 158
Сазонов М.И.	33
Сайков И.В.	161
Сандомирский С.Г.	18, 132
Сапронов И.Ю.	25
Севальнёнв Г.С.	14, 133, 135, 136
Севальнёва Т.Г.	133, 146, 152
Севостьянов М.А.	104
Семененко Д.В.	165
Сенють В.Т.	44
Сенють Н.М.	165
Сержантова Г.В.	164
Сиротинкин В.П.	10, 115, 146, 152, 153, 155
Сиротинкин В.П.	145
Скачков В.М.	37, 136, 137
Скворцов О.Б.	122, 138, 144
Скворцова Н.П.	13, 139, 140
Слезов С.С.	11, 140
Слизов А.К.	153
Смирнов А.М.	141
Смирнов В.В.	14, 49
Смирнов С.В.	14, 49
Смирнова Е.А.	85
Соколов Г.Н.	31
Солодилов В.И.	70
Сперанский К.А.	11, 140
Стасенко Н.А.	19, 89
Сташенко В.И.	13, 122, 142, 143, 144
Столяров В.В.	145, 146
Страумал Б.Б.	14, 50
Стрельникова С.С.	166
Строганова Т.С.	10, 125
Стручков Н.Ф.	146
Сурсасева В.Г.	20, 147, 148

Т

Татаринцев В.А.	149
Терентьев В.Ф.	6, 90, 98, 133, 145, 146, 150, 152, 153, 155, 163, 171
Терентьев Е.В.	90
Терехов А.В.	91
Титов Д.Д.	14, 49, 146
Ткачук Е.Н.	20, 159
Тодорова Е.В.	34
Толстяков А.Н.	40
Томчук А.А.	59, 162
Топоров Ю.П.	120
Третьяков Д.А.	12, 82, 155
Троицкий О.А.	10, 13, 122, 142, 143, 144, 156
Тюменцев А.Н.	11, 27, 30, 116
Тютюкова Ю.Б.	14, 19, 49, 55

У

Умнов П.П.	19, 157
Умнова Н.В.	19, 157
Усов В.В.	20, 158, 159

Ф

Фадин В.В.	28, 29
Федоров М.В.	41, 160
Федотова Н.Л.	161
Филимонов М.А.	113
Филиппова В.П.	59, 60, 162
Филяков А.Д.	128
Фомин А.С.	19, 55
Фомичева Н.Б.	163, 164

Х

Хаткевич В.М.	20, 126
Хвисевич В.М.	14, 18, 33, 43, 44
Хейфец М.Л.	44, 165
Хижняк С.Д.	94
Хлыбов А.А.	20, 77, 87
Хрущов М.М.	47, 174

Ц

Царевская О.О.	166
Цирульников П.П.	21, 76
Цыбанёв Г.В.	167

Ч

Чембарисова Р.Г.	13, 168
-----------------------	---------

Чернов В.М.	9, 30, 116
Чернышов Е.А.	101, 129
Чувкина М.С.	166
Чудаков И.Б.	161
Чуева Т.Р.	19, 157

Ш

Шевелева Е.В.	112, 113
Шетулов Д.И.	123
Широкова А.Г.	37
Шкатуляк Н.М.	20, 158, 159
Шляхова Г.В.	121

Щ

Щитов Д.В.	12, 96
-----------------	--------

Ю

Юдин С.Н.	46
----------------	----

Я

Ямилева А.М.	13, 168
Яценко С.П.	37, 136, 137

Сборник материалов

**«МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»**

Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга

Материалы опубликованы в авторской редакции.

ООО «ИД Меркурий»
107023 Москва, Большая Семеновская 49
Подписано в печать 22.08.2018
Тираж 255 экз.

ISBN 978-5-9500763-9-8



9 785950 076398