


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



**«МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»**

ПРОГРАММА



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ

6-7 сентября 2016 г.
ИМЕТ РАН

УДК 621.7./9(063)

ББК 30.3я431

М55

М55 Международные Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одина «МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ». Москва. 6-7 сентября 2016 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2016, 371 с.

ISBN 978-5-4465-1200-3

ОРГАНИЗАТОРЫ И ПАРТНЕРЫ

Федеральное агенство научных организаций

Российская академия наук

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

Материалы публикуются в авторской редакции.

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

ISBN 978-5-4465-1200-3



9 785446 512003 >

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. Первые и вторые научные чтения показали актуальность поднятых 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 будут опубликованы краткие тезисы пленарных и стендовых докладов.

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель оргкомитета

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

Заместители председателя оргкомитета

А.Г. Колмаков – д.т.н. (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, член – корр. РАН (ИМЕТ РАН, Москва)

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

П.А. Витязь, академик НАН Беларуси (ИМИНМАШ 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. (ГНЦ ЦНИИЧермет , 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)

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

П.Д. Одесский - д.т.н. (ГУП ЦИИСКС, Москва)

А.Н. Петухов д.т.н. (ЦИАМ, Москва)

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

Г.А. Филиппов (ГНЦ ЦНИИЧермет , Москва)

В.Н. Чувильдеев (ННГУ, Нижний Новгород)

М.Л. Хейфец (ИМИНМАШ НАН Беларуси, Минск)

Программный комитет конференции

д.т.н. А.Г. Колмаков - председатель

д.т.н. С.В. Симаков

к.т.н. Е.В. Тодорова

к.т.н. Д.В. Просвирнин

к.т.н. М.А. Севостьянов

к.т.н. Е.О. Насакина

М.Е. Пруцков

Ю.Б. Тютюкова

Е.Д. Ковалева

Г.В. Копиев

И.Г. Куликова

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 военных защитников

Ленинграда. В июле 1942 г. И.А. Одинг был эвакуирован из Ленинграда в Москву, где его назначили директором Центрального научно-исследовательского института тяжелого машиностроения (ЦНИИТМАШ). Этот институт в 1942 г. возрождался на основе оборудования и людей, оставшихся в Москве в октябре 1941 г. (после эвакуации большинства сотрудников), и постепенно возвращающихся в Москву работников, института. Создание ЦНИИТМАШ было первой задачей, которая стояла перед директором практически вновь создаваемого института, и она была выполнена в короткий срок.

Назначение профессора И.А. Одинга директором ЦНИИТМАШ не было случайным. К 1941 г. он был уже известен как профессор, уникально сочетающий ученое, 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.

Работа 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., Бурдукский 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 термомолекулярного 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 молодой доктор технических наук 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 металловедении.

ПРОГРАММА



РАСПИСАНИЕ РАБОТЫ

	БКЗ	Библиотека
6.09.16	10⁰⁰ - 10¹⁵ – Открытие конференции, БКЗ	
	10 ¹⁵ – 12 ⁴⁵ – Пленарное заседание	-
	12⁴⁵ – 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
	7.09.16	БКЗ
10 ⁰⁰ – 11 ⁴⁵ – Устная секция		
11⁴⁵ – 12⁰⁰ – Кофе-брейк		
12 ⁰⁰ – 13 ⁰⁰ – Стендовая секция		
13⁰⁰ – 14⁰⁰ - Обед		
14 ⁰⁰ – 15 ⁴⁵ – Устная секция		
15 ⁴⁵ – 16 ⁰⁰ – Кофе-брейк		
16 ⁰⁰ – 17 ¹⁵ – Устная секция		

ПРОГРАММА КОНФЕРЕНЦИИ

6.09.2016

БКЗ

10⁰⁰ - 10¹⁵

Открытие конференции

ПЛЕНАРНОЕ ЗАСЕДАНИЕ

10¹⁵ – 10⁴⁵

ТРЕБОВАНИЯ К СВОЙСТВАМ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД И ЭУ

Петухов А.Н.

ФГУП «Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова» г. Москва

10⁴⁵ – 11¹⁵

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ РАЗНОЙ ПРИРОДЫ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Столяров В.В.

Института машиноведения РАН

11¹⁵ – 11⁴⁵

СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ СТАЛИ В ПРОБЛЕМЕ ЛЁГКИХ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТОНКОСТЕННЫХ ХОЛОДНОГНУТЫХ ОЦИНКОВАННЫХ ПРОФИЛЕЙ

Горицкий В.М.

Центральный научно-исследовательский и проектный институт строительных металлоконструкций им. Н. П. Мельникова

11⁴⁵ – 12¹⁵

ПРЕВРАЩЕНИЯ КАРБИДОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Крапошин В.С.

Московский Государственный Технический Университет имени Н.Э. Баумана

12¹⁵ – 12⁴⁵

ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН В УПРОЧНЯЮЩИХ ПОКРЫТИЯХ КИНЕТИЧЕСКИМ ИНДЕНТИФИКАЦИОННЫМ

Матюнин В.М.

НИУ «МЭИ»

12⁴⁵ – 14⁰⁰

Обед

*Сопредседатели: д.т.н. Терентьев В.Ф.
д.т.н. Блинов В.М.*

14⁰⁰ – 14¹⁵

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДВУХФАЗНОГО ХРОМО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

¹Кубаткин В.С. ²Бутрим В.Н., ¹Адашкин А.М., ³Сапронов И.Ю.

¹Россия, г. Москва, ФГБОУ ВПО МГТУ «СТАНКИН», ²Россия, г. Королев, ОАО «КОМПОЗИТ»

³Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

14¹⁵ – 14³⁰

УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ.

¹Голубовский Е.Р., ²Артамонов М.А., ¹Волков М.Е.

¹Россия, г. Москва, ФГУП ЦИАМ им. П.И. Баранова, ²Россия, г. Москва, ОКБ им. А. Лягушки

14³⁰ – 14⁴⁵

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЗОТА, ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ

Ильин А.В., Мушникова С.Ю., Костин С.К.

Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

- 14⁴⁵ – 15⁰⁰ **РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ 690, ПРЕДНАЗНАЧЕННОЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КУЗОВОВ И ПЛАТФОРМ БОЛЬШЕГРУЗНЫХ АВТОМОБИЛЕЙ**
¹Голубева М.В., ¹Сыч О.В., ¹Орлов В.В., ²Денисов С.В.
¹Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»
²Россия, г. Магнитогорск, ОАО «ММК»
- 15⁰⁰ – 15¹⁵ **СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НОВОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРИМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ТЕПЛОЙ ПРАВКИ**
 Костина В.С., Мурадян С.О., Костина М.В.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
- 15¹⁵ – 15³⁰ **ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОНТАКТА НА ИЗНАШИВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ УЗЛОВ ТРЕНИЯ МАШИН**
 Меделев И.А.
Россия, г. Балашиха, ВА РВСН
- 15³⁰ – 15⁴⁵ **ВЛИЯНИЕ МЕТОДА СХЕМАТИЗАЦИИ НА РАСЧЕТНЫЙ РЕСУРС В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УГЛА НАКЛОНА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ**
¹Монахова А.А., ¹Серебрякова И.Л., ²Гадолова И.В.
¹Россия, г. Москва, МГТУ им. Баумана, ²Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
- 15⁴⁵ – 16⁰⁰ **ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ**
 Москвитин Г.В., Лебединский С.Г.
Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
- 16⁰⁰ – 16¹⁵ **Кофе-брейк**
- 16¹⁵ – 16³⁰ **ЗАДАЧИ УПРУГОСТИ С ПОСЛЕДЕЙСТВИЕМ В РАБОТАХ М.И. РОЗОВСКОГО**
 Новоженова О.Г.
Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
- 16³⁰ – 16⁴⁵ **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЯЮЩУЮ ФАЗУ**
 Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И., Антонова О.С., Баикин А.С.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
- 16⁴⁵ – 17⁰⁰ **О ПРОЧНОСТИ ОДНООСНО ОРИЕНТИРОВАННЫХ ЖЕСТКОЦЕПНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ СИСТЕМ ПРИ СЖАТИИ ВДОЛЬ ЭТОЙ ОСИ**
 Сидоров О.В.
Россия, г. Москва, РЭУ им. Г. В. Плеханова
- 17⁰⁰ – 17¹⁵ **ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ОБЛУЧЕННЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИХ ПЛАСТИЧНОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ**
 Сорокин А.А., Марголин Б.З.
Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»
- 17¹⁵ – 17³⁰ **ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПОДЪЕМНЫХ СООРУЖЕНИЙ**
 Челноков А.В., Гневко А.И., Гразион С.В.
Россия, г. Балашиха, ВА РВСН

6.09.2016

Библиотека

Сопредседатели: д.т.н. Юсупов В.С.

д.т.н. Матюнин В.М.

ВЛИЯНИЕ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ НА СТИМУЛИРУЕМУЮ НАПРЯЖЕНИЕМ МИГРАЦИЮ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИТАХ

14⁰⁰ – 14¹⁵

^{1,3}Конаков Я.В., ^{1,2,3}Овидько И.А., ^{1,2,3}Шейнерман А.Г.

¹Россия, Институт проблем машиноведения РАН

²Россия, Санкт-Петербургский государственный университет

³Россия, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ H_m СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ PbV_6Te_{10} И $Pb_2Sb_6Te_{11}$ СО СТРУКТУРОЙ ТЕТРАДИМИТА

14¹⁵ – 14³⁰

Коржуев М.А., Кретьева М.А., Михайлова А.Б., Катин И.В., Авилев Е.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

РАСТЯЖЕНИЕ И КРУЧЕНИЕ НАНОТРУБОК И МИКРОТРУБОК С КУБИЧЕСКОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВРАЧИВАНИЕМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛОСКОСТЕЙ (011)

14³⁰ – 14⁴⁵

Лисовенко Д.С., Гордцов В.А., Гольдштейн Р.В.

Россия, г. Москва, ИПМех РАН

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АЗОТИРОВАНИЯ НИХРОМА X20N80

14⁴⁵ – 15⁰⁰

Дин Кай Цзянь, Семенов М.Ю., Смирнов А.Е.

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

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ AL-CA-0,3%SC-X (X- MG, ZN, CU, FE, SI, NI, ZR, MN)

15⁰⁰ – 15¹⁵

¹Наумова Е.А., ²Белов Н.А.

¹Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э.Баумана, ²Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

СВОЙСТВА ЭПОКСИПОЛИСУЛЬФОНОВЫХ МАТРИЦ И АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ НА ИХ ОСНОВЕ В УСЛОВИЯХ НИЗКОСКОРОСТНОГО УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

15¹⁵ – 15³⁰

¹Солодилов В.И., ¹Корохин Р.А., ¹Горбаткина Ю.А., ¹Куперман А.М., ²Шапагин А.В., ³Бамборин М.Ю., ³Савин В.Н.

¹Россия, г. Москва, ИХФ РАН, ²Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН, ³Россия, г. Москва, АО «НИИГрафит»

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА В ШЕСТИРОЛИКОВОЙ ПРАВИЛЬНОЙ МАШИНЕ

15³⁰ – 15⁴⁵

Шинкин В.Н.

Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

РАЗРАБОТКА И РАСЧЕТ ДИЗАЙНА БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СТЕНТОВ С АУКСЕТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

15⁴⁵ – 16⁰⁰

Лисовенко Д.С., Ченцов А.В., Шушпанников П.С.

Россия, г. Москва, ИПМех РАН

16⁰⁰ – 16¹⁵

Кофе-брейк

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ЯВЛЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

16¹⁵ – 16³⁰

Гневко А.И., Гудков В.Б., Шевченко В.А., Янушкевич В.А.

Россия, г. Балашиха, ВА РВСН

- 16³⁰ – 16⁴⁵** **СВОЙСТВА МОЛИБДЕНА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ**
Ахмедов Э.Н.
Россия, г. Махачкала, ИПГ ДНЦ РАН
- 16⁴⁵ – 17⁰⁰** **ВЛИЯНИЕ НАНОВОЛОКОН ALN НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ,
ПОЛУЧЕННЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА СИЛУМИНЕ**
Комаров А.И., Комарова В.И.
Беларусь, г. Минск, ОИМ НАНБ
- 17⁰⁰ – 17¹⁵** **ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИПОЛИЭФИРИМИДНЫХ
ПОЛИМЕРОВ И УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ИХ ОСНОВЕ**
Корохин Р.А., Солодилов В.И., Горбаткина Ю.А., Зверева У.Г.
Россия, г. Москва, ИХФ РАН
- 17¹⁵ – 17³⁰** **ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В ГРАФЕНОВЫХ ЛИСТАХ С
БИВАКАНСИЯМИ**
Кочнев А.С.
Россия, г. Санкт-Петербург, СПбГУ

7.09.2016 БКЗ

Сопредседатели: д.т.н. Терентьев В.Ф.
д.т.н. Блинов В.М.

- 10⁰⁰ – 10¹⁵**
ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛИ 12Х18Н10Т И ЕЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
Чмыхало А.И.
Россия, г. Балашиха, ВА РВСН
- 10¹⁵ – 10³⁰**
ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ FE-AL СПЛАВОВ, ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ
¹Чудаков И.Б., ¹Александрова Н.М., ²Просвирнин Д.В., ¹Макушев С.Ю.
¹*Россия, г. Москва, ФГУП ЦНИИЧермет*
²*Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН*
- 10³⁰ – 10⁴⁵**
НОВЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР ПРИ ТЕПЛОВОМ СТАРЕНИИ
Юрченко Е.В., Марголин Б.З.
Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»
- 10⁴⁵ – 11⁰⁰**
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АДДИТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ
Вознюк А.В., Барахтин Б.К.
Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»
- 11⁰⁰ – 11¹⁵**
ИЗМЕРЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ
Гладких Е.В., Кравчук К.С., Русаков А.А., Усеинов А.С.
Россия, г. Москва, ФГБНУ ТИСНУМ
- 11¹⁵ – 11³⁰**
ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ В ПАРЕ С МЕДЬЮ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА
^{1,2}Алеутдинова М.И., ¹Фадин В.В.
¹*Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН*
²*Россия, г. Северск, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ*
- 11³⁰ – 11⁴⁵**
ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСА ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД НА АКУСТОЭМИССИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ
Беженов С.А. ¹, Пахолка С.Н. ²
¹*Украина, г. Запорожье, ЗНТУ,*
²*Украина, г. Запорожье, АО «Мотор-Сич»*
- 11⁴⁵ – 12⁰⁰**
Кофе-брейк
- 13⁰⁰ – 14⁰⁰**
Обед
- Сопредседатели: д.т.н. Петухов А.Н.
д.т.н. Романов А.Н.
- 14⁰⁰ – 14¹⁵**
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ «ВНУТРЕННЕГО» АЗОТИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СВАРИВАЕМЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ
¹Козлова О.Ю., ²Овсебян С.В., ¹Помельникова А.С., ²Ахмедзянов М.В.
¹*Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана*
²*Россия, г. Москва, ФГУП «ВИАМ»*

- 14¹⁵ – 14³⁰ **СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЮЩИМ РЕЗАНИЕМ**
 Дегтярёва А.Г., Симонов В.Н., Бокатенко Е.Ю.
Россия, г. Москва, МГТУ им.Н.Э.Баумана
- 14³⁰ – 14⁴⁵ **СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ СТАЛИ В ПРОБЛЕМЕ ПРИМЕНЕНИЯ ЛЕГКИХ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТОНКОСТЕННЫХ ХОЛОДНОГНУТЫХ ОЦИНКОВАННЫХ ПРОФИЛЕЙ ДО РАСЧЕТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ МИНУС 65°C**
 Горицкий В.М., Лушкин М.А., Шнейдеров Г.Р.
Россия, г. Москва, ЗАО «ЦНИИПСК им.Мельникова»
- 14⁴⁵ – 15⁰⁰ **РАСТЯЖЕНИЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛАСТИН ИЗ КУБИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ**
 Лисовенко Д.С., Городцов В.А., Гольдштейн Р.В.
Россия, г. Москва, ИПМех РАН
- 15⁰⁰ – 15¹⁵ **НОВЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ ПОДХОД К ИССЛЕДОВАНИЮ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ**
 Костин В.Л., Лавигне О., Котоусов А.Г.
Австралия, г. Аделаида, Университет Аделаиды
- 15¹⁵ – 15³⁰ **ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА**
¹Лубяной Д.А., ²Шевченко С.Ю., ¹Арканова Ю.А., ¹Толстикова Ю.А.
¹Россия, г. Кемерово, НфиКемГуг
²Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана
- 15³⁰ – 15⁴⁵ **ЛАЗЕРНОЕ ФОТОАКУСТИЧЕСКОЕ ДЕТЕКТИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ИНДЕНТИРОВАННЫХ ПО ВИКЕРСУ СТАЛИ И НАНОМЕДИ**
^{1,2}Глазов А.Л., ^{2,3}Морозов Н.Ф., ^{1,2}Муратиков К.Л.
¹Россия, г. Санкт-Петербург, ФТИ им.А.Ф. Иоффе РАН
²Россия, г. Москва, ИМАШ РАН
³Россия, г. Санкт-Петербург, СПбГУ
- 15⁴⁵ – 16⁰⁰ **Кофе-брейк**
- 16⁰⁰ – 16¹⁵ **МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ В ЖИДКОСТЬ**
¹Никулин Д.С., ²Иванова Л.Д., ²Гранаткина Ю.В., ²Петрова Л.И., ²Нихезина И.Ю.,
²Мальчев А.Г.
¹Россия, г. Москва, ОАО «ТЕРМОИНТЕХ»
 E-mail: d.nikulin@termointech.ru
²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН
- 16¹⁵ – 16³⁰ **ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ К ИССЛЕДОВАНИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СО СВАРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ**
^{1,2}Поляков В.В., ¹Дмитриев А.А., ²Колубаев Е.А., ¹Лепендин А.А.
¹Россия, г. Барнаул, АлГУ
²Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН
- 16³⁰ – 16⁴⁵ **СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1ПЧ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПОДВЕРГНУТЫХ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ**
 Серебряный В.Н., Харьковова М.А., Лукьянова Е.А., Карелин Ф.Р., Севостьянов М.А.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

**ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НИХРОМОВ И ИХ СВОЙСТВА**

16⁴⁵ – 17⁰⁰

Солнцев В.П., Скороход В.В., Назаренко В.А., Петраш К.Н., Бродниковский Н.П.,
Луговской Ю.Ф., Солнцева Т.А.
Украина, г. Киев, ИПМ НАН Украины

**ВЛИЯНИЕ КОНТАКТНОГО ДАВЛЕНИЯ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ
ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЬНОГО КОНТАКТА В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ
СКОЛЬЖЕНИЯ С ТОКОСЪЁМОМ**

17⁰⁰ – 17¹⁵

¹Фадин В.В., ^{1,2}Алеутдинова М.И.

¹*Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН*

²*Россия, г. Северск, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ*

Стендовая секция

ИССЛЕДОВАНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ ПРЕССОВОК АКУСТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Безмянный Ю.Г., Козирацкий Е.А. Талько О.В.

Украина, г. Киев, ИПМ НАН Украины

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ AL-FE-NI-LA

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН,

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ С МНОГОСЛОЙНЫМ ПОКРЫТИЕМ

Библик И.В., Вакуленко К.В., Казак И.Б.

Украина, г. Харьков, ИПМаш НАН Украины

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ТЭС

Библик И.В.

Украина, г. Харьков, ИПМаш НАН Украины

ВЛИЯНИЯ КОЛЕБАНИЙ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ НА НЕКОТОРЫЕ ИХ СВОЙСТВА/ХАРАКТЕРИСТИКИ

Войнов К.Н.

Россия, г. Санкт-Петербург, Университет ИТМО

КОНТРОЛЬ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Гразнон С.В., Мукомела М.В., Сорокин А.А.

Россия, г. Балашиха, ВА РВСН

СТРУКТУРНА И СВОЙСТВА БОРИРОВАННОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА СТАЛИ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ

³Громов В.Е., ^{1,2}Иванов Ю.Ф., ³Кормышев В.Е., ³Коновалов С.В., ³Капралов Е.В., ³Рубанникова Ю.А., ³Зенина Е.В., ³Гостевская А.Н.

¹Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, ²Россия, г. Томск, НИ ТГУ, ³Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ НА СТАЛЬ HARDOX-450

³Громов В.Е., ^{1,2}Иванов Ю.Ф., ³Коновалов С.В., ³Кормышев В.Е., ³Капралов В.Е., ³Рубанникова Ю.А., ³Зенина Е.В.

¹Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, ²Россия, г. Томск, НИ ТПУ, ³Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ

ДЕГРАДАЦИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

¹Громов В.Е., ¹Перегудов О.А., ¹Аксёнова К.В., ^{2,3}Иванов Ю.Ф., ¹Морозов К.В.

¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, ²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, ³Россия, г. Томск, НИ ТПУ

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Громов В.Е., ¹Аксёнова К.В., ¹Никитина Е.Н., ^{2,3}Иванов Ю.Ф.

¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, ²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, ³Россия, г. Томск, НИ ТПУ

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

¹Громов В.Е., ¹Аксёнова К.В., ^{2,3}Иванов Ю.Ф., ⁴Белов Е.Г., ⁴Костерев В.Б., ¹Косинов Д.А.

¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, ²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, ³Россия, г. Томск, НИ ТПУ

⁴Россия, г. Новокузнецк, ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦЕНТРОБЕЖНОЛИТОЙ СТАЛИ 40X25H20C2

Губенко С.И., Балева Ю.И.

Украина, г. Днепрпетровск, НМетаУ

ПРЕОБРАЗОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12ГБА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКОЙ

Деревягина Л.С., Сурикова Н.С., Гордиенко А.И.

Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

РЕЖИМЫ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ, УПРОЧНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КОРУНДА И БОРИДОВ ТИТАНА

Евдокимов В.Ю., Баринов С.М., Прудков М.Е., Тютюкова Ю.Б., Овсянников Н.А., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Смирнов В.В., Егоров А.А., Фомин А.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЦИРКОНИЯ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Егорова Л.Ю., Хлебникова Ю.В., Пилюгин В.П.

Россия, г. Екатеринбург, ИФМ УрО РАН

ПРИМЕНЕНИЕ СОВРЕМЕННЫХ СВАРОЧНЫХ УСТАНОВОК В НЕФТЯНЫХ МЕСТОРОЖДЕНИЯХ

Жумадилова Ж.О., Асан Т.А., Калдыбаев И.Д.

Казахстан, г. Алматы, КазНИТУ

УСЛОВИЯ СУЩЕСТВОВАНИЯ АНТИСИММЕТРИЧНОГО ДИСКРЕТНОГО БРИЗЕРА В КРИСТАЛЛАХ СОСТАВА АзВ

¹Захаров П.В., ²Старостенков М.Д., ¹Ерёмин А.М., ¹Луценко И.С., ³Молодцов Р.К.

¹Россия, г. Бийск, АГППУ им. В.М. Шукишина, ²Россия, г. Барнаул, АлтГТУ, ³Россия, г. Бийск, ФНПЦ Алтай

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОЧНОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ МАТЕРИАЛОВ И ОБЪЕДИНЕННЫХ КРИТЕРИЕВ ИХ ПРОЧНОСТИ С УЧЕТОМ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Зеньков Е.В.

Россия, г. Иркутск, ФГБОУ ВПО ИргУПС

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПА-6, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОУГЛЕРОДОМ*

Ильин Н.А., Ряшенцев В.В.

Россия, г. Тамбов, ФГБОУ ВО "ТГТУ"

ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЦИРКОНИИ И ЕГО СПЛАВАХ МЕТОДОМ АЭС С ИСП С УЛУЧШЕННЫМИ МЕТРОЛОГИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ.

Казенас Е.К., Волченкова В.А., Овчинникова О.А., Паунов А.К., Родионова С.К., Фомина А.А.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

СДВИГОВАЯ ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ВНУТРИКОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Калита В.И., Комлев Д.И., Радюк А.А., Иванников А.Ю., Комлев В.С., Смирнов И.В., Тетерина А.Ю., Мамонов В.И., Севостьянов М.А., Баикин А.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ИЗУЧЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ С ДОБАВКАМИ ОКСИДА БЕРИЛЛИЯ.

Кардашова Г.Д., Шабанов Ш.Ш., Юнусова Н.Р.

Россия, Г. Махачкала, ДГУ

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ В ПРОЦЕССЕ ИХ ПЕРЕВАЛЬЦОВКИ

¹Кондраatenko Л.А., ²Миронова Л.И.

¹Россия, г. Москва, ГНЦ РФ ЦНИИТМАШ, ²Россия, г. Москва, ФГБОУ ВПО МГМУ (МАМИ)

СОПРОТИВЛЕНИЕ СКАЛЫВАНИЮ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ W_2Te_3 , PbV_6Te_{10} И $Pb_2Sb_6Te_{11}$, ЛЕГИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОАКТИВНЫМИ ДОБАВКАМИ

Коржув М.А., Кретова М.А., Катин И.В., Авилов Е.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

СТРУКТУРНЫЙ КОД СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ СО ЩЕЛЯМИ ВАН-ДЕР-ВААЛЬСА

Коржуев М.А., Катин И.В., Кротова М.А., Авиллов Е.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н9Т, ПОДВЕРГНУТОЙ ФРИКЦИОННОМУ НАГРУЖЕНИЮ И ПОСЛЕДУЮЩЕМУ ОКСИДИРОВАНИЮ

Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л.

Россия, г. Екатеринбург, ИФМ УрО РАН

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССОВ ИНТЕРКАЛЯЦИИ МЕДИ В СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛЫ [(GE, SN, PB)(TE, SE)]_M [(BI, SB)₂(TE, SE)₃]_N (M, N= 0, 1, 2...)

Кротова М.А., Коржуев М.А., Михайлова А.Б., Катин И.В., Авиллов Е.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

КИНЕТИКА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ХОЛОДНОКАТАНОЙ TWIP СТАЛИ ПРИ ОТЖИГЕ

Кусакин П.С., Калинин А.А.

Россия, г. Белгород, НИУ «БелГУ»

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ПРОКАТКИ СЛОИСТОГО ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ЖЕЛЕЗА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., А.Ю. Коваль

Украина, г. Киев, ИПМ НАН Украины

ОХРУПЧИВАНИЕ СТАЛЬНЫХ ДИСТАНЦИОНИРУЮЩИХ РЕШЕТОК В РЕЗУЛЬТАТЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В СОСТАВЕ ТВС РЕАКТОРА РБМК-1000.

Мазаев А.О.

Россия, г. Димитровград, АО «ГНЦ НИИАР»

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ХРОМОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ

¹Майер Г.Г., ¹Астафурова Е.Г., ¹Мельников Е.В., ²Москвина В.А., ¹Гальченко Н.К.

¹Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН, ²Россия, г. Томск, НИ ТПУ

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЙ ДИСЛОКАЦИЙ С ПОМОЩЬЮ АСМ

Макарова Е.С., Марков О.И., Хрипунов Ю.В.

Россия, г. Орел, ОГУ им. Тургенева

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СОСТАРЕННЫХ МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

^{1,2}Малашенко В.В., ²Малашенко Т.И.

¹Украина, г. Донецк, ДонФТИ им. А.А. Галкина, ²Украина, г. Донецк, ДонНТУ

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПОСЛЕ ИХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ В ПЛАНЕТАРНЫХ МЕЛЬНИЦАХ

Малкин А.И., Топоров Ю.П., Савенко В.И., Клоев В.А., Лознецова Н.Н., Чернышов В.В., Ширяев А.А.

Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН

ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ТРИП – СТАЛИ ПОСЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ПОВТОРНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

¹Матюнин В.М., ²Теретьев В.Ф., ¹Марченков А.Ю., ²Просвирнин Д.В., ³Слизов А.К.

¹Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ», ²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ³Россия, г. Москва, ОАО «Камов»

К ВОПРОСУ О МОДЕЛИРОВАНИИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК

Миронова Л.И.

Россия, г. Москва, ФГБОУ ВПО МГМУ (МАМИ)

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСА МЕТОДОВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Нечаев Л.М., Фомичева Н.Б., Маркова Е.В., Канунникова И.Ю.

Россия, г. Тула, ФГБОУ ВО ТулГУ

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НАПЛАВОК ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

Нечаев Л.М., Фомичева Н.Б., Маркова Е.В., Сержантова Г.В.
Россия, г.Тула, ФГБОУ ВО ТулГУ

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СТАЛИ 20ГФЛ С ИЗМЕРЕНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Никулин С.А., Белов В.А., Рожнов А.Б., Ханжин В.Г., Никитин А.В., Заболотникова В.И.
Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

К ПРОБЛЕМЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Павлова А.В., Рубцов С.Е.
Россия, г. Краснодар, ФГБОУ ВО "КубГУ"

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ АРМАТУРЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СПОСОБА ПРЯМОГО ВОЛОЧЕНИЯ

¹Парусов Э.В., ²Губенко С.И.
¹Украина, г. Днепрпетровск, ИЧМ НАНУ, ²Украина, г. Днепрпетровск, НМетаУ

ПОЛИЭДРАЦИЯ ОКСИДНО-ФТОРИДНЫХ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ СА,AL,TI(ZR,HF)||F,O ДЛЯ СБОРКИ Т-Х-Y-Z ДИАГРАММ

Парфенова М.Д., Воробьева В.П., Луцык В.И.
Россия, г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, Россия, г. Томск, ТУСУР

ПРОТОТИПИРОВАНИЕ ТРЕХФАЗНЫХ ОБЛАСТЕЙ СО СМЕНОЙ ТИПА РЕАКЦИИ В СИСТЕМЕ TI- IR-RU

Парфенова М.Д., Воробьева В.П., Луцык В.И.
Россия, г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, Россия, г. Томск, ТУСУР

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП - СТАЛИ ВНС9-Ш НА СТАДИИ МИКРОТЕКУЧЕСТИ

¹Терентьев В.Ф., ²Пенкин А.Г., ³Слизов А.К., ¹Рошупкин В.В., ¹Сиротинкин В.П.
¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Москва, ЗАО «СДС», ³Россия, г. Люберцы, ОАО «Камов»

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИМЕСИ ВОДОРОДА С ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН В РD И NI

Полетаев Г.М., Медведева Е.С.
Россия, г. Барнаул, АлГТУ

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ -196 °С ДО 720 °С

^{1,2}Полехина Н.А., ^{1,2}Литовченко И.Ю., ^{1,2}Тюменцев А.Н., ²Кравченко Д.А., ³Чернов В.М., ³Леонтьева-Смирнова
М.В.
*¹Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН, ²Россия, г. Томск, НИ ТГУ,
³Россия, г. Москва, АО «ВНИИИМ им. академика А.А. Бочвара»*

ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V-CR-ZR-W ПОСЛЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ

¹Радишевский В.Л., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2,3}Гриняев К.В.
¹Россия, г. Томск, НИ ТГУ, ²Россия, г. Томск, СФТИ ТГУ, ³Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНО-АЗОТИРОВАННОЙ СТАЛИ 08X17T ПРИ ОТПУСКЕ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 400-700 °С

Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М.
Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC-МО НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

¹Романов Д.А., ¹Гончарова Е.Н., ¹Громов В.Е., ^{2,3}Иванов Ю.Ф.
¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, ²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, ³Россия, г. Томск, НИ ТПУ

АНАЛИЗ ВРЕМЕНИ ДО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОЙ НАГРУЗКЕ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ БОРТОВОЙ РАДИОЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЫ

Рощин К.В.

Россия, г. Краснодар, КГУ

УСТАЛОСТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ СТЕКЛОНАПОЛНЕННЫХ ПОЛИАМИДОВ

Саморядов А.В., Сигейкин Г.И.

Россия, г. Москва, МЦАН РАН

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ КАЧЕСТВЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Сандомирский С.Г.

Беларусь, г. Минск, ОИМ НАН Беларуси

ПОДХОДЫ К ИССЛЕДОВАНИЮ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНЕВЫХ СПЛАВОВ (В95, В-1461) НА СИЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕССА ОБРАБОТКИ

Серебренникова А.Г., Куржий Д.Р.

Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ФГБОУ ВО "КНАГТУ"

КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЕБЕР ДВОЙНИКОВЫХ НЕКОГЕРЕНТНЫХ ГРАНИЦ

Сурсаева В.Г.

Россия, г. Черноголовка, ИФТТ РАН

ФОН ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В НАНОКОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Сышиков А.А., Кульков В.Г.

Россия, г. Волжский, Филиал «НИУ «МЭИ» в г. Волжском

К ПРОБЛЕМЕ МОДЕЛИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ

^{1,2}Телятников И.С., ²Колесников М.Н.

¹Россия, г. Ростов-на-Дону, ФГБУН ЮНЦ РАН, ²Россия, г. Краснодар, ФГБОУ ВО "КубГУ"

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП СТАЛИ

¹Терентьев В.Ф., ²Матюнин В.М., Ашмарин А.А., ¹Слизов А.К., ¹Титов Д.Д., ¹Марченков А.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ»

ПЕРИОДИЧНОСТЬ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП-СТАЛИ

¹Терентьев В.Ф., ²Слизов А.К., ¹Просвирнин Д.В., ³Матюнин В.М., ³Марченков А.Ю.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Люберцы, ОАО «Камов», ³Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ»

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ В УСЛОВИЯХ КОНСОЛЬНОГО ИЗГИБА С ВРАЩЕНИЕМ

¹Терентьев В.Ф., ²Слизов А.К., ¹Просвирнин Д.В., ³Елисеев Э.А., ¹Копиев Г.В., ³Севальнёв Г.С., ¹Антонова О.С.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Люберцы, ОАО «Камов», ³Россия, г. Москва, ФГУП «ВИАМ»

ОСОБЕННОСТИ ОСТАТОЧНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НЕКОТОРЫХ ОДНОСЛОЙНЫХ ХОЛОДНОКАТАННЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ

¹Терехов В.М., ²Кондратенко Л.А., ³Клауч Д.Н.

¹Россия, г. Подольск, АО «Зио-Подольск», ^{2,3}Россия, г. Москва, ГНЦ РФ ЦНИИТМАШ

КОНТИНУАЛЬНОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ МАЛЫХ КЛАСТЕРОВ И НАНООБЪЕКТОВ

^{1,2}Терешкина К.Б., ²Кузнецов В.М., ¹Россия, г. Москва, ИХФ РАН, ²Россия, г. Москва, РХТУ им. Д.И. Менделеева

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ FE-18MN-0.6C

Торганчук В.И., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.

Россия, г. Белгород НИУ «БелГУ»

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЛОПАТОК ЗАВИХРИТЕЛЯ МЕТОДОМ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЙ

Усманова Р.Р.

Россия, г. Стерлитамак, ГАНУ "Институт прикладных исследований Республики Башкортостан"

ИССЛЕДОВАНИЕ БИМЕТАЛЛА С ВЫСОКОЙ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ МЕТОДОМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА СТРУКТУРНЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Федотова Н.Л., Кормс И.А., Ермишкин В.А., Минина Н.А.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ОЦЕНКА ТВЕРДОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЦАРАПАНИИ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИНДЕНТОРОМ РОКВЕЛЛА

Хворостяный В.В.

Украина, г. Киев, ИПП НАНУ

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КРОМОК ТВЕРДОСПЛАВНЫХ РЕЖУЩИХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Хворостяный В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б.

Украина, г. Киев, ИПП НАНУ

РАСЧЕТНАЯ МОДЕЛЬ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАТЕРИАЛА С РАЗЛИЧНЫМИ СВОЙСТВАМИ ПОВЕРХНОСТНОГО И ВНУТРЕННИХ СЛОЕВ

Цыбанёв Г.В., Новиков А.И.

Украина, г. Киев, ИПП НАНУ

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ БАЛЛИСТИЧЕСКОЙ ЗАЩИТЫ

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

Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ХРОМ-ГАФНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

^{1,2}Шаньгина Д.В., ¹Терентьев В.Ф., ¹Просвирнин Д.В., ¹Бочвар Н.Р., ^{1,2}Добаткин С.В.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Москва, НИТУ «МИСИС»

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА НА ПРОЧНОСТЬ ПОКРЫТИЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М., Сабирзянов Н.А.

Россия, г. Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФЕРРИТОВ С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Шипко М.Н., ²Степович М.А., ³Коровушкин В.В., ³Костишин В.Г.

¹Россия, г. Иваново, ИГЭУ им. В.И.Ленина, ²Россия, г. Калуга, КГУ им. К.Э.Циолковского,

³Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС»

ТЕКСТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОЭРЦИТИВНАЯ СИЛА СТАЛЬНОГО РЕЗЕРВУАРА

Шкатуляк Н.М., Савчук Е.С., Драгомерецкая Е.А.

Украина, г. Одесса, ЮНПУ

ВЛИЯНИЕ ЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА НА ПОВРЕЖДЕННОСТЬ СТАЛИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Шкатуляк Н.М., Савчук Е.С., Усов В.В.

Украина, г. Одесса, ЮНПУ

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ БИМЕТАЛЛА

^{1,3}Шляхова Г.В., ¹Ли Ю.В., ^{1,2}Баранникова С.А., ^{1,2}Зуев Л.Б.

¹Россия, г. Томск, ИФПМ РАН, ²Россия, г. Томск, ТГУ

³Россия, г. Северск, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НАНОВОЛОКНАХ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Яшин О.В.

Россия, г. Барнаул, АлГТУ

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ С КОМПЛЕКСНОЙ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Ящук С.В., ²Терентьев В.Ф., ²Просвирнин Д.В.

¹Россия, г. Москва, НИЦ МВТ, ²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ БИМЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Ti-Nb-Ta-Zr

¹Севостьянов М.А., ²Шатова Л.А., ¹Насакина Е.О., ¹Баикин А.С., ¹Леонов А.В., ¹Колмаков А.Г.

¹Россия, Москва, ИМЕТ РАН, e-mail: stakr@mail.ru

²Россия, Воронеж, Воронежский Государственный Технический Университет

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ



ОСОБЕННОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ ПРИ СКОЛЬЖЕНИИ В ПАРЕ С МЕДЬЮ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

^{1,2}Алеутдинова М.И., ¹Фадин В.В.

¹Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

²Россия, г. Северск, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ

E-mail: aleu@ispms.ru

Работоспособность трибосистемы с токосъёмом определяется характером взаимодействия материалов пары трения и зависит от многих входных параметров, в частности, от их фазового состава и плотности протекающего тока. Скользящий электроконтакт осуществляется чаще всего материалами, содержащими медь, графит, железо (сталь) по медному контртелу при плотности тока 20-70 А/см². Возможность получения удовлетворительных характеристик контакта при скольжении в более тяжелых условиях представляет научный и практический интерес.

Целью настоящей работы является изучение особенностей изнашивания контактов металлических композитов/медь при нагружении трением и электрическим током контактной плотности более 50 А/см².

Модельными материалами служили промышленные композиты (КМ1, КМ2) и композит из переработанной стали (КМ3), составы которых приведены в таблице, где Гр – графит, ШХ15 – сталь ШХ15, переработанная из шлифовальных отходов подшипникового производства. КМ1, КМ2 имели структуру прессованного порошкового изделия. КМ3 был спечен в вакууме при 1100 °С в течение 2 часов. Металлографическое изучение поверхностного слоя проведено на оптическом микроскопе Neophot-21. Твердость *НВ*, пористость *П* и удельное электросопротивление ρ были определены по стандартным методикам. Триботехнические испытания проведены на машине трения СМТ-1 по схеме нагружения «вал-колодка» при контактном давлении 0,13 МПа со скоростью скольжения 5 м/с. Контртелом служила медь (*НВ*=0.7 ГПа). Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h=h/L$, где *h* – изменение высоты образца на пути трения *L*. Контактная плотность тока *j* определена как $j=i/A_a$, где *i* – ток, протекающий через номинальную площадь контакта $A_a=20 \text{ мм}^2$.

Таблица - Механические и физические свойства металлических композитов

Состав (об.%) по шихте\ свойство		<i>НВ</i> , МПа	σ , МПа	<i>П</i> , %	ρ , мкОм·м
1. Cu-30%Гр (КМ1)		94	14	28	0,12
2. Cu-42%Fe-7%Pb-2%Zn-11% Гр (КМ2)		610	142	15	0,16
3. Cu-10%Гр-70%ШХ15 (КМ3)		1722	920	12	0,24

При скольжении по меди удовлетворительные триботехнические характеристики имеет КМ2. Его катастрофическое изнашивание начинается при скольжении с плотностью тока *j* более 450 А/см², максимальная электропроводность контакта r_s^{-1} - 480 См/см². КМ2 содержит медь, свинец и графит в составе, из которых формирует слой переноса на образце и медном контртеле. Этот слой не является результатом структурных изменений первичного материала, но появляется после многократного переноса продуктов изнашивания с одной поверхности на другую. Слой переноса снижает адгезионное взаимодействие и повышает износостойкость контакта. Поверхностный слой (ПС) промышленного композита КМ1 катастрофически разрушается даже при $j=0 \text{ А/см}^2$. Он не формирует слой переноса на поверхности образца и контртела. Износ медного контртела отсутствует, но очень быстро разрушается ПС образца КМ1. Скольжение наиболее прочного и твердого спеченного КМ3 по меди происходит в условиях сильного адгезионного взаимодействия, что приводит к интенсивному изнашиванию обоих контактирующих тел. Структурные изменения поверхностного слоя КМ3 в виде образования слоя вторичных структур (ВС), подобные наблюдаемым при скольжении данного композита в тех же условиях по стали, в данном случае отсутствуют.

Заключение. Скольжение металлических материалов по медному контртелу без смазки сопровождается высокой адгезией и высокой интенсивностью изнашивания. Воздействие электрическим током на такой скользящий контакт приводит к увеличению интенсивности изнашивания и к реализации низкой электропроводности контакта. Композит, содержащий свинец в своем составе проявляет относительно низкую интенсивность изнашивания за счёт создания слоя переноса на поверхности трения медного контртела. Этот слой снижает адгезионное взаимодействие.

Работа выполнена по проекту III.23.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН и при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-48-700434

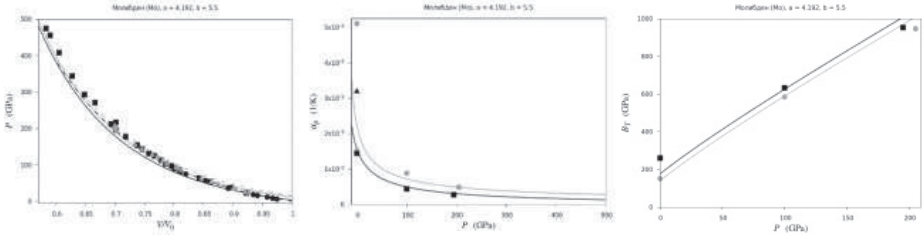
СВОЙСТВА МОЛИБДЕНА ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Ахмедов Э.Н.

Россия, г. Махачкала, ИПГ ДНЦ РАН

E-mail: a.e.n@rambler.ru

Исходя из парного межатомного потенциала Ми–Леннард–Джонса [1], и модели кристалла Эйнштейна, рассчитаны термическое уравнение состояния (P) и барические зависимости свойств молибдена. Расчеты произведены с использованием модели, предложенной в [2], где парное межатомное взаимодействие описывается потенциалом Ми–Леннард–Джонса следующего вида [1]:



$$\Phi(r) = \frac{D}{(b-a)} \left[a \left(\frac{r_0}{r} \right)^b - b \left(\frac{r_0}{r} \right)^a \right] \quad (1)$$

где D и r_0 – глубина и координата минимума потенциала, $b > a > 1$ – параметры.

Параметры потенциала (1) для Мо, определенные по методу из [1], равны k_B – постоянная Больцмана):

$$r_0 = 2.72 \cdot 10^{-10} \text{ м}, \quad D/k_B = 19776.91 \text{ К}, \quad a = 1.93, \quad b = 7.68.$$

Величины b и a были скорректированы как по изотерме $T = 300$ К уравнения состояния $P(V/V_0)$, так и по коэффициенту теплового расширения: $\alpha_p = (\partial \ln V / \partial T)_P$, измеренному при $P = 0$ и $T = 300$ К: $\alpha_p(0, 300 \text{ К}) = 15.81 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Такая подгонка дала для степеней потенциала: $a = 4.192$, $b = 5.5$.

Исходя из полученных значений параметров межатомного потенциала (1) характеристики модели из [2] при $P = 0$ будут равны:

$$V_0 = N[\pi/(6 \cdot k_p)]r_0^3 = 9.32866 \text{ см}^3/\text{mole}, \quad \Theta(1) = 584.1749 \text{ К}, \\ \gamma(1) = 1.244786, \quad q(1) = 5.235673 \cdot 10^{-3}, \quad z(1) = 1.25517.$$

Здесь температура Дебая (Θ), первый ($\gamma = -(\partial \ln \Theta / \partial \ln V)_T$), второй ($q = (\partial \ln \gamma / \partial \ln V)_T$) и третий ($z = -(\partial \ln q / \partial \ln V)_T$) параметры Грюнайзена рассчитаны по методу, предложенному в [2].

На рис. 1 показаны изотермы уравнения состояния $P(V/V_0)$. Сплошные чёрная и серая линии – расчётные значения при 300 и 3000 К. Пунктирные чёрная и серая линии – расчётные значения из литературы для 298 и 3000 К, соответственно. Символы – экспериментальные данные.

На рис. 2 показаны изотермы зависимости коэффициента теплового расширения ($\alpha_p(P)$ – в 10^{-5} К^{-1}). Сплошные чёрная и серая линии – наши расчётные значения для 300 и 3000 К, соответственно; символы – экспериментальные значения для 300 К.

На рис. 3 показаны барические зависимости для $B_T(P) = -V(\partial P / \partial V)_T$ – модуля сжатия. Сплошные чёрная и серая линии – наши расчётные значения для 300 и 3000 К, соответственно; квадраты и точки – расчётные значения известные из литературы для 298 и 3000 К, соответственно.

Показано, что для молибдена при $P \rightarrow \infty$ функция $B_T(P)$ возрастает по линейной зависимости, а функция $\alpha_p(P)$ убывает, стремясь к постоянному значению. Поэтому при $P \rightarrow \infty$ должно выполняться: $B_T'(P) \rightarrow \text{const} > 0$, а функция $\alpha_p'(P)$ должна стремиться к нулю из отрицательной области значений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00041_а и Программы Президиума РАН (программа № 1.1 ПП(1)).

Литература

- Магомедов М.Н. // Теплофизика Высоких Температур. 2006. Т. 44. № 4. С. 518 – 533.
Магомедов М.Н. // Журнал Технической Физики, 2015, Т. 85, № 11, с. 48 – 54.

ВЛИЯНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЦЕНТРОБЕЖНОЛИТОЙ СТАЛИ 40X25H20C2

Губенко С.И., Балева Ю.И.
Украина, г. Днепропетровск, НМетаУ
E-mail: sigubenko@gmail.com

Обсуждаются основные виды, и распределение неметаллических включений в центробежнолитой стали 40X25H20C2. Показано их влияние на образование дефектов. Исследованы источники и механизм формирования трещин вблизи включений.

Исследованы неметаллические включения в трубных заготовках из стали 40X25H20C2, полученных на горизонтальных машинах центробежного литья С-2 - №1. Количественный анализ распределения включений различных типов в объеме отливки показал, что наружные слои заготовки содержат значительно меньше включений, чем внутренние и это различие составляет 2...4 раза в разных плавках. Очевидно, самыми загрязненными включениями являются внутренние зоны отливок. Следует отметить, что по сечению отливки изменяется не только общее содержание неметаллических включений, но также их количественное соотношение по типам (табл. 1).

Таблица 1.

Место вырезки образца (%)	Объемная доля включений, об. %					
	SiO ₂	FeO·SiO ₂ MnO·SiO ₂	Al ₂ O ₃ MnO·Al ₂ O ₃ (Ce,Al) ₂ O ₃	Cr ₂ O ₃	TiCN	(Mn,Fe)S (Mn,Ce)S
5	9	0	25	14	29	23
30	21	0	20	12	27	20
70	29	15	10	10	20	16
95	35	32	10	5	6	12

Механические испытания показали, что при одинаковой макроструктуре отливки вблизи ее внутренней либо наружной поверхности неметаллические включения оказывают существенное негативное влияние на уровень прочностных и пластических характеристик (табл. 2).

Таблица 2.

Механические свойства центробежнолитой стали 40X25H20C2

Место вырезки образца	Макроструктура, содержание включений, балл по ГОСТ 1778	Механические свойства			
		σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	Ψ , %
Внутренняя поверхность заготовки	Столбчатая структура, 2 балл	535	310	18,5	19,3
Внутренняя поверхность заготовки	Столбчатая структура, 3...4 балл	455	265	15,2	15,3
Внутренняя поверхность заготовки	Столбчатая структура, 3 балл + шлаковые включения	430	230	14,2	13,7
Наружная поверхность заготовки	Смешанная (равноосные и столбчатые кристаллы), 0,5 балл	570	365	15,5	14,5
Наружная поверхность заготовки	Смешанная (равноосные и столбчатые кристаллы), 0,5 балл + экзогенные включения (песок)	425	255	12,1	10,6

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ AL-FE-NI-LA

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН,
E-mail:nbach@imet.ac.ru

Интерес к изучению механизма нанокристаллизации, развивающейся в аморфных алюминиевых сплавах, обусловлен полученными в ряде работ по аморфно-нанокристаллическим сплавам уникально высокими механическими характеристиками. Наиболее перспективными среди алюминиевых сплавов с точки зрения повышения эксплуатационных и технологических характеристик являются сплавы с содержанием алюминия 80-90 ат.%, легированные переходными и редкоземельными металлами, которые образуют с алюминием интерметаллидные соединения. К такому классу материалов относится исследуемый в работе сплав с содержанием алюминия 85 ат. %, легированный Ni, Fe и La. Выявлению способа получения оптимальной аморфно-нанокристаллической структуры, позволяющей получить наиболее высокую микротвердость, посвящена данная работа.

Методами электронномикроскопического и рентгеноструктурного анализов исследованы особенности структурных и фазовых превращений в аморфном сплаве $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ после изотермического отжига в интервале температур 150-400 °С с выдержкой 15 минут, интенсивной пластической деформации (ИПД) сдвигом под давлением 4...10 ГПа с углом закручивания ϕ от 45 до 360°×6 на наковальнях Бриджмена при комнатной температуре, а также после облучения тяжёлыми ионами углерода $^{12}C^{+3}$ с энергией 38 МэВ флюенсом $F=5\cdot 10^{16}$ част/см² в течении 3-х часов. Микротвердость образцов до и после обработки оценивали на микротвердомере 402 MVD – Wolpert Wilson Instruments.

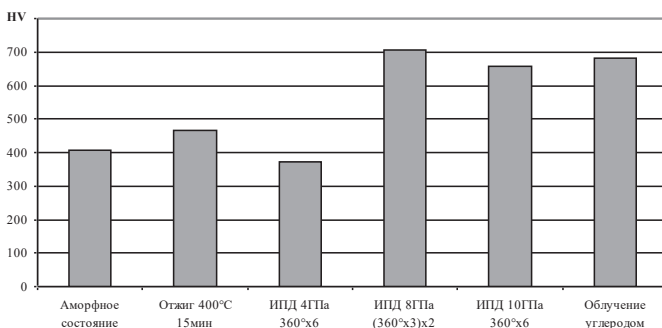


Рис. 1. Микротвердость сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ после различных обработок.

Установлено, что микротвердость сплава в исходном аморфном состоянии составляет 406 HV. Потеря термической устойчивости аморфного состояния при изотермических отжигах происходит при температуре 250 °С и выше в результате развития кристаллизации с одновременным образованием кристаллического алюминия и интерметаллидных фаз: $Al_{11}La_3$, Al_3Fe_4 , Al_3Ni_2 , $Al_3La(Fe,Ni)_2$, Al_3Fe_2 , $AlNi_3$. Электронно-микроскопически после отжига при 250 °С в структуре наблюдали обширные аморфные области, с характерным диффузным гало на дифракционных картинах, которые чередуются с областями, в которых развивается нанокристаллизация. Отжиг в интервале температур от 250 до 400 °С приводит к формированию многофазной аморфно-нанокристаллической или субмикрокристаллитной структуры с большой объемной долей наноразмерных интерметаллидных фаз. Закристаллизованный твердый раствор характеризуется заметной разнородностью. При среднем размере зерен порядка 100 нм (после отжига 400 °С, 15 мин) отдельные зерна имеют размеры 200-250 нм. При повышении температуры отжига до 400 °С количество кристаллической составляющей в сплавах растет. Соотношение кристаллических фаз по объему по мере повышения температуры отжига от 250 до 400 °С изменяется. Наибольшая твердость образцов после отжигов получена в сплаве после отжига 400 °С и составила 467 HV.

Результаты электронно-микроскопического исследования показали, что в сплаве при ИПД 4...10 ГПа при комнатной температуре образуется фрагментированная структура размером 10...20 нм. По данным энергодисперсионного анализа пограничные области такой структуры обогащены Ni и La, а центры фрагментов – Al, что связано с расслоением пересыщенной аморфной матрицы по типу

спинодального распада на две аморфные составляющие, различающиеся по химическому составу. Наиболее существенна разница в содержании никеля: в границах его количество достигает 18-20 ат. % при содержании его в сплаве 7 ат. %. Кристаллизация с образованием нанокристаллических зерен интерметаллидов размером 3-6 нм при малых степенях деформирования начинается в границах фрагментов, обогащённых никелем, при этом их центральные области остаются аморфными. Методами рентгеноструктурного и электронномикроскопического анализов установлено, что кристаллическая фаза, сформированная на начальных этапах кристаллизации, близка по межплоскостным расстояниям к интерметаллиду Al_3Ni . После максимальной степени деформации ($\varphi=360^\circ \times 6$) при ИПД под давлением 4...10 ГПа в сплавах формируется сложная многофазная аморфно-нанокристаллическая структура, в состав которой входит твердый раствор на основе алюминия в аморфном и кристаллическом состояниях и кристаллические интерметаллиды Al_3Fe , Al_3Ni_2 , Al_3Ni , Al_3La . В указанном интервале параметров ИПД кристаллизация не завершается, формируется аморфно-нанокристаллическая структура с размером зерен 3-6 нм. При прочих равных условиях с повышением давления увеличивается объемная доля кристаллизации. ИПД сдвигом под давлением 4 ГПа снижает микротвердость сплава. Максимальную твердость 705 HV сплав имеет после сдвига под давлением 8 ГПа с углом закручивания $\varphi=(360^\circ \times 3) \times 2$.

Рентгеноструктурным и электронно-микроскопическими методами установлено, что при облучении углеродом $^{12}C^{+3}$ с энергией 38 МэВ флюенсом $F=5 \cdot 10^{16}$ част/см² в аморфном сплаве развивается многофазная кристаллизация, которая протекает с образованием твердого раствора ГЦК – Al, интерметаллидов $Al_{11}La_3$, $Al_3(Ni,Fe)$, $Al_8La(Fe,Ni)_2$. Формируется аморфно-нанокристаллический композит с размером зерен 10-20 нм. Развитие многофазной нанокристаллизации сопровождается повышением микротвердости до величины 683 HV.

Таким образом, наибольшую твердость показали образцы сплава $Al_{85}Ni_7Fe_4La_4$ в аморфно-нанокристаллическом состоянии после ИПД 8 ГПа, $\varphi=(360^\circ \times 3) \times 2$ и облучения тяжелыми ионами углерода $^{12}C^{+3}$ с энергией 38 МэВ флюенсом $F=5 \cdot 10^{16}$ част/см². Ошибка измерений составила ± 25 HV. Разница в фазовом составе после рассматриваемых видов обработки может определять различие в твердости сплава.

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСА ОТВЕТСТВЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД НА АКУСТОЭМИССИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Беженов С.А.¹, Пахолка С.Н.²

¹Украина, г. Запорожье, ЗНТУ,

²Украина, г. Запорожье, АО «Мотор-Сич»

E-mail: bezhenov@zntu.edu.ua

Повышение эксплуатационных скоростей и температур, необходимость снижения веса и объема, увеличение сроков эксплуатации и снижения стоимости изделий вызывает необходимость совершенствования методов упрочнения конструкционных металлических материалов. В то же время, поскольку большинство инженерных конструкций работает в условиях циклически действующих нагрузок, когда определяющим видом разрушения является усталость, то актуальной остается задача получения достоверных данных о сопротивлении усталости конструкционных материалов на больших базах периодического нагружения. Одним из перспективных направлений является применение неразрушающих методов, в частности метода акустической эмиссии (АЭ), для диагностики технического состояния элементов конструкций и оценки их остаточного ресурса. Ресурс и надежность авиационных двигателей определяется выносливостью лопаток, дисков, роторных валов, являющихся наиболее ответственными и высоконагруженными деталями, испытываемыми в процессе эксплуатации значительные циклические нагрузки. Поэтому одним из важных направлений повышения эксплуатационных характеристик указанных деталей является выбор и обоснование режимов технологических методов их отделочно-упрочняющей обработки.

Исследовались образцы из жаропрочного никелевого сплава ХН77ТЮР-ВД, применяемого для изготовления валов компрессоров высокого давления, образцы из титанового сплава ВТ8, применяемого для изготовления лопаток и дисков компрессоров, а также натурные лопатки компрессора первой ступени из сплава ВТ8М. Все изделия исследовались как после стандартных технологических процессов изготовления, так и после различных методов поверхностного упрочнения: для образцов применялось поверхностное пластическое деформирование (ультразвуковое упрочнение); для лопаток – химико-термическая обработка поверхности (низкотемпературное цианирование). Для всех объектов

исследования были получены АЭ характеристики (акустограммы), устанавливающие связь между скоростью суммарного счета АЭ N_{AE} и амплитудой относительных напряжений симметричного цикла σ_a/σ_r .

Циклическая нагрузка изменялась ступенчато от нуля до некоторого значения, превышающего предел выносливости на 20 – 30%. Длительность действия циклических напряжений на каждом уровне нагружения изделий не превышала длительность инкубационного периода усталостного разрушения при критических напряжениях. Шаг изменения циклической нагрузки был принят равным $\Delta\sigma_a = 50$ МПа. Последний этап циклического нагружения завершался доведением исследуемого изделия до разрушения при неизменной амплитуде напряжений цикла с целью определения действительных характеристик сопрявления усталости конкретной партии изделий.

Показано, что все полученные акустограммы соответствуют ранее предложенной акустоэмиссионной модели циклической деградации конструкционных металлических материалов, т.е. имеют по три характерных участка, соответствующих различным стадиям накопления повреждений в материале. Выделяются: стадия динамической стабилизации структуры с интенсивным увеличением параметров АЭ до небольших абсолютных значений; стадия микротекучести с последующим медленным увеличением параметров АЭ; стадия деформационного упрочнения материала с интенсивным увеличением параметров АЭ до значений, превышающих начальные на два-три порядка. Установлено, что упрочняющие технологические операции увеличивают длительность стадии микротекучести и сокращают длительность стадии деформационного упрочнения материала, что, в конечном счете, проявляется в увеличении предела выносливости упрочненных изделий. При этом темп изменения параметров АЭ на стадии микротекучести для изделий после операций упрочнения оказывается ниже, чем для изделий после стандартных технологических методов изготовления, что имеет свое отражение в уменьшении угла наклона кривых многоциклового усталости упрочненных изделий в сравнении с неупрочненными. Противоположная картина имеет место на стадии деформационного упрочнения материала.

Полученные результаты позволяют применять неразрушающий метод АЭ для контроля и последующей оценки технического состояния ответственных деталей ГТД при выборе видов и режимов технологических операций, направленных на увеличение их ресурса.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФРЕТТИНГ-УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ С МНОГОСЛОЙНЫМ ПОКРЫТИЕМ

Библик И.В., Вакуленко К.В., Казак И.Б.
Украина, г. Харьков, ИПМаш НАН Украины
E-mail: miles@ipmach.kharkov.ua

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния многослойного покрытия $Cr+(TiCr)N$ на фреттинг-усталостную долговечность образцов из стали 20X13 и титанового сплава ПТ-3В. Моделирование действия факторов, определяющих интенсивность фреттинга, осуществлялось с помощью компьютерного моделирования, проводимого в рамках специального расчетно-экспериментального метода. Как и в традиционной модели прочностной надежности, в разработанном методе также используются четыре частные модели (модель материала, формы, нагружения и разрушения). При этом модель материала предполагает возможность удаления поверхностных слоев в связи с фреттинг-износом, модель нагружения учитывает особенности напряженно-деформированного состояния материала в зоне фреттинг-контакта, модель разрушения учитывает влияние возникающих в результате фреттинга повреждений в микрообъемах поверхностного слоя, выполняющих роль концентраторов напряжений или начальных трещин для дальнейшего развития усталостной трещины, приводящей в итоге к разрушению образца.

Проведено сравнение результатов компьютерного моделирования с экспериментальными данными. Установлена адекватность предложенной в рамках РЭМ модели реальному процессу фреттинг-усталости.

Приведены результаты сравнения (рис. 1) исследованных сплавов по скорости износа (I) поверхностных слоев для различных сочетаний контактирующих материалов (1 – 20X13/20X13; ПТ-3В/ПТ-3В; 2 – 20X13 + покрытие/20X13 + покрытие; ПТ-3В + покрытие/ПТ-3В + покрытие; 3 – 20X13 + покрытие/20X13; ПТ-3В + покрытие/ПТ-3В) при амплитуде напряжения 200 МПа. Серый цвет – сталь 20X13; белый цвет – сплав ПТ-3В. Видно, что наименьшая скорость износа при фреттинге

наблюдается для контактных пар сталь 20Х13 с покрытием – сталь 20Х13 и сплав ПТ-3В с покрытием – сплав ПТ-3В.

Как правило, в процессе фреттинг-усталостных испытаний очень трудно обнаружить момент зарождения трещины, начало ее роста и определить ее скорость в связи с тем, что повреждения всегда скрыты контактирующими поверхностями. Поэтому с помощью компьютерного моделирования было проведено исследование кинетики процесса разрушения поверхностных слоев.

На рис. 2 приведены зависимости длины трещины от числа циклов фреттинг-усталости при амплитуде напряжения 200 МПа для исследованных образцов (1 – 20Х13 + покрытие/20Х13; 2 – ПТ-3В + покрытие/ПТ-3В). Видно, что зависимости характеризуются тремя участками: первый участок соответствует периоду повреждения, обусловленного собственно фреттингом, в который входит период инициирования трещины и период стабильного ее роста под действием контактных нагрузок; второй участок соответствует периоду стабильного роста магистральной усталостной трещины, который определяется уровнем циклических нагрузок и третий участок соответствует периоду нестабильного развития трещины, заканчивающийся доломом.

Разработанная модель фреттинг-усталостной поврежденности, наряду с полученными результатами, может быть использована для диагностики фреттинг-усталостного разрушения элементов конструкций.

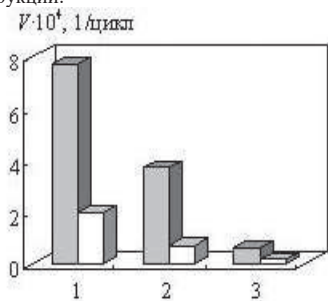


Рис. 1

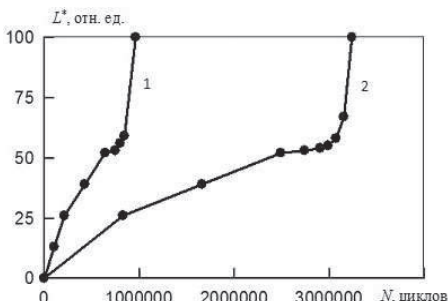


Рис. 2

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ТЭС

Библик И.В.

Украина, г. Харьков, ИПМаш НАН Украины

E-mail: miles@ipmach.kharkov.ua

Одним из наиболее ответственных элементов оборудования ТЭС являются гибы паропроводов, работающих в условиях ползуčnosti при относительно высокой температуре и умеренных напряжениях. В качестве основного материала паропроводов широкое применение получили теплоустойчивые хромомолибденованадиевые стали 12Х1МФ и 15Х1М1Ф. Опыт эксплуатации *гибов паропроводов* показывает, что оценка их остаточного ресурса, как правило, не соответствует фактическим запасам прочности и имеются случаи преждевременного повреждения гибов, поэтому разработка методов оценки их эксплуатационной надежности приобретает особую актуальность.

Одним из путей повышения надежности высокотемпературного оборудования ТЭС является подход, позволяющий предсказать изменение свойств материала в процессе эксплуатации. Данный подход может быть реализован при установлении степени поврежденности металла в исходном состоянии и определении скорости накопления дефектов в процессе эксплуатации.

В настоящей работе оценка изменения длительной прочности металла гибов паропроводов из сталей 12Х1МФ и 15Х1М1Ф в процессе эксплуатации проводилась на основе компьютерного моделирования эксплуатационной микроповрежденности в рамках специального расчетно-экспериментального метода. Для оценки влияния уровня микроповрежденности металла гибов

паропроводов на длительную прочность проводилось компьютерное нагружение исходной модели материала гiba эксплуатационной нагрузкой. Запоминалась (сохранялась в памяти компьютера) модель материала с «эксплуатационными» повреждениями, соответствующая определенному баллу по семибальной шкале.

На рис. 1, 2 приведены диаграммы длительной прочности исследованных сталей для исходного состояния, а также для различных уровней эксплуатационной микроповрежденности (1 – исходное состояние, остальные номера соответствуют баллам микроповрежденности). Видно, что наличие эксплуатационных повреждений в исследованных сплавах оказывает существенное влияние на характеристики длительной прочности.

Полученные в результате компьютерного моделирования диаграммы длительной прочности могут быть использованы при оценке остаточного ресурса гибов паропроводов из сталей 12X1MФ и 15X1M1Ф с микроповрежденностью различных уровней. При этом в качестве основного критерия принимается условие, которое ограничивает остаточный ресурс по значению приведенного напряжения в гibe по сравнению с допускаемыми величинами напряжений длительной прочности.

Величина остаточного ресурса, определенного по предлагаемой методике, может рассматриваться как расчетный прогнозируемый ресурс, являющийся временным ориентиром, в течение которого возможно проведение технической диагностики, в частности, анализа степени поврежденности металла.

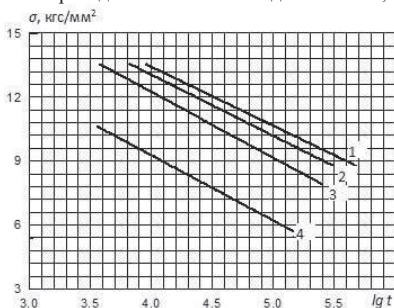


Рис. 1. - Сталь 12X1MФ, T = 560 °C

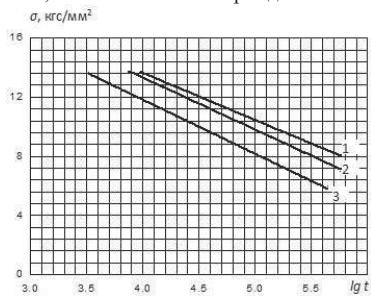


Рис. 2. - Сталь 15X1M1Ф, T = 545 °C

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АДДИТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ

Вознюк А.В., Барактин Б.К.

Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

E-mail: mail@crism.ru

Опыт, накопленный в мировой металлургической практике, и достигнутый уровень знаний в физическом материаловедении позволили сформулировать научные принципы создания высокопрочных конструкционных сталей и сплавов путем комплексного сочетания полимасштабных механизмов упрочнения с максимальным измельчением структуры металла вплоть до наномасштабного уровня. В настоящее время одним из способов формирования необходимых характеристик металлопродукции рассматривается аддитивная технология, в которой формирование внутреннего строения материала происходит путем спекания порошка.

Целью работы являлось сравнение прочностных и деформационных свойств представительных образцов, изготовленных из монолитного металла по технологии ТМО, с образцами композитного материала тождественного химического состава, произведенного из порошкового сырья методом аддитивного спекания. В качестве сырья выбрана конструкционная нержавеющая сталь с ГЦК кристаллической решеткой без полиморфных превращений при охлаждении.

Спекание порошка производилось в установке EOSINT M270 с помощью лазера мощностью 200 Вт. Особенность процесса состояла в периодической последовательности циклов подачи порошкового сырья в зону спекания и последующего нагрева в атмосфере инертного газа ($N_2 \sim 0,08 \pm 0,02\%$). Для получения представительных образцов высотой 10 мм и $\varnothing 5$ мм по разработанной CAD (3-D) программе в каждом цикле формировался слой порошка толщиной 35 ± 15 мкм. После этого лазерный луч $\varnothing 300$ мкм вначале «обегал» внешний контур спроектированной модели, а затем сканировал внутренний объем очерченного

пространства. Циклы повторялись до тех пор, пока количество спеченных слоев не достигало заданной высоты модели.

С целью получения объективных данных и выяснения механизмов сопротивления спеченного материала на оказываемое механическое воздействие проведены испытания сжатием в диапазоне температур 800-1200 °С при скоростях от 10 до 10⁻³ с⁻¹ с регистрацией напряжений и деформаций $\sigma(\epsilon)$ в истинных координатах. Этот вид испытаний прост и позволяет оценить сопротивление пластической деформации материала в условиях технологической обработки или эксплуатации.

По результатам сравнительных испытаний образцов из стали, изготовленной по технологии ТМО и аддитивного спекания, установлено следующее.

1. В диапазоне температур 800-1200 °С в условиях горячего сжатия прочность образцов из спеченного порошка превышает прочность монолитных образцов.

2. Прочность спеченной композиции обеспечивается механизмом твердорастворного упрочнения, а способность к деформации – наличием вакансионных комплексов.

3. В интервале скоростей горячего сжатия от 10 до 10⁻¹ с⁻¹ в температурном диапазоне 800-1200 °С в спеченном и монолитном материале возможно нестабильное структурное состояние, обусловленное формированием концентрационных неоднородностей химического состава и комплексов точечных дефектов (вакансий и межузельных атомов).

4. Способность к деформации обусловлена кинетикой диффузионных процессов с участием комплексов нульмерных дефектов кристаллического строения и зернограницным скольжением с объемах эпитаксиального наслаивания.

5. При температуре горячего сжатия $T \geq 1150$ °С со скоростью $\dot{\epsilon} \leq 10^{-3}$ с⁻¹ в спеченном материале возможно проявление эффекта сверхпластичности, обусловленного движением и взаимодействием волн концентраций точечных дефектов и дислокаций.

ВЛИЯНИЯ КОЛЕБАНИЙ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ НА НЕКОТОРЫЕ ИХ СВОЙСТВА/ХАРАКТЕРИСТИКИ

Войнов К.Н.

Россия, г. Санкт-Петербург, Университет ИТМО

E-mail:forstar@mail.ru

В работе в первом приближении экспериментально рассмотрено влияние отклонений составов химических элементов в различных сталях на их прочностные и износые характеристики. Общеизвестно, что практически каждый химический элемент, входящий в сплав, в соответствии с ГОСТ на изготовление конкретной марки стали имеет допустимый диапазон колебаний в некоторых пределах «от...до». Однако возникает естественный вопрос, а всегда ли такие допустимые колебания процентного содержания химических элементов благотворно влияют на основные характеристики работы изготовленных деталей в последующей эксплуатации? Почему в редких случаях вдруг разрушаются недавно изготовленные целые конструкции: например, рухнул мост, обрушилось здание, хотя по заключениям проведённых экспертиз всё было выполнено в соответствии с нормами и действующими ГОСТ?

На эти исключительно важные вопросы, как правило, мы не находим аргументированных объяснений и ответов, так как обычно это просто констатация фактов.

По нашим наблюдениям, проведённым в течение длительного периода времени, в технической литературе не было найдено публикаций, раскрывающих глубокие причины появления таких неожиданных отказов в технике или в конструкциях. Факторов, которые могут приводить к внезапным отказам, достаточно много: например, искажения в кристаллической структуре материалов (вакансии, дислокации, инородные включения, разный тип кристаллической решётки и разные внутренние связи во взаимодействиях атомов). Но, оказывается, существенно негативное влияние на прочностные характеристики материала и его износостойкие свойства может оказывать неблагоприятное процентное сочетание химических элементов, входящих в состав материалов, хотя и присутствующих в структуре в пределах утверждённых ГОСТ. В нашем случае вот некоторые примеры марок сталей и проверяемых процентных уровней наличия в них химических элементов, измеренных с точностью по пятый знак после запятой:

- марка стали 14X17H2, плавка 913639 (C=0,17113; Mn=0,37292; Si=0,36423; P=0,01873; S=0,00724; Ni=2,12371; Cr=16,56903; Cu=0,09514; Mo=0,05213; V=0,00373; Ti=0,00074; As=0,00273; Sn=0,00581; Co=0,01961; Ca=0,00033; Zn=0,00219; Fe=81,1114);

- марка стали 14X17H2, плавка 913639 (C=0,17042; Mn=0,60203; Si=0,22484; P=0,01491; S=0,00423; Ni=2,13671; Cr=15,55573; Cu=0,11801; Mo=0,10203; V=0,00132; Ti=0,00074; As=0,00273; Sn=0,00581; Co=0,01961; Ca=0,00033; Zn=0,00219; Fe=81,1114);

- марка стали 14X17H2, плавка 1T176 (C=0,16764; Mn=0,41463; Si=0,24526; P=0,02502; S=0,01673; Ni=2,06828; Cr=16,43984; Cu=0,14215; Mo=0,12344; V=0,03243; Ti=0,00115; As=0,00496; Sn=0,00846; Al= 0,00416; Nb=-0,00421; Co=0,04343; Ca=0,00050; Zn=0,00381; Pb=0,00052; B=0,00009; Fe=80,2582).
Анализируются и иные марки стали: 65Г; Ст 10; Сталь 40Х; Сталь 45; Сталь 30ХМ; Сталь 20Х13; Сталь 38ХНЗМФА.

Все образцы прошли испытания на твердость по Бринеллю с определением размеров пятен контакта, на прочность в лаборатории по анализу сопротивления материалов и на износостойкость на специальном оборудовании. Все образцы в виде цилиндрических валков были изготовлены с диаметрами 10_{-0,02} мм и длиной 60 мм. Фрезерно-отрезная операция осуществлялась на станке 8Б67, а шлифовальная операция выполнялась на плоскошлифовальном станке 3Г71. Контроль химического состава выполнен на оптическом эмиссионном спектрометре ARL 3460. Истирание образцов выполнялось с одинаковым усилием по абразивной шкурке MIRKA P 100 WPF FINLAND; весы – Model 1579, Digital Scale Professional-mini, Capacity 200 g., Graduation 0.01 g. Made in Japan, Tanita Corporation. Кроме того, применялись и электронные весы ТБ—1К-М и ВЛК-500. Средний путь трения был равен 520 м.

Основной полученный вывод: при ограниченном числе экспериментов установлено, что даже в пределах ГОСТ прочностные и износостойкие свойства/характеристики материалов одной марки иногда могут различаться почти на 50%. Следовательно, некоторые процентные соотношения химических элементов не могут гарантировать высокую надёжность работы конструкций в реальной эксплуатации, что вызывает необходимость проведения тщательных дополнительных опытов.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ВОЛЬФРАМА ПРИ СЖАТИИ

Газанова Н.Ш.

Россия, г. Махачкала, ИПГ ДНЦ РАН

E-mail: dyuzuza@gmail.com

Представим парное межатомное взаимодействие в виде потенциала Ми–Леннард–Джонса:

$$\varphi(r) = \frac{D}{(b-a)} \left[a \left(\frac{r_0}{r} \right)^b - b \left(\frac{r_0}{r} \right)^a \right] \quad (1)$$

где D и r_0 – глубина и координата минимума потенциала, $b > a > 1$ – параметры.

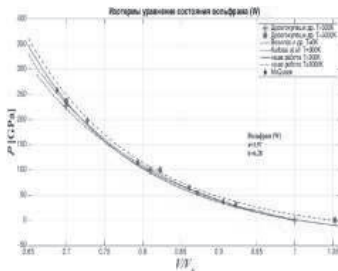
Для вольфрама параметры межатомного потенциала (1) были определены в [1] и равны (k_B – постоянная Больцмана):

$$r_0 = 2.7365 \cdot 10^{-10} \text{ м}, \quad D/k_B = 25608.93 \text{ К}, \quad a = 4.06, \quad b = 8.58. \quad (2)$$

Первоначально все четыре параметра потенциала (1) однозначно определялись из замкнутой системы четырех уравнений, в которую вводили четыре определенных из эксперимента при $T = 0 \text{ К}$ и $P = 0$ величины: V_0 – молярный объем, L_0 – удельная энергия атомизации, Θ_0 – температура Дебая и γ_0 – первый параметр Грюнайзена. Таким путем был получен набор параметров (2). Однако, величины Θ_0 и γ_0 определяются из экспериментальных данных не вполне точно. Так как для вольфрама $k_B \Theta_0 / D \ll 1$, то вариация величин Θ_0 и γ_0 слабо скажется на вычислении параметров D и r_0 , но существенно изменит величину степеней потенциала. Поэтому, в данной работе величины b и a были скорректированы как по изотерме $T = 300 \text{ К}$ термического уравнения состояния $P(V/V_0, 300 \text{ К})$, так и по величине коэффициента теплового расширения: $\alpha_p(P, T) = (\partial \ln V / \partial T)_P$, измеренному при $P = 0$ и $T = 300 \text{ К}$: $\alpha_p(0, 300 \text{ К}) = 13.8 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$. Таким образом для степеней потенциала (1) ОЦК-В были получены следующие значения: $a = 3.97$, $b = 6.28$.

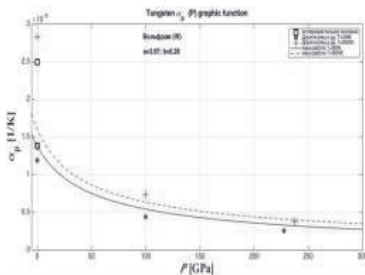
Используя метод, предложенный в [2], нами были рассчитаны изотермы уравнения состояния $P(T, V/V_0)$ и барические зависимо-решеточных свойств для ОЦК-В.

На рисунке 1 показано уравнение состояния вольфрама: сплошная линия – изотерма $T = 300 \text{ К}$, выше лежащая пунктирная линия – изотерма $T = 3000 \text{ К}$. Штрихпунктирная линия, точечная линия, кружки и крестики – расчеты других авторов. Ромбы – экспериментальные данные. Как видно из рисунка, согласие рассчитанной нами зависимости $P(V/V_0)$ с экспериментальными данными достаточно хорошее.



Рассчитав зависимость $P(V/V_0)$ и зависимость какого-либо параметра $X(V/V_0)$ вдоль определенной изотермы можно получить барическую зависимость этого параметра $X(P)$ вдоль этой же изотермы. Таким путем были получены графики барических зависимостей следующих свойств: температура Дебая (Θ), первый ($\gamma = -(\partial \ln \Theta / \partial \ln V)_T$), второй ($q = (\partial \ln \gamma / \partial \ln V)_T$) и третий ($\varepsilon = -(\partial \ln q / \partial \ln V)_T$) параметры Грюнайна, $B = -V(\partial P / \partial V)_T$ – модуль сжатия, C_p – изохорная и C_p – изобарная теплоемкости, α_p – коэффициент теплового расширения.

На рисунке 2 показаны изотермы зависимости коэффициента теплового расширения $\alpha_p(P)$ (в 10^{-5}K^{-1}) для W. Сплошная и пунктирная линии – наши расчеты для $T = 300\text{K}$ (нижняя линия) и для 3000K (верхняя линия). Квадратами у вертикальной оси показаны экспериментальные значения для вольфрама при $P = 0$: для 300K : $\alpha_p [10^{-6} \text{K}^{-1}] = 13.8$; для 3000K : $\alpha_p [10^{-6} \text{K}^{-1}] = 25.2$. Кружки и крестики – данные из работ других авторов.



Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00041_a и Программы Президиума РАН (программа № 1.11П(1)).

Литература

Магомедов М.Н. Изучение межатомного взаимодействия, образования вакансий и самодиффузии в кристаллах. М.: Физматлит, 2010. 544 с.

Магомедов М.Н. //Журнал Технической Физики. 2015. Т. 85. № 11. С. 48 – 54.

ИЗМЕРЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОГО ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Гладких Е.В., Кравчук К.С., Русаков А.А., Усеинов А.С.

Россия, г. Москва, ФГБНУ ТИСНУМ

E-mail: ekat.gladkih@yandex.ru

Измерение механических свойств – важная часть контроля качества конструкционных материалов в процессе их производства и эксплуатации. Одной из эффективных испытательных методик является инструментальное индентирование (ИИ). Расширением ИИ можно считать метод динамического анализа механических свойств, часто называемый методом непрерывного измерения жесткости [1], в котором на монотонное внедрение индентора в поверхность накладывается гармоническое колебательное движение. Среди преимуществ метода можно отметить то, что он позволяет вычислять значение твердости, модуля упругости, а также модуля потерь (описывающего вязко-упругие свойства) почти как непрерывные функции углубления. Это является важным фактором в ходе испытания образцов, представляющих собой

структуры с различными покрытиями. Например, функциональными, выполняющими защитную роль (повышение прочности и износостойкости), либо придающими уникальные свойства поверхности образцов (биосовместимость, изменение гидрофильности под действием температуры и влажности).

Одним из типов образцов, исследованных в данной работе, были кремниевые пластины с алмазоподобным покрытием, применяемым для повышения износостойкости изделий и снижения трения.

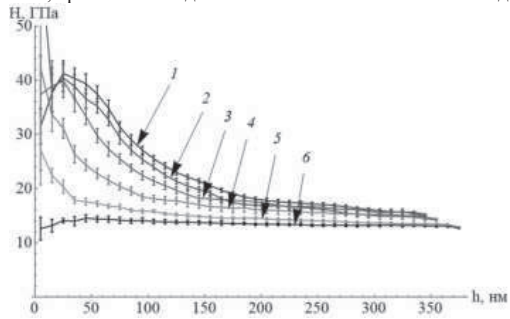


Рисунок 1. Значения твердости углеродных плёнок в зависимости от глубины погружения индентора. Цифрами 1 – 5 указаны номера образцов (с ростом номера падает толщина пленки), 6 иллюстрирует результаты, полученные на кремнии.

Данные о твердости образцов, имеющих разную толщину покрытия, представлены на рисунке 1. Прямое измерение твердости возможно на глубинах до 0,1 от толщины покрытия (ISO 14577), при дальнейшем углублении измеряемое значение стремится к свойствам подложки - кремния Si (линия №6). Кроме того, на маленьких глубинах в нескольких случаях значения твердости оказываются заниженными. Рассуждения, приведенные в работе [2], в которой отношение твердости к квадрату модуля упругости измерялось также динамическим методом, позволяют утверждать, что такой эффект может наблюдаться в случае отсутствия пластической деформации в области контакта индентора с образцом, что в свою очередь объясняется затуплением острия индентора. Применение ряда аналитических моделей для обработки зависимостей механических свойств от глубины позволяет рассчитать характеристики покрытия, исключая влияние подложки даже в том случае, когда проведение прямого измерения невозможно из-за методических ограничений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках соглашения № 14.577.21.0088 (уникальный идентификатор проекта RFMEFI57714X0088).

Список литературы:

Xiaodong Li, Bharat Bhushan. A review of nanoindentation continuous measurement technique and its applications. // Materials Characterisation. 2002. – V. 48. – P. 11 – 36. DOI: 10.1016/S1044-5803(02)00192-4
 Maslenikov I.I., Reshetov V.N., Loginov B.A., Useinov A.S. Mapping of Mechanical Properties of Nanostructured Materials using a Piezoresonance Probe // Instruments Exp. Tech. 2015. Vol. 58, № 3. P. 438–443.

ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ЯВЛЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Гневко А.И., Гудков В.Б., Шевченко В.А., Янушкевич В.А.
 Россия, г. Балашиха, ВА РБСН
 E-mail:vitalishevchenko@mail.ru

Известно, что монокристаллы, при деформации кристаллической решетки, обнаруживают в той или иной степени смещение электрического заряда. Это смещение, в зависимости от материала, может выражаться в виде таких явлений, как пьезоэффект, магнитострикция, тензоэффект, электрострикция и т. п. В динамике это может приводить к генерации электромагнитных колебаний в электрических цепях и излучению электромагнитных волн в окружающее пространство. Иное дело в поликристаллах.

При деформации поликристалла каждое зерно, имеющее определённую ориентацию, вносит свой вклад. Считается, что при случайном распределении ориентаций зерен в поликристалле суммарный

эффект должен нивелироваться и проявляться главным образом при наличии преимущественной ориентации из-за присущей материалу текстуры. Однако, теория вероятности говорит о том, что и в случае отсутствия текстуры определенная некомпенсированность обязательно присутствует. Происходит это благодаря стохастическому отклонению ориентации кристаллов от полной компенсации. Как известно, относительное отклонение от компенсации уменьшается с увеличением числа случайно ориентированных кристаллов пропорционально корню квадратному из числа кристаллов. Но абсолютное число некомпенсированных ориентаций при этом растет. Суммарный сигнал растет пропорционально размеру и корню из числа кристаллов в выбранном направлении.

Полученный результат показывает, что электромагнитный отклик на деформацию и разрушение поликристаллического материала растет пропорционально числу зерен образца в степени 3/2. Это свидетельствует о том, что даже для материалов с очень слабой выраженностью рассматриваемого эффекта, при большом объеме, охваченном деформацией, можно ожидать достаточно сильной электромагнитной генерации. Из анализа этого излучения можно извлечь информацию, как о локализации источника, так и о характере разрушения. В частности, поляризация излучения должна нести информацию о направленности сдвига, а частотная характеристика - о масштабе и типе деформации.

Практическое применение этого эффекта наиболее эффективно в случае использования широкополосных приемников на системе спутников. Корреляционный анализ, развитый при анализе сейсмических сигналов от землетрясений, позволит выявить и сопоставить сигналы от одного источника. Если сигнал будет идентифицирован, как предвестник землетрясения, то это позволит заранее оповестить население об опасности.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОЙ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ 690, ПРЕДНАЗНАЧЕННОЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КУЗОВОВ И ПЛАТФОРМ БОЛЬШЕГРУЗНЫХ АВТОМОБИЛЕЙ

¹Голубева М.В., ¹Сыч О.В., ¹Орлов В.В., ²Денисов С.В.

¹Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», E-mail:npk3@crism.ru

²Россия, г. Магнитогорск, ОАО «ММК», E-mail:denisov.sv@mmk.ru

Большая грузоподъемность машин, работа в сложных условиях эксплуатации (в частности, в условиях Крайнего Севера), в том числе климатических, динамических и циклических нагрузок, обуславливают повышенные требования к механическим характеристикам стали для корпусных деталей большегрузных машин.

К такой стали предъявляются высокие требования к прочностным характеристикам (предел текучести не менее 690 МПа) в сочетании с высокой пластичностью (относительное удлинение не менее 13%), низкотемпературной ударной вязкостью (KCV⁻⁷⁰ не менее 35 Дж/см²) и свариваемостью. Одним из основных требований является ограничение величины углеродного эквивалента, не более 0,53%. Известные аналоги отличаются более высоким уровнем легирования дорогостоящими элементами.

Работа посвящена разработке новой высокопрочной стали для производства листового проката толщиной до 50 мм, предназначенного для изготовления платформ и других ответственных сварных несущих узлов большегрузных автомобилей БелАЗ с пониженным углеродным эквивалентом и хорошей свариваемостью.

Произведен выбор композиции легирования новой стали на основании исследований фазовых превращений в высокопрочных сталях различных композиций легирования. Рассмотрены особенности формирования структуры. Разработаны режимы термической обработки, проведены исследования механических свойств и структуры листового проката из стали марки 09ХГН2МД, изготовленного на ОАО «ММК».

Формирование в листовом прокате толщиной до 50 мм дисперсной бейнитной структуры без избыточного количества гранулярного бейнита обеспечивает получение требуемой прочности в сочетании с хладостойкостью, оцениваемой по высокому уровню низкотемпературной ударной вязкости и ударной вязкости после механического старения как на поверхности, так и в середине по толщине листового проката вплоть до температур испытаний -80°C, а также волокнистого вида излома.

Результатом проведенных теоретических и экспериментальных исследований стала разработка новой высокопрочной стали марки 09ХГН2МД для изготовления листового проката толщиной до 50 мм с учетом технических возможностей оборудования ОАО «ММК», обеспечивающих требуемую прочность

и ударную вязкость при температуре испытаний -70°C как основного металла, так и зоны термического влияния сварного соединения.

УСТАЛОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ.

¹Голубовский Е.Р., ²Артамонов М.А., ¹Волков М.Е.

¹Россия, г. Москва, ФГУП ЦИАМ им. П.И. Баранова, E-mail: golubovskiy@ciam.ru

²Россия, г. Москва, ОКБ им. А. Люльки, E-mail: maxartamonov@gmail.com

Представлены результаты экспериментального исследования малоциклового (МЦУ) и многоциклового (МнЦУ) усталости монокристаллических образцов жаропрочного никелевого сплава ВЖМ-5 при температурах 850 и 1050 $^{\circ}\text{C}$.

Монокристаллические образцы для испытаний на МЦУ имели цилиндрическую рабочую часть, а для испытаний на МнЦУ – корсетную рабочую часть. Отклонение оси образца от кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$ не превышало 8 $^{\circ}$.

Испытания на МЦУ (при осевом нагружении с контролируемой деформацией в цикле и частотой $f=0,5$ Гц) были проведены в соответствии со стандартами ГОСТ 25.502 и ASTM E-606 с коэффициентами асимметрии цикла $R(\epsilon)=0$ (850 и 1050 $^{\circ}\text{C}$); -1 (850 $^{\circ}\text{C}$). Испытания на МнЦУ при осевом нагружении – по ГОСТ 25.502 и ASTM E-466 с коэффициентами асимметрии $R(\sigma)=0,1$ при частотах $f=85$ -60 Гц.

Результаты испытаний и аппроксимирующие кривые приведены на рисунке.

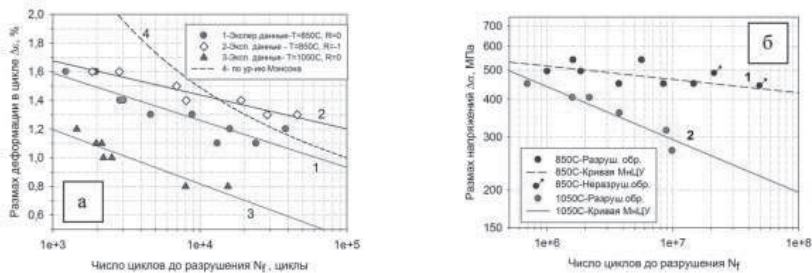


Рис. МЦУ (а) и МнЦУ(б) в кристаллографическом направлении $\langle 001 \rangle$ монокристаллов никелевого сплава ВЖМ-5

Необходимо отметить, что кривые МЦУ-1, 2, 3 (рис. а) удовлетворительно описываются экспоненциальной зависимостью $N_f = B * \exp(-\beta * \Delta \epsilon)$, а кривые МнЦУ – 1, 2(рис. б) - степенной зависимостью $N_f = A * (\sigma_a)^n$. Определены численные значения коэффициентов уравнений, описывающих кривые МЦУ (1,2,3) и МнЦУ (1,2). Показано, что кривая 4 (рис.а), построенная по уравнению Мэнсона для 850 $^{\circ}\text{C}$, не может быть использована для оценки МЦУ монокристаллов никелевого сплава. Следует подчеркнуть, что данные по МЦУ и МнЦУ во всём рассмотренном диапазоне циклических долговечностей не описываются единой кривой.

На основании анализа петель гистерезиса при МЦУ было установлено, что при 850 $^{\circ}\text{C}$ коэффициент асимметрии по напряжениям сохраняется для значений $N=N_f/2$ во всём диапазоне долговечностей, а при 1050 $^{\circ}\text{C}$ изменяется с долговечностью от значений $R_{\sigma} \approx 0,95$ до $R_{\sigma} \approx 0,47$.

Анализ изломов образцов после испытаний показал, что изломы при МЦУ и МнЦУ имеют общие и отличительные признаки. Фрактографическое исследование изломов показало, что на выбор зоны расположения очага зарождения усталостной трещины влияет температура и кристаллографическая ориентация плоскости (в которой происходит зарождение трещины). При температуре 850 $^{\circ}\text{C}$ зарождение происходит внутри, под поверхностью образца, в основном, от литейных микропор. Плоскость начального роста трещины перпендикулярна оси нагружения образца. С повышением температуры испытания место зарождения трещины смещается на поверхность образца. На последних стадиях роста трещины в изломе видны усталостные линии, характеризующие фронт трещины. Расстояние между этими линиями превышает 10 мкм, при этом усталостные бороздки не наблюдались.

СТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ СТАЛИ В ПРОБЛЕМЕ ПРИМЕНЕНИЯ ЛЕГКИХ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТОНКОСТЕННЫХ ХОЛОДНОГНУТЫХ ОЦИНКОВАННЫХ ПРОФИЛЕЙ ДО РАСЧЕТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ МИНУС 65°С.

Горицкий В.М., Лушкин М.А., Шнейдеров Г.Р.
Россия, г. Москва, ЗАО «ЦНИИПТСК им.Мельникова»
E-mail:m.lushkin@stako.ru

Дальнейшее продвижение хозяйственной деятельности в направлении Приполярья и приравненные к нему территории обуславливает все возрастающую потребность в легких быстровозводимых конструкциях. Легкие стальные конструкции (ЛСТК) из тонкостенных оцинкованных профилей в последнее время становятся крайне востребованными. Причиной тому является их простота и скорость возведение. Высокая скорость возведения обусловлена тем, что изготовление холодногогнутого профиля происходит прямо на месте, исходным материалом является рулон оцинкованного тонколистового проката.

Согласно ГОСТ Р 52246-2004, для изготовления профилированных изделий рекомендуются марки стали 220, 250, 280, 320, 350. В настоящее время конструкции из холодногогнутого профилей (марки стали 220, 250) могут эксплуатироваться при расчетных температурах не ниже -55°С. При изготовлении конструкций в зонахгиба происходит значительная пластическая деформация. Так, гофрированный профиль ЛСТК соединяются между собой с помощью фальцевого стыка, предусматривающего отбортовку листов под углом под углом 180°. Сталь при этом испытывает пластическую деформацию в 100%, что вызывает существенное охрупчивание. А последующее деформационное старение дополнительно охрупчивает металл.

Для оценки степени охрупчивания стали в зонегиба использовали два метода:

1. Прямые испытания составных образцов, изготовленных из пакета пластин;
2. Косвенное определение с помощью микротвердости, измеренной по зонамгиба.

Проведено сопоставление результатов испытаний на ударный изгиб образцов, изготовленных из плоских недеформированных пластин, и образцов, изготовленных из пластин, металл которых под надрезом был деформирован изгибом вокруг оправки диаметром 2 мм до параллельности сторон с последующим выпрямлением и дополнительным старением по режиму 250°С 1ч. Сопоставление показало снижение ударной вязкости на 40% - это указывает на то, что охрупчивание в зоне деформации составляет +89°С. Согласно проведенным исследованиям темп охрупчивания составляет 3,3±0,3%/°С.

Разработан алгоритм расчета критической температуры хрупкости низкоуглеродистых сталей ГОСТ Р 52346-2004 по данным твердометрии и размера зерна феррита, устанавливаемого по данным металлографических исследований по ГОСТ 5639-82. Для каждой стали 220-350 назначается нормативное значение размера зерна феррита в листовом оцинкованном прокате, которое обеспечит в зонахгиба надежную эксплуатацию конструкций при температуре эксплуатации до -65°С.

Эти требования планируется включить в свод правил СП «Конструкции стальные из тонкостенных холодногогнутого оцинкованных профилей и гофрированных листов. Правила проектирования».

КОНТРОЛЬ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Гразиев С.В., Мукомела М.В., Сорокин А.А.
Россия, г. Балашиха, ВА РВСН, E-mail:sorokin18@mail.ru

В строительстве и машиностроении резьбовые соединения имеют наибольшее распространение. В современных машинах и механизмах детали, имеющие резьбу, составляют свыше 60% от общего количества деталей.

Главный недостаток резьбового соединения заключается в том, что благодаря профилю канавки, выполненной на цилиндрической или конической поверхности по винтовой линии, создается концентратор напряжения, который в определенных условиях может стать инициатором развития самого опасного дефекта - трещины. Случаи разрушения резьбового соединения, которые привели к катастрофическим последствиям, известны. Это авария на Саяно-Шушенской ГЭС 17 августа 2009 года.

Следовательно, необходимо предусмотреть методы неразрушающего контроля (НК), позволяющие на этапе монтажа, а также в ходе эксплуатации контролировать резьбовые соединения на наличие трещин, особенно развивающихся. Одним из наиболее перспективных методов НК является акустико-эмиссионный (АЭ).

АЭ-контроль технического состояния обследуемых объектов проводится только при создании в конструкции напряженного состояния, инициирующего в материале объекта работу источников АЭ. Для этого объект подвергается нагружению силой, давлением, температурным полем и т.д.

С целью оценки возможности использования АЭ для контроля затяжки болтов были проведены следующие работы:

- реализовано два болтовых соединения с использованием болтов 8x50 мм, класс прочности 5.8 (один болт целый, второй с надрезом до 40% сечения);
- установлен ПАЭ ДР15И – на расстоянии 50 мм от головки болта;
- проведено ступенчатое с выдержками нагружение крутящим моментом болта с надрезом до разрушения;
- по такой же схеме было проведено нагружение целого болта.

Болт с надрезом нагружался ступенчато крутящим моментом 15, 20, 25, 30, 35, 40 Н*м. При моменте порядка 42 Н*м болт разрушился. Выдержки на каждой ступени нагружения были не менее 1 мин. Нагружение целого болта проводилось аналогично до момента 40 Н*м.

Графики изменения регистрируемой амплитуды приведены на рис. 1, 2.

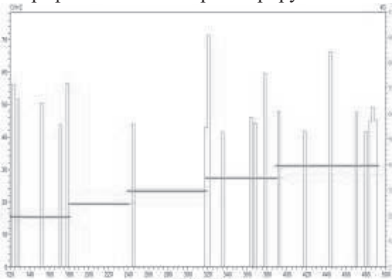


Рис. 1 Амплитуда сигналов регистрируемых ПАЭ ДР15И при ступенчатом нагружении болта с надрезом

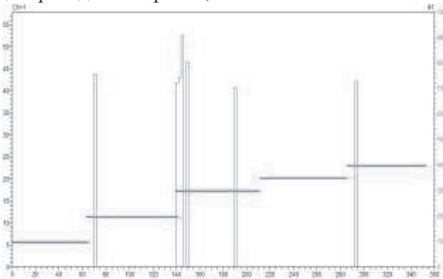


Рис. 2 Амплитуда сигналов, регистрируемых ПАЭ ДР15И при ступенчатом нагружении целого болта

Из графиков видно, что амплитуда и количество сигналов, регистрируемых ПАЭ при нагружении болта с надрезом, значительно превышает аналогичные параметры при нагружении целого болта.

Проведенные работы и исследования позволили сделать следующие выводы:

При использовании метода АЭ для оценки технического состояния резьбовых соединений при монтаже и в ходе эксплуатации ПАЭ можно устанавливать на поверхность одной из сопрягаемых деталей.

Метод АЭ позволяет в режиме реального времени оценивать техническое состояние резьбовых соединений при выполнении их затяжки при монтаже.

Метод АЭ позволяет в режиме реального времени оценивать техническое состояние резьбовых соединений в ходе эксплуатации при реализации пробного нагружения.

СТРУКТУРНА И СВОЙСТВА БОРИРОВАННОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО НА СТАЛИ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ

¹Громов В.Е., ^{1,2}Иванов Ю.Ф., ³Кормышев В.Е., ³Коновалов С.В., ³Капралов Е.В., ³Рубаникова Ю.А., ³Зенина Е.В., ³Гостевская А.Н.

¹Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, E-mail: yufi55@mail.ru

²Россия, г. Томск, НИИ ТГУ, ³Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

В последние годы получили развитие исследования в области наплавки композиционных покрытий, упрочненных частицами карбидов, боридов и других высокотвердых и высокомодульных фаз. Такие покрытия эффективно работают в условиях сильного абразивного изнашивания и ударных нагрузок и применяются в различных областях промышленности.

Цель работы: анализ фазового состава, дефектной субструктуры, механических свойств слоя, сформированного на износостойкой стали Hardox 450 электродуговым методом порошковой проволокой марки ПП-1 (0,7C; 2,0Mn; 1,0Si; 2,0Ni; 4,5B; остальное Fe) вес. %.

Используемая в качестве материала основы сталь Hardox 450 (0,25C; 0,70Si; 1,60Mn; 0,25Cr; 0,25Ni; 0,25Mo; 0,004B; 0,025P; 0,010S) вес. %, характеризуется низким содержанием легирующих элементов, вследствие чего она хорошо сваривается и обрабатывается.

Благодаря специальной системе закалки листов, суть которой заключается в быстром охлаждении прокатанного листа без последующего отпуска, достигается мелкозернистая структура стали и ее высокая твердость. Благодаря этому сталь эффективно противостоит большинству видов износа. Наплавку осуществляли порошковой проволокой ПП-1. Наплавку проводили в среде защитного газа состава 98 % Ar, 2 % CO₂ при сварочном токе 250–300 А и напряжении на дуге 30–35 В. Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали и наплавленного металла осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (метод тонких фольг).

Было установлено, что микротвердость наплавленного слоя превышает микротвердость металла основы более чем в два раза. Повышенные механические свойства наплавленного слоя связаны с формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры, упрочнение которой обусловлено закалочным эффектом (формирование ультрамелкой мартенситной структуры α-фазы) и наличием включений преимущественно борида железа состава Fe₂B субмикронных размеров, формирующих эвтектику пластинчатого типа.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (№ проекта 15-19-00065)

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ НА СТАЛЬ HARDOX-450

³Громов В.Е., ^{1,2}Иванов Ю.Ф., ³Коновалов С.В., ³Кормышев В.Е., ³Копралов В.Е., ³Рубанникова Ю.А., ³Зенина Е.В.

¹Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, E-mail: yufi55@mail.ru

²Россия, г. Томск, НИ ТПУ, E-mail: yufi55@mail.ru,

³Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

В настоящее время одной из перспективных ресурсосберегающих технологий является электроконтактная наплавка проволокой с оплавлением, которая используется при восстановлении деталей машин различного назначения: сельскохозяйственной техники, городского и железнодорожного транспорта, технологического оборудования и т.д.

Цель работы: анализ фазового состава, дефектной субструктуры, механических свойств слоя, сформированного на стали Hardox 450 электроконтактной наплавкой проволокой марки DT-DUR.

В качестве материала основы использовали сталь марки Hardox 450.

Таблица 1

Элементный состав стали Хардокс (Hardox) 450 (химический состав металла в ковше, вес. %, остальное железо).

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	P	S
0,19-0,26	0,70	1,60	0,25	0,25	0,25	0,004	0,025	0,010

Наплавку осуществляли проволокой №720 (DT-DUR), элементный состав которой приведен в табл.

2.

Таблица 2

Элементный состав наварочной проволоки №720 (DT-DUR) (вес. %)

C	Mn	Si	Ni	B	Fe
0,7	2,0	1,0	2,0	4,5	остальное

Исследования фазового состава и дефектной субструктуры стали и наплавленного металла осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (метод тонких фольг). Фольги изготавливали из пластинок, вырезанных электронскровым методом из наплавленного металла (слой, расположенный на половине толщины наплавленного металла).

Наплавка приводит к формированию высокопрочного поверхностного слоя толщиной не менее 7 мм, микротвердость которого изменяется в пределах (10,5 – 12,5) ГПа. При большем удалении от

поверхности наплавного слоя микротвердость материала быстро падает, выходя на уровень ≈ 5 ГПа. Следовательно, твердость наплавленного слоя более чем в 2 раза превышает твердость металла основы (сталь Хардокс-450) при толщине слоя не менее 7 мм.

Установлено, что повышенные механические свойства наплавленного слоя связаны с формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры, упрочнение которой обусловлено закалочным эффектом (формирование ультрамелкой мартенситной структуры α -фазы) и наличием включений преимущественно борида железа состава Fe_2B субмикронных размеров, формирующих эвтектику пластинчатого типа.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (№ проекта 15-19-00065)

ДЕГРАДАЦИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

¹Громов В.Е., ¹Перегудов О.А., ¹Аксёнова К.В., ^{2,3}Иванов Ю.Ф., ¹Морозов К.В.

¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, E-mail: yufi55@mail.ru

³Россия, г. Томск, НИ ТПУ, E-mail: yufi55@mail.ru

В настоящей работе проведен анализ деформационного преобразования свойств поверхностного слоя рельсов, обусловленного длительной эксплуатацией на железной дороге. В качестве материала исследования использовались образцы рельсовой стали Р65, которые были вырезаны из рельсов в исходном состоянии и после эксплуатации на железной дороге (пропущенный тоннаж 500 и 1000 млн. тонн брутто). Анализ прочностных свойств поверхностного слоя стали осуществляли, определяя твердость материала (микротвердомер ПМТ-3 (метод Виккерса при нагрузке на индентор 2 Н)). Исследования износостойкости материала (определяли коэффициент трения и скорость износа материала) проводили на трибометре «Tribotechnic» (Франция).

Результаты трибологических исследований, представленные в таблице, показывают, что эксплуатация рельсов приводит к снижению ее износостойкости. При этом при пропущенном тоннаже 500 млн. тонн износостойкость рельсов снижается в ≈ 3 раза, а при 1000 млн. тонн – в $\approx 3,4$ раза. Снижение износостойкости сопровождается уменьшением коэффициента трения (таблица). Отчетливо видно, что чем больше наработка рельсов, тем меньше изменение коэффициента трения относительно исходного материала.

Таблица. Результаты трибологических испытаний поверхности катания рельсов

Маркировка	μ	Скорость износа, 10^{-5} , мм ² /м·Н
исходный	0,49	3,2
500	0,36	9,8
1000	0,43	10,9

В результате испытаний стали на износостойкость выявлены две стадии изменения коэффициента трения: начальная стадия (стадия приработки), характеризующаяся изменяющимся коэффициентом трения, и основная стадия с практически неизменной величиной коэффициента трения. Стадия приработки в стали в исходном состоянии весьма кратковременна и не превышает 100 с. Эксплуатация рельсов приводит к существенному увеличению стадии приработки: после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто эта характеристика составляет 800 с, а после пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто – увеличивается до 1000 с.

Эволюция трибологических характеристик стали сопровождается изменением твердости ее поверхностного слоя (твердость в исходном состоянии составляет $\approx 5,7$ ГПа). Выполненные исследования показали, что твердость поверхностного слоя металла рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто составляет $\approx 7,0$ ГПа. По мере удаления от поверхности катания твердость металла снижается, выходя на плато на расстоянии 10-12 мм. Если предположить, что на расстоянии 10-12 мм от поверхности катания твердость металла соответствует твердости исходного материала, то в результате эксплуатации рельсов после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто твердость поверхности катания повысилась в $\approx 1,7$ раза. После пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн можно отметить двукратное снижение твердости в приповерхностном слое толщиной ≈ 2 мм по отношению к слою стали, расположенного на расстоянии ≈ 10 мм – твердость снижается практически до значения твердости исходной стали $\approx 5,4$ ГПа. Это указывает на деградацию структуры материала при эксплуатации.

Очевидно, что изменение твердости и трибологических характеристик стали при эксплуатации рельсов обусловлено соответствующим изменением дефектной субструктуры и, возможно, фазового состава поверхностного слоя материала. Показано, что после пропущенного тоннажа 500 млн. тонн брутто в поверхностном слое рельсовой стали формируется высокодефектная нанокристаллическая многофазная структура, способствующая повышению (в $\approx 1,2$ раза) твердости стали. Увеличение пропущенного тоннажа до 1000 млн. тонн брутто приводит к разрушению зерен перлита и протеканию начальной стадии динамической рекристаллизации стали, что может являться причинами разупрочнения поверхностного слоя рельсов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ №15-12-00010.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

¹Громов В.Е., ¹Аксёнова К.В., ¹Никитина Е.Н., ^{2,3}Иванов Ю.Ф.

¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, E-mail: gromov@physics.sibsu.ru

²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, E-mail: yufi55@mail.ru

³Россия, г. Томск, НИ ТПУ, E-mail: yufi55@mail.ru

Эксплуатация изделий из стали с бейнитной структурой, особенно в экстремальных условиях, часто приводит к пластическому формозменению материала, сопровождающемуся преобразованием его фазового состава и дефектной субструктуры. Поэтому целью настоящей работы являлось обнаружение закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры стали с бейнитной структурой 30X2H2MФА в условиях пластической деформации до разрушения. Аустенизацию стали проводили при температуре 960°C, 1,5 часа; охлаждение осуществляли на воздухе. Деформацию стали проводили одноосным сжатием со скоростью $\sim 7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ столбиков размерами 4x4x6 мм³ на испытательной машине типа «Инстрон». Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг и рентгеноструктурного анализа.

Выполненный качественный и количественный анализ параметров структуры деформированной стали позволил выявить следующие закономерности в изменении фазового состава и дефектной субструктуры материала.

Во-первых, пластическая деформация одноосным сжатием стали 30X2H2MФА с бейнитной структурой сопровождается многоплановым изменением состояния дефектной субструктуры стали. А именно, увеличением скалярной плотности дислокаций и объема материала, содержащего деформационные микродвойники, уменьшением средних продольных размеров фрагментов и увеличением степени их разориентации, увеличением количества концентраторов напряжений и амплитуды изгиба-кручения кристаллической решетки материала. Выполненные исследования позволили высказать предположение о смене механизма деформирования стали: на первой стадии нагружения ($\epsilon \leq 18\%$) деформирование осуществляется преимущественно движением дислокаций; на второй стадии ($18\% < \epsilon < 36\%$) – движением дислокаций и двойникованием.

Во-вторых, пластическая деформация одноосным сжатием стали 30X2H2MФА с бейнитной структурой сопровождается эволюцией карбидной фазы материала. Карбидные превращения в бейнитной структуре протекают в рамках двух конкурирующих процессов: наблюдается растворение частиц цементита, образовавшихся в процессе бейнитного превращения в объеме пластин феррита, и выделение в процессе «деформационного старения» частиц цементита на элементах дислокационной субструктуры. Одновременно с трансформированием карбидной фазы наблюдается допревращение остаточного аустенита, инициированное деформированием стали, и приводящее к увеличению объемной доли частиц цементита, расположенных вдоль границ раздела пластин феррита.

Выполненный количественный анализ параметров структуры стали позволяет проследить за перераспределением атомов углерода в структуре стали при пластической деформации. С ростом степени деформации количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе α -железа, формирующих частицы цементита, расположенные на внутрифазных границах (границах зерен, субзерен, пластин феррита), и количество атомов углерода, расположенных на дислокациях, увеличивается; количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объеме пластин бейнита, и расположенных в твердом растворе на основе α -железа, снижается.

Сопоставляя результаты проведенных исследований, можно обнаружить, что переход от первой стадии деформирования стали ко второй подготавливается следующим изменением структурно-фазового

состояния материала: во-первых, завершением процесса интенсивного накопления дислокаций, во-вторых, инициированием механизма деформационного микродвойникования, в-третьих, завершением процесса фрагментации пластин бейнита, в-четвертых, достижением максимальной плотности изгибных экстинкционных контуров, в-пятых, существенным увеличением твердорастворного упрочнения стали. В совокупности указанные процессы приводят к формированию в материале областей с критической субструктурой, способной к формированию микротрещин с последующим разрушением образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ №15-12-00010.

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ УПРОЧНЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

¹Громов В.Е., ¹Аксёнова К.В., ^{2,3}Иванов Ю.Ф., ⁴Белов Е.Г., ⁴Костерев В.Б., ¹Косинов Д.А.

¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, E-mail: gromov@physics.sibsu.ru

²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, E-mail: yufi55@mail.ru

³Россия, г. Томск, НИИ ТПУ, E-mail: yufi55@mail.ru

⁴Россия, г. Новокузнецк, ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,

E-mail: kosterev_VB@zsmk.ru

Представленные в работах [1, 2] результаты термомеханического упрочнения стали 09Г2С путем прокатки балочного профиля ДП155 и принудительного охлаждения водой в потоке стана 450 ОАО «Евраз – Западно-Сибирский металлургический комбинат» свидетельствуют о повышении механических свойств после такой обработки. В дальнейшем методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии были проведены исследования структурно-фазовых состояний и дефектной субструктуры, формирующихся в результате термомеханического упрочнения в потоке прокатного стана. Установлено, что состояние дефектной субструктуры α -фазы стали определяется (1) механизмом $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, (2) режимом высокотемпературной прокатки и ускоренного охлаждения, (3) расстоянием до поверхности ускоренного охлаждения [2].

В связи с этим целью работы являлось выявление закономерностей формирования свойств, реализующихся при термомеханическом упрочнении низкоуглеродистой стали. Материалом исследования, как и в [1, 2], являлись образцы из двутавровой балки ДП 155 из стали марки 09Г2С. Анализ прочностных свойств поверхностного слоя осуществляли, определяя нанотвердость материала и модуль Юнга (динамический ультрамикротвердомер (наноиндентор) Shimadzu DUH-211S, нагрузка на индентор 50 мН). Исследования износостойкости материала (определяли коэффициент трения и скорость износа материала) проводили на трибометрах «CSEM Tribometer High Temperature S/N 07-142», CSEM Instruments, Швейцария и «Tribotechnic» (Франция).

В таблице приведены значения нанотвердости и модуля Юнга стали 09Г2С в нетермомеханически упрочненном и термомеханически упрочненном состояниях. Отчетливо видно, что упрочнение стали сопровождается увеличением нанотвердости поверхностного слоя в $\approx 1,22$ раза при одновременном снижении модуля Юнга в $\approx 1,18$ раза. Термоупрочнение стали существенным образом изменяет трибологические характеристики стали, а именно, приводит к увеличению износостойкости поверхностного слоя в $\approx 1,83$ раза и увеличению коэффициента трения в $\approx 1,36$ (таблица).

Таблица. Механические и трибологические характеристики стали 09Г2С

	Нанотвердость, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	скорость изнашивания $V, 10^{-5}, \text{мм}^3/\text{Н}\cdot\text{м}$	коэффициент трения μ
Неупрочненное состояние	2,7	269,6	5,3	0,36
Термомеханически упрочненное состояние	3,3	228,2	2,9	0,49

Установлено, что явление повышения прочности поверхностного слоя стали является многофакторным, морфологически многокомпонентным и определяется природой $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Основными механизмами, ответственными за высокий уровень прочности поверхностного слоя стали, являются субструктурное и деформационное, обусловленные формированием кристаллов мартенсита и бейнита.

Исследование выполнено при финансовой поддержке грантов РФФИ №№ 16-48-420530 p_a и 16-32-60048 мол_a_дк.

Литература

Громов В.Е., Ефимов О.Ю., Костерев В.Б., Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я. Структурно-фазовые состояния и свойства упрочненных стального проката и чугунных валков. Новокузнецк: Интер-Кузбасс, 2011 г. 205 с.

Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Ефимов О.Ю., Костерев В.Б. и др. Формирование дислокационной субструктуры при горячей прокатке и термомеханическом упрочнении малоуглеродистой стали // Материаловедение. 2011. № 1. С. 40-42.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ДЕФОРМИРУЮЩИМ РЕЗАНИЕМ.

Дегтярёва А.Г., Симонов В.Н., Бокатенко Е.Ю.

Россия, г. Москва, МГТУ им.Н.Э.Баумана, E-mail:dega_70@mail.ru

При обработке деформирующим резанием (ДР) происходит закалка вследствие нагрева подрезаемых слоев выше критической температуры A_{C1} , а в зоне непосредственного трения реза о заготовку, выше A_{C3} и резкого отвода тепла в сердцевину материала. Действие сильнейшей пластической деформации (до 400%) совместно с закалкой приводят к изменению фазового состояния, измельчению структуры, вплоть до получения бесструктурного мартенсита, накоплению дефектов и сохранению нерастворенных пластин цементита. Все сказанное вызывает повышение твердости поверхностного слоя.

Методика и материалы: образцы для исследования стали 20 и У8, вырезали на электроэрозионном станке, подготовленные шлифы травили в смеси 4-х % спиртового раствора азотной кислоты (HNO_3) течение 4-6 секунд. Микроструктурные исследования проводили на оптическом микроскопе Olympus GX51 и сканирующем электронном микроскопе Carl Zeiss NVision 40. Твердость измеряли на микротвердомере EMCO•TEST DuraScan 70 (по Виккерсу) схема, представлена на рис.1. Фазовый анализ осуществляли на дифрактометре D8 Advance в $Co\ K\alpha$ -излучении. Съемка проводилась в $\theta-2\theta$ геометрии в диапазоне углов $2\theta = 25 \div 125$ градусов. Исследования методом просвечивающей электронной микроскопии проводили на просвечивающем электронном микроскопе Tecnai G2 20 TWIN.

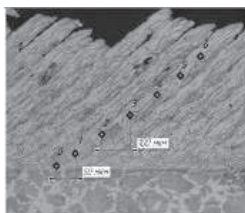


Рис.1 Микроструктура и схема измерения твёрдости после ДР.

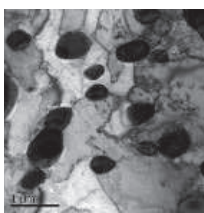


Рис.2 Сферические частицы цементита в упрочнённой поверхности стали У8.

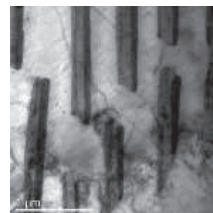


Рис.3 Пластины цементита в упрочнённой поверхности стали У8.

Результаты и их обсуждение: после ДР упрочненная поверхность представляет собой оребренную структуру без зазоров с толщиной ребра 50мкм и микротвердостью в стали 20 380 HV0,1 и 600 HV0,1 в стали У8, сердцевина материалов в процессе обработки не претерпевает каких-либо структурных и фазовых превращений и твердость составляет 140 HV0,1 и 170 HV0,1 соответственно. Замечено, что при незначительной разнице в микротвердости исходной структуры (30ед.) ее прирост после обработки гораздо существеннее в высокоуглеродистой стали. Фазовый состав исследуемых сталей после ДР показал наличие только фазы Fea. Остаточный аустенит обнаружен в незначительном количестве в стали У8. В микроструктуре стали 20 обнаружено несколько составляющих: наклепанный феррит с заниженной твердостью 320 HV0,1 и не растворившийся цементит перлита, в виде раздробленных и утонченных пластин (с 0,18мкм до 0,06мкм). В стали У8 выявлены белые зоны с высокой твердостью. Их микротвердость удалось измерить при существенном снижении нагрузки на индентор со 100 до 25 гр. и она составила 900 HV0,025. В стали У8, после ДР, в значительном количестве находится частицы цементита, они сохраняют свою форму в виде сфер рис.2 и пластин рис.3, но при обработке происходит изменение их размеров. Пластины уменьшаются в 3,5 раза, а сферы в 2 раза. Эти факторы вносят вклад в полученную твердость стали У8.

Выводы: Выводы: выявлено, что в сталях 20 и У8 подвергнутых одинаковым режимам деформирующего резания происходят существенные структурные и фазовые изменения, приводящие к повышению поверхностной твердости и износостойкости.

ПРЕОБРАЗОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 12ГБА ПОСЛЕ ОБРАБОТКИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКОЙ

Деревагина Л.С., Сурикова Н.С., Гордиенко А.И.

Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН, E-mail:lsd@ispms.tsc.ru

В связи с ускоренным освоением северных территорий потребность в хладостойких сталях увеличивается. В связи с этим, а также с более жесткими требованиями, предъявляемыми к конструкциям, важность проблемы снижения металлоемкости продукции возрастает. Уменьшить металлоемкость конструкций возможно за счет повышения прочности стали путем ее обработки методами интенсивной пластической деформации. Цель настоящей работы – исследовать закономерности структурных изменений в низкоуглеродистой стали 12ГБА, обработанной многопроходной тепловой прокаткой (ТП) в калибрах с накопленной степенью обжатий $\phi = 2.7$ в интервале температур 750 – 550°C, и оценить их влияние на механические свойства и характер разрушения в условиях растяжения при отрицательных температурах.

Структуру стали исследовали на оптическом микроскопе Zeiss Axiovert 25, растровом электронном микроскопе (РЭМ) Philips SEM 515, с использованием системы с электронным и сфокусированным ионным пучками Quanta 200 3D с приставкой NORDLYS Oxford Instruments HKL Technology методом анализа дифракции обратно рассеянных электронов. Исследование структуры на микромасштабном уровне выполняли методом фольг на электронном просвечивающем микроскопе CM-12. Фазовый состав анализировали путем индиферирования микроэлектронограмм. Для оценки механических свойств выполнены испытания на растяжение образцов стали в интервале температур от +20°C до -196°C. Построены температурные зависимости характеристик прочности и пластичности: предела текучести, предела прочности, степени равномерной деформации, общей степени деформации. Микромеханизмы разрушения, необходимые для качественной оценки вязкости разрушения стали, изучали с помощью РЭМ.

В результате обработки стали 12ГБА тепловой прокаткой структура стали измельчается до среднего размера зерна $d=2,43$ мкм и субзерна $d=0,2-0,5$ мкм. В ~ 8 раз увеличивается общая плотность границ зеренно-субзеренной структуры и изменяется спектр границ по углам разориентаций, в результате чего плотность МУГ увеличивается с 11% в стали с крупнозерненным (КЗ) состоянием ~ до 55 % после прокатки. Пластинчатая морфология карбидной фазы в перлитных зернах заменяется на глобулярную. В ходе $\gamma-\alpha$ превращения выделяются мелкие частицы карбидов размером 5-12 нм, как на границах зеренно-субзеренной структуры, так и в объеме фаз. В центральных сечениях прокатанного прутка формируется текстура деформации α -фазы $\{111\}<110>$ с высокой (более 6) полной плотностью компоненты текстуры. Данная текстура способствует реализации энергоемких микромеханизмов разрушения стали и, следовательно, улучшает вязкость разрушения прокатанной стали.

Применение интенсивной тепловой прокатки и связанные с нею структурные изменения позволяют повысить общий уровень прочностных свойств стали 12ГБА (предел текучести увеличился почти в 2 раза, а предел прочности в 1,3 раза) по сравнению со сталью с КЗ состоянием. При этом пластичные свойства снижаются на 40%, но сохраняются на достаточно высоком уровне (степень равномерной деформации ~10%).

При снижении температуры испытания от комнатной до -80°C прочностные и пластичные характеристики обработанной стали изменяются незначительно. С дальнейшим понижением температуры до температуры жидкого азота прочностные свойства прокатанной стали возрастают ~ на 50%, а пластичные – уменьшаются ~ на 20%.

В стали с исходным КЗ состоянием в области температур от -80°C до -196°C наблюдали более сильную зависимость прочностных свойств от температуры. Так, характеристики прочности при температуре жидкого азота увеличились в 2-2,5 раза, превысив величины аналогичных характеристик для обработанной стали, а пластичность снизилась на ~ 30%.

В изломах образцов стали с КЗ структурой, разрушенных при температуре жидкого азота, наблюдали хрупкий микромеханизм разрушения сколом, что может быть следствием ужесточения

напряженного состояния в шейке из-за сильной температурной зависимости предела текучести стали с понижением температуры испытания. Напротив, в прокатанной стали вследствие незначительного изменения величины предела текучести от температуры вязкие (энергоёмкие) микромеханизмы разрушения сохраняются в интервале температур испытания от +20°C до -196°C.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (номер проекта 16-48-700257 р-а)

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ АЗОТИРОВАНИЯ НИХРОМА Х20Н80

Дин Кай Цзянь, Семенов М.Ю., Смирнов А.Е.

Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, E-mail: shigona.podzhogin@yandex.ru

Сплавы на базе никеля используются, в частности, в тарелках биметаллических выпускных клапанах двигателей внутреннего сгорания, в которых шток изготавливается из мартенситной стали (сильхрома 40X9C2) [1]. Тарелка закаливается при температуре 1200 °С в воздушной атмосфере с последующим отпускном при температуре 520 °С. Результирующая твердость тарелки составляет более 60 HRC. Рабочая температура выпускного клапана превосходит 750 °С [1]. Также жаропрочные сплавы (суперсплавы) активно используются для изготовления тонкостенных камер сгорания газотурбинных двигателей. При этом, по данным [2], после сплошного азотирования суперсплавов на базе никеля статическая и длительная прочность возрастают в 1,5-2,5 и 1,5-3,5 раза, соответственно. Целью данной работы явилось разработка модели азотирования нихрома в целях развития моделей актуальных суперсплавов типа Nimonic (легированных Ti и Al), Inconel (легированных Mo и W), отработки химического состава новых суперсплавов, в том числе, нихромов нового поколения. Одновременно выполнялось сравнение эффективности дисперсионного и твердорастворного упрочнения суперсплавов расчетными методами.

При моделировании учитывали, что в сплаве на основе никеля, содержащем хром, заметно увеличивается область \square -фазы. Коэффициент диффузии хрома в никеле на несколько порядков уступает коэффициенту диффузии азота. Влияние азота оценивали через коэффициент активности \square . В этой связи использовали выражение второго закона Фика приняли в виде:

$$\frac{\partial C_N}{\partial \tau} = \gamma D_N \frac{\partial^2 C_N}{\partial x^2},$$

где C_N - концентрация азота, D_N - коэффициент диффузии азота в \square -Ni ($D_N=1,9\exp(-126000/RT)$ по [2]), где R - универсальная газовая постоянная, T - абсолютная температура; \square - время; x - расстояние от поверхности. Коэффициент активности определяли по формуле [3]:

$$\gamma = \exp(eC_{Cr}),$$

где $e \approx -0,10$ - параметр взаимодействия; C_{Cr} - содержание хрома в сплаве. Начальные и граничные условия формулировали по известным подходам. При ионном азотировании время процесса допустимо отсчитывать с момента достижения установкой заданной температуры и считать концентрацию азота на поверхности постоянной. На глубине концентрация азота равна постоянно нулю. Модель реализовали на языке Object Pascal в среде Delphi. Пример решения диффузионной задачи, соответствующий насыщению нихрома представлен на рис.

Одновременно модель рассчитывает послойно изменение предела прочности нихрома после азотирования 1) непосредственно после азотирования, 2) после азотирования и высокотемпературного отжига по твердорастворной схеме за счет насыщения Ni Cr и N, когда происходит распад нитридов хрома CrN, Cr₂N и др. Выполнено уточнение зависимости [2] между концентрацией Cr и приростом предела прочности. Как показали расчеты предела прочности после азотирования и после отжига близки и сильно зависят от технологических факторов ХТО. После отжига, в согласии с данными [2], прочность более равномерна по сечению образца.

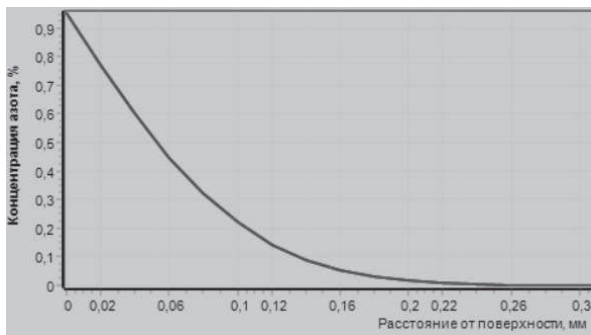


Рис. Расчет распределения N в никроме после ионного азотирования (потенциал среды равен 50 %) при температуре 1050 °С в течение 12 ч

Список литературы.

1. Mollenhauer K., Tschoeke H. Handbook of Diesel Engines. – Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2010. – 634 p.
2. Петрова Л.Г. Моделирование процессов внутреннего азотирования жаропрочных сталей и сплавов. Дисс. на соискание уч. степени докт. техн. наук. М., МАДИ, 2001, 402 с.

РЕЖИМЫ ФОРМИРОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ НИКЕЛЯ, УПРОЧНЕННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КОРУНДА И БОРИДОВ ТИТАНА

Евдокимов В.Ю., Баринов С.М., Пруцков М.Е., Тютюкова Ю.Б., Овсянников Н.А., Аладьев Н.А., Лысенков А.С., Смирнов В.В., Егоров А.А., Фомин А.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail:acd313@immet.ac.ru

Конструкционные композиционные материалы (КМ) на основе алюминидов никеля и титана обладают комплексом повышенных механических свойств в условиях высоких температур и нагрузок [1,2]. Полученные в данной работе КМ классифицировались согласно составу материала - упрочнение основной фазы КМ – NiAl с дисперсными частицами Ni₃Al, достигалось включением керамических составляющих – частиц дисперсно-структурированных фаз корунда (с частицами Mo), и TiB₂, получению данных материалов по способу горячего прессования. Результатом являлись КМ, обладающие комплексом высоких механических свойств.

Общая схема получения образцов включает операции: введение в исходную смесь алюминидов (матричный порошок NiAl-Ni₃Al) порошка керамической составляющей - Al₂O₃ (с частицами Mo) или TiB₂, механическое смешивание порошковой шихты и горячее прессование готовых смесей. Размер вводимых дисперсных частиц керамической составляющей составлял 1-2,5 мкм для Al₂O₃, 1-5 мкм – для TiB₂. Горячее прессование (ГП) проводилось при давлении 30 МПа в вакууме в графитовых прессформах. В таблицу сведены данные по лучшим образцам материалов.

Состав образца	Температура ГП, °С	Трещиностойкость, МПа·м ^{1/2}		Пористость, %	Прочность при изгибе, МПа	
		при 20°С	при 500°С		при 20°С	при 500°С
[NiAl(2,15%Mo)-20об.% Ni ₃ Al] – 20об.%Al ₂ O ₃ (3,16%Mo)	1570	19	27	0,5	300	430
[NiAl(2,15%Mo)-20об.% Ni ₃ Al] – 20об.%Al ₂ O ₃ (10,48%Mo)	1570	22	30	0,5	450	560
[NiAl(2,15%Mo)-20об.% Ni ₃ Al] – 20об.% Al ₂ O ₃ (19,13%Mo)	1570	25	35	0,5	600	780

NiAl -20об.% Ni ₃ Al – 20об.% TiB ₂	1570	20	33	0,5	290	720
--	------	----	----	-----	-----	-----

Механические испытания проводились на испытательных машинах «Instron», для оценки трещиностойкости были использованы образцы SENB-типа с прямым боковым надрезом.

Для образцов композитов с керамической составляющей - Al₂O₃ с большим содержанием Mo (19,13 об.%) рост трещиностойкости связан с наличием Mo, повышающим величину критического коэффициента интенсивности напряжений при разрушении. Эффект повышения механических свойств прогнозируемо наблюдается при высокотемпературных испытаниях для всех полученных материалов, наиболее высокие значения показали материалы на основе алюминидов никеля, упрочненные корундом (с частицами 19,13%Mo) и TiB₂.

Литература

1. Поварова К.Б., Дроздов А.А., Казанская Н.К., Морозов А.Е., Антонова А.В. Физико-химические подходы к разработке сплавов на основе NiAl для высокотемпературной службы// *Металлы*. №2. 2011. С. 48.

2. Евдокимов В. Ю., Тютюкова Ю. Б., Гнидаш С.В., Овсянников Н.А., Смирнов В.В., Аладьев Н. А., Баринов С.М. и др. Композиционные корундовые материалы, упрочненные частицами Ni и NiAl // *Перспективные материалы*; 2010; №1; с. 1-5.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЦИРКОНИЯ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Егорова Л.Ю., Хлебникова Ю.В., Пилюгин В.П.

Россия, г. Екатеринбург, ИФМ УрО РАН, E-mail:yulija_kh@imp.uran.ru

Действие мегапластической деформации приводит к дефектному кристаллическому состоянию, характеризующему особым наномасштабным уровнем структурных составляющих. Подобное структурное состояние отличается особыми физико-механическими свойствами, измененным гистерезисом фазовых переходов, увеличением прочности, изменением ресурса пластичности, характера разрушения и т.д.

В настоящей работе проведено исследование образования и последующей эволюции ω-фазы в псевдомонокристаллическом α-цирконии в процессе деформации сдвигом под давлением при комнатной температуре, с целью установления размерно-морфологических характеристик образующейся структуры и возможности протекания процессов динамической рекристаллизации при мегапластической деформации. Методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружено, что при деформации осадкой на накопальных Бриджмена псевдомонокристалла циркония с приложенным давлением до 8 ГПа фазовое α→ω превращение происходит не во всем объеме материала, а в областях ранее появившихся деформационных двойников.

В участках, где не происходит образование барической ω-фазы, α-фаза сохраняет практически монокристаллическое состояние с повышенной плотностью дислокаций и начальной стадией формирования ячеистой дислокационной структуры. Обнаружено, что деформация циркония до величин $\epsilon \geq 5$ под давлением инициирует развитие процессов динамической рекристаллизации. Это основано на непосредственных ПЭМ наблюдениях зёрен в форме правильных полиэдров с разной степенью дефектности внутренней микроструктуры. Предельно деформированная сформированная микроструктура состоит из разориентированных на большие углы микрокристаллитов среднего размера 40-50 нм с выраженными гранями. Микрокристаллиты ω-фазы имеют более дефектную внутреннюю микроструктуру в отличие от кристаллитов α-фазы, не содержащих дефектов.

При достижении степени деформации $\epsilon \geq 8$ наблюдали стабилизацию структурных элементов, как α-так и ω-фазы. Скорость накопления дефектов в теле зерна и движения границы растущего зерна на этом этапе деформации лимитируется соотношением развития взаимоконкурирующих процессов фрагментации, динамической и постдинамической рекристаллизаций.

Обнаружено наличие ориентационной связи ω- и α-фаз после мегадеформации, что может свидетельствовать о реализации обратного ω→α превращения после завершения испытаний (при разгрузке).

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме "Деформация", № 01201463327.

ПРИМЕНЕНИЕ СОВРЕМЕННЫХ СВАРОЧНЫХ УСТАНОВОК В НЕФТЯНЫХ МЕСТОРОЖДЕНИЯХ

Жумадилова Ж.О., Асан Т.А., Калдыбаев И.Д.

Казахстан, г.Алматы, КазННТУ, E-mail: zhanar_85@mail.ru

В нефтяных месторождениях широко используются сварочные установки для изготовления от простых изделий до магистральных труб. При использовании простых сварочных установок таких как ручная сварка электродами не дает должного качества сварного шва. Так как, при использовании таких оборудований наблюдаются такие дефекты как: поры, наплывы и брызги. Для улучшения данной проблемы в производстве широко используются сварочные установки Mig 420 Pro от компании ESAB.

Преимуществом данного вида сварочного оборудования является: стабильная дуга и точная ступенчатая регулировка напряжения, компактность, механизм для непрерывного подачи сварочной проволоки. КПД данной установки равняется 77%. Предназначен для сварки методом MIG/MAG сплошной стальной проволокой, проволокой из нержавеющей стали или алюминия с использованием защитного газа.

Полуавтоматическая сварка в защитном газе с данным оборудованием основана на использовании плавящего электрода и осуществляется при воздействии постоянного тока на обратной полярности. Сам процесс характеризуется горением дуги в парах металла. На катодное дно, которое расположено на поверхности ванны, постоянно воздействует поток ионов металла. В образовавшуюся ванну начинают поступать капли расплавленного металла электрода, образуя швы.

Оборудование состоит из источника питания, сварочного пистолета PSF 405/410w- 4.5м, обратного кабеля длиной 5 м с зажимом, шкафа для баллона с газом. На рисунке 1 показан блок питания подключения и органы управления сварочной установки.

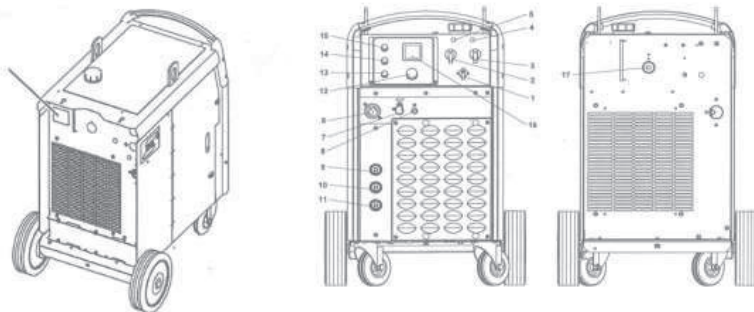


Рисунок 1- Органы управления блока питания

1-главный выключатель, 2-переключатель грубой регулировки, 3-переключатель точной регулировки, 4-индикаторная лампа, источник питания ВКЛ., 5- оранжевая лампа, сигнализирующая о перегреве и отсутствии охлаждающей жидкости, 6-разъем EURO (для сварочного пистолета), 7-соединитель для подачи охлаждающей воды к сварочной горелке (голубой - с выключателем), 8-соединитель для отвода охлаждающей воды от сварочной горелки (красный), 9-соединитель обратного кабеля, высокая индуктивность, 10-соединитель обратного кабеля, средняя индуктивность, 11-соединитель обратного кабеля, низкая индуктивность, 12-ручка задания скорости подачи проволоки, 13-ручка выбора 2/4-шагового режима управления, 14-ручка выбора -ВКЛ./ВЫКЛ., 15- ручка задания времени отжига, 16- цифровой измерительный прибор- В/А, 17- реле потока воды.

В данный момент сварочная установка Mig 420 Pro от компании ESAB широко используется во многих производственных объектах Республики Казахстан.

УСЛОВИЯ СУЩЕСТВОВАНИЯ АНТИСИММЕТРИЧНОГО ДИСКРЕТНОГО БРИЗЕРА В КРИСТАЛЛАХ СОСТАВА A_3B

¹Захаров П.В., ²Старостенков М.Д., ¹Ерёмин А.М., ¹Луценко И.С., ³Молодцов Р.К.

¹Россия, г. Бийск, АГТПУ им. В.М. Шукшина, E-mail: zakharovpvl@rambler.ru, eam77@yandex.ru, Lucenko.Iwan@yandex.ru

²Россия, г. Барнаул, АлмГТУ, E-mail: genphys@mail.ru

³Россия, г. Бийск, ФНПЦ Алтай, E-mail: molroman@yandex.ru

Дискретный бризер (ДБ) – это пространственно локализованная колебательная мода большой амплитуды в бездефектном кристалле [1]. Изучение свойств, механизмов зарождения, существования и разрушения дискретных бризеров в наноразмерных кластерах ГЦК металлов и упорядоченных сплавов, а также влияние ДБ на свойства таких материалов является важной задачей.

Нами рассматривается кристалл стехиометрии A_3B – Pt_3Al . Выбор сплава состава A_3B для исследований обусловлен рядом факторов. Сплавы стехиометрии A_3B со сверхструктурой $L1_2$ являются самыми многочисленными, поиск известных в настоящее время систем, обладающих $L1_2$ структурой, позволил выявить порядка 190 таких фаз в области состава A_3B . Также сплавы с данной структурой являются наиболее часто модельными и выбираются для фундаментальных исследований с целью разработки структурно-физических основ создания новых конструкционных и функциональных материалов с различными уникальными свойствами. Сплавы с $L1_2$ структурой являются основой разработки существующих в настоящее время суперсплавов [2].

В работе методом молекулярной динамики изучается возможность возбуждения антисимметричного дискретного бризера (АДБ), т.е. дискретного бризера с центром между двумя узлами решетки с максимальными амплитудами колебаний – аналога моды Пейджа для моноатомных одномерных цепочек [3]. Для возбуждения антисимметричного ДБ отклонялись два атома Al вдоль направления (100) на величину 0.7 Å, отклонение производилось навстречу друг другу или в противоположные стороны. Рассматриваемая модель представляла собой объемный кристалл, содержащая 8640 частиц, граничные условия задавались периодическими, атомы взаимодействовали посредством парного потенциала Морзе:

$$\varphi(r_{ij}) = D\beta e^{-\alpha r_{ij}} (e^{-\alpha r_{ij}} - 2), \quad (1)$$

где D – энергетический параметр, соответствующий глубине потенциальной ямы, α – параметр, определяющий жесткость межатомных связей, r_0 – некоторое усредненное равновесное расстояние по координационным сферам, в которых учитывается взаимодействие между атомами.

В данной работе методом молекулярной динамики рассматриваются условия существования антисимметричного дискретного бризера. Получена зависимость частоты АДБ от амплитуды центральных атомов, тем самым удалось определить диапазон частот и их положение в запрещенной зоне фононного спектра кристалла Pt_3Al . Изучен процесс перехода антисимметричного дискретного бризера в дискретный бризер с одним атомом, который является основным носителем колебательной энергии. Показано, что этот процесс сопровождается перераспределением энергии без рассеивания по кристаллу. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 16-42-220002 р_а) и Российского научного фонда (проект 16-12-10175).

Литература

Дмитриев С В, Корзникова Е А и др. Дискретные бризеры в кристаллах // УФН 186 471–488

Кристаллогеометрические и кристаллохимические закономерности образования бинарных и тройных соединений на основе титана и никеля: монография / под общ. ред. А.И. Потекаева; Томский политехнический университет.- Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2011. - 312 с

Page J.B. // Physical Review B. 1990. V.41. P.7835

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОЧНОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ МАТЕРИАЛОВ И ОБЪЕДИНЕННЫХ КРИТЕРИЕВ ИХ ПРОЧНОСТИ С УЧЕТОМ ОСОБЕННОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Зеньков Е.В.

Россия, г. Иркутск, ФГБОУ ВПО ИрГУПС, E-mail: jovanyn1@yandex.ru

Повышение точности проектных расчётов на прочность высоконагруженных конструкций и уникальных сооружений требует учёта вида напряжённо-деформированном состоянии (НДС) в возможном очаге разрушения [1, 2]. Связано это с тем, что характеристики НДС конструкционных материалов в момент их разрушения (предельные значения интенсивности напряжений, первого главного напряжения в очаге разрушения и т.п.), определяемые при разрушении стандартизованных лабораторных образцов этих материалов в условиях одноосного и двухосного растяжений, могут существенно различаться. Учёт влияния двухосности важен, например, при оценке прочности элементов конструкций в виде пластин и оболочек, изгибаемых в разных направлениях, при действии на них температурных перепадов или системы разнонаправленных внешних сил. Более достоверны в таких ситуациях критерии прочности, учитывающие не только уровень, но и вид НДС [3]. Соответствующие критерии – Писаренко-Лебедева, Ягна-Бужинского, Друккера-Прагера и др. – требуют, как правило, предварительного определения ряда прочностных характеристик материала конструкций, определяемых путём разрушения лабораторных образцов в условиях одноосного растяжения, сжатия и сдвига (определения значений σ_e , $\sigma_{сж}$ и τ_k соответственно). Требуют указанные критерии и предварительного определения характеристик вида НДС, возникающего в возможном очаге разрушения конструкции. Соответствующее условие (уравнение предельного состояния), при котором наступает их квазистатическое разрушение, сопровождаемое появлением трещин, имеет вид

$$\alpha \sigma_i^{пред} + (1 - \alpha) \sigma_1^{пред} A^{1-P} = \sigma_e \quad (1)$$

где α и A – параметры, характеризующие свойства материала элемента конструкции, вычисляемые по формулам

$$\alpha = \frac{\sigma_e}{\sigma_{сж}}, \quad A = \frac{\varphi - \sqrt{3}\alpha}{1 - \alpha}, \quad \varphi = \frac{\sigma_e}{\tau_k} \quad (1)$$

Критерий (1) относится к так называемым объединённым критериям прочности, его точность в ряде случаев недостаточна для инженерной практики. Вызвано это различием вида НДС оцениваемого элемента конструкции и вида НДС образцов, испытываемых до разрушения при определении величин σ_e , $\sigma_{сж}$ и τ_k . Кроме того, необходимость предварительного определения указанных величин и соответствующее разнообразие лабораторной испытательной техники существенно усложняет применение критериев указанного типа. Предлагается разработка технологии прочностных испытаний для оценки прочности элемента реальной конструкции, включающая в себя два этапа: на первом осуществляется расчёт значения P для очага возможного разрушения и выбор соответствующих лабораторных образцов (значение величины P рассматривается при этом как критерий подобия НДС элемента конструкции и выбранного образца), на втором – испытание до разрушения выбранных образцов на типовой одноприводной машине. Уточнение расчёта достигается в предлагаемой технологии за счёт использования в ней экспериментальных данных о разрушении лабораторного образца, НДС которого в момент разрушения моделирует в своей рабочей зоне НДС рассматриваемого элемента реальной конструкции. Возможность использования одноприводных машин определяется при этом тем, что необходимые разнонаправленные испытательные усилия, действующие на образец, создаются с помощью оригинальной формы образца, защищенного авторским правом в виде патента на изобретение [4].

Список литературы

- Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. М.: Машиностроение, 1981. 272 с.
- Когаев В. П., Махутов Н. А., Гусенков А. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность: Справочник М.: Машиностроение, 1985. 224 с. (Основы проектирования машин).
- Писаренко Г. С., Лебедев А. А. Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. Киев: Наукова думка, 1976. 416 с.
- Зеньков Е.В., Цвик Л.Б., Пыхалов А.А., Запольский Д.В. Призматический образец для оценки прочности материала: патент 2516599. Рос. Федерация №2012140619/28; заявл. 21.09.2012; опубл. 27.03.2014 г. Бюл. № 9.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПА-6, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОУГЛЕРОДОМ*

Ильин Н.А., Ряшенцев В.В.

Россия, г. Тамбов, ФГБОУ ВО "ТГТУ", E-mail: ilinnikit@yandex.ru

В настоящее время активно ведутся исследования возможности получения полимерных материалов с заданными свойствами модификацией полимерной матрицы различными наполнителями. Наибольший интерес представляет изучение влияния наноразмерных наполнителей на формирование материалов с принципиально новыми заданными технологическими и эксплуатационными свойствами.

В работе исследовано влияние углеродных нанотрубок (УНТ) «Таунит» (производство ООО «Нанотехцентр», г.Тамбов) с наружным диаметром 8...15 нм и длиной 2 и более мкм в виде сыпучего порошка на прочностные характеристики полиамида 6 (ПА-6).

Объем вносимых добавок варьировался от 0,05 до 1 %. Распределение модификатора осуществлялось совместным перемешиванием с гранулами ПА-6 в шаровой мельнице с диаметром шаров 5 и 10 мм. в течение 30 минут. Экспериментальные образцы получены на лабораторном экструдере.

Исследование прочности в условиях одноосного растяжения и срезающих напряжений проводилось на универсальной испытательной машине УТС 101-5 при скорости перемещения подвижного зажима машины – 20 мм/мин. Тисп = 298К. Твердость материалов по Шору D определяли на дюрометре Шора типа D в соответствии с ГОСТ 24621-91.

Проведенные исследования показали, что даже малые объемы вносимого модификатора позволяют повысить прочностные показатели в условиях одноосного растяжения (до 25%) и срезающих напряжений (до 100 %), твердость по Шору D (до 10 %). Максимальное повышение прочностных характеристик наблюдается для системы ПА-6+0,5% УНТ. Полимерные системы с содержанием УНТ до 0,2% показали изменение в пределах погрешности. Для полимерной системы ПА-6+1% УНТ наблюдается некоторое снижение прочности при одноосном растяжении (в сравнении с системой ПА-6+0,5% УНТ).

Таким образом, можно сделать вывод о значительном влиянии даже малых объемов вносимого наноуглеродного модификатора на формирование физико-механических свойств полимерного композита.

Литература

1. Завражин, Д.О. Кинетика и интенсификация процессов твердофазной технологии обработки модифицированных полимер-углеродных материалов на основе СВЧ-нагрева: дисс. на соискание ученой степени к.т.н. // Тамбовский государственный технический университет. Тамбов, 2011.

2. Завражин, Д.О. Исследование процесса интенсивной пластической деформации материалов на основе ПА-6 / Д.О.Завражин, Г.С.Баронин // Вопросы современной науки и практики. Университет им. В.И. Вернадского. 2012. Т. 43. С. 20-23.

3. Завражин, Д.О. Формирование структурно-механических свойств наномодифицированных полимерных материалов в условиях твердофазной плунжерной экструзии / Д.О.Завражин, Г.С.Баронин, В.В.Худяков // Письма о материалах. 2014. Т. 4, №3 (15). С. 182-185.

*Работа выполнена под руководством к.т.н., доцента кафедры «Материалы и технология» ФГБОУ ВО «ТГТУ» Завражин Д.О.

ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРИМЕСНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ В ЦИРКОНИИ И ЕГО СПЛАВАХ МЕТОДОМ АЭС С ИСП С УЛУЧШЕННЫМИ МЕТРОЛОГИЧЕСКИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ.

Казенас Е.К., Волченкова В.А., Овчинникова О.А., Паунов А.К., Родионова С.К., Фомина А.А.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail:kazenas@imet.ac.ru

За последние 20 лет увеличилось использование циркония и его сплавов в ядерной индустрии. Требования к их чистоте значительно возросли. В связи с необходимостью контроля чистоты материалов нового поколения возникла задача разработки и внедрения комплексной методики по определению примесей в материалах циркония и его сплавах, обеспечивающей высокую производительность аналитических работ и улучшенные метрологические характеристики. Мы использовали метод атомно-эмиссионной спектроскопии с индуктивно-связанной плазмой (АЭС с ИСП). Работу проводили на плазменном спектрометре ULTIMA 2 фирмы «HORIBA Jobin Yvon» (Франция-Япония). Высокое разрешение спектрометра (5 рм) обеспечивает лучшее соотношение сигнала к фону, что приводит к низким пределам обнаружения элементов. Экспериментально были найдены следующие оптимальные

компромиссные режимы плазменного спектрометра для одновременного определения исследуемых элементов в растворе: мощность разряда – 1,2 кВт; охлаждающий поток аргона – 14; транспортирующий – 0,70; плазмообразующий – 0,5 л/мин; высота наблюдения – 14 мм над верхним витком индукционной катушки; скорость подачи образцов – 1,0 мл/мин. Выбраны оптимальные аналитические длины волн определения элементов: Al, Ca, Co, Cr, Cd, Mg, Mn, Mo, Na, Ni, Si, Sn, W, Zn. Изучено влияние матричного элемента (циркония) и способы его устранения. Основная проблема эмиссионного анализа заключается в учете влияния матрицы. Цирконий имеет богатый спектр и его потенциальные спектральные влияния высоки. На фоне сложных матриц особенно затруднено определение низких содержаний элементов. Это обусловлено и временным дрейфом фона, и сложной формой фона в области аналитической линии, и слабой интенсивностью сигнала. Увеличение времени интегрирования снижает пределы обнаружения, но не решает проблему влияния матрицы. Это в первую очередь искривление градуировочных графиков вследствие заметного изменения аналитических сигналов элементов вблизи пределов их обнаружения и, следовательно, ухудшение метрологических характеристик определения элементов. При определении элементов вблизи пределов обнаружения на их аналитические сигналы начинают влиять и другие элементы-примеси. В литературе встречается много работ по изучению калибровочных функций для анализа больших концентраций и практически нет работ, посвященных уменьшению погрешностей определения малых концентраций. Для учёта матричного влияния при определении элементов вблизи пределов их обнаружения использовали метод орторекурсивных разложений (ОРР) для построения калибровочных функций с различными множествами матричных эффектов. Так как орторекурсивные разложения по системе Фабера-Шаудера со сдвигами выдерживают любое конечное множество ошибок, применение данного метода позволило создать математическую программу при построении калибровочных функций, что позволило значительно уменьшить погрешность вычислений, учесть влияние многих матриц и ускорить проведение аналитических измерений. По разработанным программам проводился анализ проб. Использование метода ОРР позволило уменьшить величину относительного стандартного отклонения (S_r) с 0,15 до 0,08 при определении примесей (Al, Ca, Co, Cr, Cd, Mg, Mn, Mo, Na, Ni, Si, Sn, W, Zn) на уровне $1 \cdot 10^{-3}\%$.

Настоящая работа выполнена в рамках проекта по программе фундаментальных исследований президиума РАН: «Создание и совершенствование методов химического анализа и исследования структуры веществ и материалов».

СДВИГОВАЯ ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ВНУТРИКОСТНЫХ ИМПЛАНТАТОВ

Калита В.И., Комлев Д.И., Радюк А.А., Иванников А.Ю., Комлев В.С., Смирнов И.В., Тетерина А.Ю., Мамонов В.И., Севастьянов М.А., Баикин А.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН vkalita@imet.ac.ru

Долговременная работоспособность системы внутрикостный имплантат – костная ткань во многом определяется организацией объемной границы раздела между ними в виде композиционного покрытия, трехмерного капиллярно - пористого титанового (ТКП Ti) покрытия и покрытия гидроксипатита (ГА) на его свободной поверхности. Сдвиговая прочность образца «цилиндрический титановый имплантат с композиционным ТКП Ti+ГА покрытием – пластмасса (имитатор костной ткани) достигает 100 МПа при оптимальных структуре покрытия и режимах напыления.

Цилиндры диаметром 9 мм и длиной 100 мм из титана марки ВТ1-00 использовали в качестве подложек для напыления ТКП Ti покрытия для сдвиговых испытаний. На установке УПУ-3д напыляли ТКП Ti покрытия толщиной 1,22 мм, и 1,27 мм, а затем на них наносили керамические покрытия ГА или СаАЮ толщиной 0,08 и 0,12 мм, соответственно. Пористость ТКП Ti покрытий, используемых в исследовании, равнялась 46%. Образцы с ТКП Ti покрытием перед напылением керамических порошков подогревали в печи до 550 °С. При разработке метода испытания исходили из того, что максимальное значение сдвиговой прочности покрытия нанесенного на поверхность внутрикостных имплантатов будет достигнуто после полного вращающа костной ткани в поровое пространство ТКП Ti покрытия. Сымитировать такое состояние испытываемого образца можно, заполнив пространство впадин веществом с механическими свойствами близкими к костной ткани. В качестве такого вещества была выбрана пластмасса со сдвиговой прочностью 96,1 МПа. Испытание покрытия на сдвиг осуществляли продавливанием образца через отверстие в испытательной шайбе. Внутренний диаметр испытательной шайбы, 12,0 мм, был больше диаметра образцов с покрытиями, максимального размера которых не превышал 11,78 мм. Сдвиговая прочность образцов с нанесенными при оптимальных режимах

плазменного напыления CaAlO покрытиями относительно пластмассы была равна $105,8 \pm 18,6$ МПа при толщине керамического покрытия 0,12 мм. Сдвиговая прочность образцов с ГА покрытиями, нанесенных при тех же режимах напыления, находилась в пределах $92,6 \pm 10,1$ МПа при толщине керамического покрытия 0,08 мм. Максимальная величина напряжений на границе между титановой подложкой и титановым покрытием в момент разрушения образцов была равна 134,9 МПа. Поверхность разрушения проходила по пластмассе вдоль внешней поверхности напыленного образца, периодически выходя на вершины керамического покрытия. Относительная площадь поверхности разрушения, проходящая по керамическому покрытию составляла 2,84%, для CaAlO и 31,26 % для ГА покрытий. Полученные результаты по сдвиговой прочности в несколько раз превосходят известные значения для сдвиговой прочности пористого титанового покрытия, 18 МПа при пористости 50 %, и относительно плотного ГА покрытия, 19 МПа.

ИЗУЧЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ С ДОБАВКАМИ ОКСИДА БЕРИЛЛИЯ.

Кардашова Г.Д., Шабанов Ш.Ш., Юнусова Н.Р.

Россия. Г. Махачкала, ДГУ, E-mail: gulya-ka11@yandex.ru

Керамические материалы SiC-BeO интересны сочетанием высокой теплопроводности и электросопротивления [1,2]. Добавление к SiC небольшого количества оксида бериллия (~2% масс.) приводит к увеличению теплопроводности до 270 Вт/м·К, и удельного сопротивления 10^{13} Ом·см.

В результате различных технологических процессов таких как получение ультрадисперсных порошков, механоактивация, активирующие добавки и процесс горячего прессования получена высокоплотная керамика на основе карбида кремния с добавками оксида бериллия. Исследованы упругие свойства. Модули упругости рассчитаны нами по измеренным значениям плотности и скоростей распространения продольной C_L и поперечной C_T ультразвуковых волн (УЗВ). Скорость распространения ультразвука измерена импульсным и резонансным методами.

Результаты измерений для поликристаллических твердых растворов SiC-BeO представлены в на рисунке 1 и в таблице 1. Доверительный интервал с вероятностью 0,95 содержит неучтенные систематические и случайные погрешности измерения времени распространения ультразвука в образце и длины образца. Исследования показали, что основным фактором, влияющим на упругие свойства SiC-BeO является пористость. На рис. 1 показано корреляционное поле модуля Юнга (E) и пористости, полученное на нескольких партиях образцов карбидокремниевой керамики.

Таблица 1.

N	C_L м/с	C_T м/с	μ	E ГПа	M ГПа	G ГПа	Масс% BeO
1	11,5276+110	7373+30	0,153	374	180	162	2
2	11,252+80	7229+30	0,148	345	163,35	150	1,8
3	10,909+90	7034+20	0,145	322	151,17	141	1,6
4	10,53295+80	7272+25	0,131	333	150,406	147	1,5
5	11,293+110	7293+50	0,143	342	153,664	150	1,4
6	10,874+110	7071+30	0,136	316	144,7	139	1,2
7	10,8987+150	7058+50	0,136	316	145,03	138	1
8	9,1966+90	6030+80	0,124	306	91,3	92	0

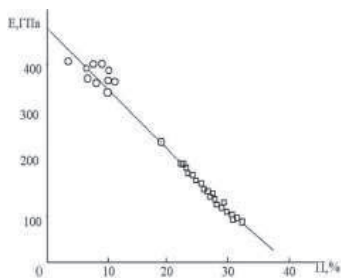


Рис. 1. Зависимость модуля Юнга в керамике SiC-B₂O₃ от пористости:
 ○ - керамические материалы SiC-B₂O₃,
 □ - партия образцов азотированного SiC.

В результате зависимость упругих свойств от концентрации ВеО явно не прослеживается. Видно, что данные для образцов SiC-B₂O₃ ложатся удовлетворительно на единую регрессионную кривую, но прослеживается незначительное положительное отклонение. Можно сделать вывод, что наблюдается тенденция к увеличению модулей упругости матрицы SiC с добавлением ВеО. Хорошая корреляция модулей упругости с пористостью позволяет использовать акустические измерения для экспресс-оценки пористости получаемой керамики на основе SiC. С другой стороны, зная упругие свойства образца и его пористость, можно оценить упругие свойства матрицы керамики и делать выводы о влиянии той или иной примеси на ее свойства.

«Работа выполнена при финансовой поддержке госзадания Минобрнауки России в сфере научной деятельности».

Список литературы

1. Сафаралиев Г.К., Шабанов Ш.Ш., Билалов Б.А., Кардашова Г.Д., и др. Высокотемпературные керамические материалы на основе SiC-B₂O₃, Изв. вузов. Материалы электронной техники, 2008, №2, 34-36.
2. Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д., Абдуллаев Т.Э., Юнусова Н.Р. Электропроводность горячепрессованных керамических материалов на основе карбида кремния при высоких температурах. Вестник Дагестанского государственного университета. Серия 1. Естественные науки. 2016. Том. 31. Вып. 1. С.51-56.

ИССЛЕДОВАНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ ПРЕССОВОК АКУСТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Безмяный Ю.Г., Козирацкий Е.А. Талько О.В.

Украина, г. Киев, ИПМ НАН Украины, dep57@materials.kiev.ua

Композиты на основе титановых сплавов находят все большее применение в качестве конструкционных и функциональных материалов в авиационной и аэрокосмической технике, химическом, транспортном и энергетическом машиностроении благодаря их уникальным физико-механическим и эксплуатационным свойствам [1].

Компактирование механической смеси порошков – один из способов получения изделий, сочетающий экономичность и удовлетворительные для многих областей применения механические свойства готового изделия [2]. Для материалов, получаемых по этой технологии, характерна анизотропия свойств.

Изучение и контроль анизотропии свойств порошковых материалов целесообразно проводить с применением неразрушающих методов, среди которых важное место занимают ультразвуковые [3].

В работе проведен анализ моделей структурной анизотропии материала, позволяющих прогнозировать изменения скоростей квазипродольных и квазипоперечных упругих волн в произвольных направлениях.

Выдвинуты гипотезы о том, что структура материала имеет кубическую или гексагональную систему симметрии мезоструктуры [4], для проверки которых с помощью программы MatLab построены поверхности и сечения обратных скоростей.

Исследуемые образцы изготовлены из порошков разных фракций, а также из исходного полифракционного порошка двусторонним прессованием в закрытой пресс-форме без ограничителя в виде прямоугольных балок размерами 3x7x45 мм.

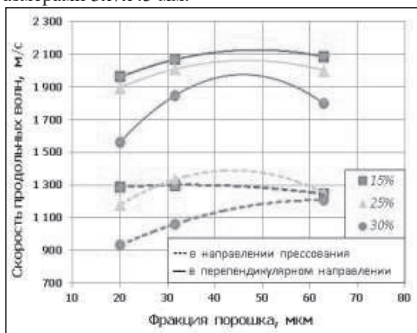


Рис. Скорость распространения продольных волн

Исследования анизотропии акустических свойств проводили путём анализа экспериментально измеренных в различных направлениях скоростей распространения продольных и поперечных упругих волн.

Скорости распространения упругих волн определяли импульсным методом при сквозном прозвучивании образцов в различных направлениях [5]. В результате получили зависимости для разных значений пористости (рис.).

Анализ результатов исследований состоял в проверке экспериментально полученных значений скоростей распространения упругих волн на соответствие гипотезам о кубической и гексагональной макросимметрии свойств материала.

Список литературы:

1. Баглюк Г. А., Богачёва А. Г., Мамонова А. А., Тихонова И. Б. Особенности формирования структуры при нагреве порошковой шихты системы TiH₂-Mn-Si-Fe-C // Вісник Східноукраїнського Національного Університету імені Володимира Даля №9(198), Ч.1 2013. С.240-246.
2. Kryuchkov D.I., Zalazinsky A.G., Berezin I.M., Romanova O.V. Modelling of compaction of titanium composite powders // Diagnostics, resource and mechanics of materials and structures. – 2015. – Vol. 1. – P. 48–60.
3. Роман О.В., Скороход В.В., Фридман Г.Р. Ультразвуковой и резистометрический контроль в порошковой металлургии. – Мн.: Выш.шк., 1989. – 182 с.
4. Дьелесан Э., Руайе Д. Упругие волны в твёрдых телах. Применение для обработки сигналов. – М.: Наука, 1982. – 424 с.
5. Безмянный Ю.Г. Козирацкий Е.А., Колесников А.М., Тесленко Л.О. Сравнение динамических методов при определении упругих характеристик разных материалов // Вісник національного технічного університету «ХП». Серія: Електроенергетика та перетворювальна техніка. 36. наук. праць. – № 19 (1062) 2014. – С.15-22.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ «ВНУТРЕННЕГО» АЗОТИРОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СВАРИВАЕМЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

¹Козлова О.Ю., ²Овсеян С.В., ¹Помельникова А.С., ²Ахмедзянов М.В.

¹Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э. Баумана, E-mail:olga.ko.olga@gmail.com

²Россия, г. Москва, ФГУП «ВИАМ», E-mail:lab3@viam.ru

В работе исследованы холоднокатаные листы толщиной 1,1-1,3 мм из следующих сплавов: гомогенный сплав ВЖ98, легированный вольфрамом (10 – 16 масс. %) и титаном (0,5 масс. %), имеет хорошую технологичность, сваривается всеми видами сварки; сплав ВЖ159 содержит молибден и 4,5

масс. % в сумме ниобия и алюминия, формирующих упрочняющую γ' -фазу ($\text{Ni}_3\text{Al}(\text{Nb})$), имеет высокие характеристики пластичности и технологичности и экспериментальный сплав ВЖ171.

Внутреннее (высокотемпературное) азотирование проводили в атмосфере азота при температуре на 150-200 °С ниже начала плавления сплавов. Время выдержки составило 40 ч.

Испытания на кратковременную и длительную прочность проводили по ГОСТ 1497 (на разрывной машине Р-5) и ГОСТ 10145 (на испытательной машине АИМА-5-2), соответственно. Коррозионная повреждаемость оценивалась после длительной выдержки (100 ч) при 1200 °С по микроструктуре сплава.

После высокотемпературных процессов (отжига, азотирования и последующей выдержки в атмосфере) микротвердость измеряли по методу Виккерса на приборе EMCO-Test DuraScan 50 при нагрузке на индентор 0,98 Н на поперечных шлифах образцов из сплава ВЖ171.

Для оценки влияния азотирования на механические свойства сплавов были проведены испытания образцов на кратковременную и длительную прочность до и после ХТО (таблица 1).

Таблица 1. Свойства сплавов до и после ХТО (средние значения)

Сплав	$\sigma_{0,2}^{20}$, МПа	σ_b^{20} , МПа	δ^{20} , %	τ^{1000} до разрушения, час
ВЖ98	345	885	65	($\sigma=25$ МПа)
	365	458	17	100 456
ВЖ171	370	830	90	($\sigma=65$ МПа)
	530	850	9	1,5 103
ВЖ159	580	1100	45	($\sigma=26$ МПа)
	–	416	1,6	100 *

Примечание: числитель – до ХТО, знаменатель – после ХТО;

* разрушился при нагружении

В результате проведенных исследований установлено, что высокотемпературная ХТО положительно влияет на длительную прочность сплавов, содержащих титан (ВЖ98, ВЖ171), значительно увеличивая время до разрушения при температуре испытания 1000 °С. Это достигается за счет образования стабильных нитридов компактной формы. Образующиеся в процессе азотирования игольчатые нитриды на основе ниобия и алюминия в сплаве ВЖ159 охрупчивают материал, снижая кратковременную и длительную прочность. Известно, что помимо снижения характеристик прочности и пластичности, игольчатые нитриды приводят к образованию пор в структуре материала.

Сплав ВЖ171, специально разработанный для азотирования, показывает значительно более высокий уровень длительной прочности после ХТО. При этом полученные значения относительного удлинения (9 % при 20 °С и 25 % при 1000 °С) соответствуют паспортным значениям на данный сплав.

Проведенные исследования влияния высокотемпературных процессов (отжига, азотирования и последующей выдержки в атмосфере) на шлифах образцов из сплава ВЖ171 в продольном и поперечном сечениях на микротвердость показали, что образование дисперсных частиц упрочняющей нитридной фазы способствует повышению в два раза микротвердости, по сравнению с результатами после отжига. Частицы нитридов по размеру отличаются в центре и с края образца, однако они распределены равномерно по всему сечению, что и подтверждают полученные значения микротвердости. После испытаний на жаростойкость при температуре 1200 °С на образце в местах коррозионных повреждений микротвердость снижается до значений 245 НВ, но, в целом, по сечению листа практически не изменяется, по сравнению с образцом после ХТО, что указывает на отсутствие существенных изменений в структуре в процессе длительной выдержки при высоких температурах.

ВЛИЯНИЕ НАНОВОЛОКОН ALN НА СТРУКТУРУ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МИКРОДУГОВЫМ ОКСИДИРОВАНИЕМ НА СИЛУМИНЕ

Комаров А.И., Комарова В.И.

Беларусь, г. Минск, ОИМ НАНБ, E-mail: al_kom@tut.by

Обладая рядом преимуществ (высокая твердость, износостойкость, адгезия с основой, тепловая и антикоррозионная стойкость, возможность получать покрытия на деталях сложной формы), технология микродугового оксидирования (МДО) получила достаточно широкое распространение. Однако достигнутый уровень свойств покрытий в ряде случаев не удовлетворяет предъявляемым требованиям. К

тому же не на всех типах алюминиевых сплавов возможно в традиционных электролитах получение качественных покрытий с повышенными свойствами, что прежде всего, касается силуминов, которые при содержании в них кремния более 7 % некоторыми компаниями вообще не рассматриваются в качестве объекта для МДО. Решение этой задачи в настоящей работе осуществляется путем добавки к силикатно-щелочному электролиту порошкового наноразмерного материала, основу которого составляют нановолокна нитрида алюминия AlN (рис. 1, а), синтезируемого методом газофазного осаждения. Объект исследования – силумин АК9 (10 мас.% Si).

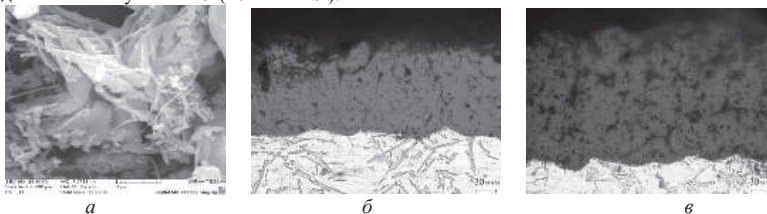


Рис. 1. Микроструктура наноразмерной добавки AlN (а) и покрытий, полученных в базовом (б) и с добавкой AlN (250 мг/л) электролитах

Анализируя приведенные микроструктуры керамических покрытий (КП), можно отметить, что включение в электролит синтезированного нитрида алюминия существенно интенсифицирует микроплазменный процесс, что непосредственно следует из роста толщины δ с 120 мкм (рис. 2, б) до 220 мкм (в 1,8 раз; рис. 1, в). Подобный эффект нами ранее получен при модифицировании электролитов наноалмазами [1].

В результате проведенного рентгеноструктурного анализа установлено, что качественный фазовый состав как базовых, так и модифицированных КП представлен низкотемпературным оксидом γ -Al₂O₃, высокотемпературным α -Al₂O₃ (корунд) и муллитом Al₆Si₂O₁₃. При исследовании послойного распределения фазового состава КП по глубине КП показано, что соотношение фаз резко изменяется от поверхности к основе. В качестве примера на рис. 2, а приведено изменение количественного содержания по глубине α -Al₂O₃ для базового КП (кривая 1) и модифицированного (кривая 2), а также Al₆Si₂O₁₃ кривые 3 и 4 соответственно. Видно, что максимальное содержание корунда в базовом КП составляет 35%, а в модифицированном нитридом алюминия достигает 55%, что обеспечивает возрастание максимального уровня микротвердости с 11,7 ГПа (кривая 1) до ~ 13 ГПа (кривая 2).

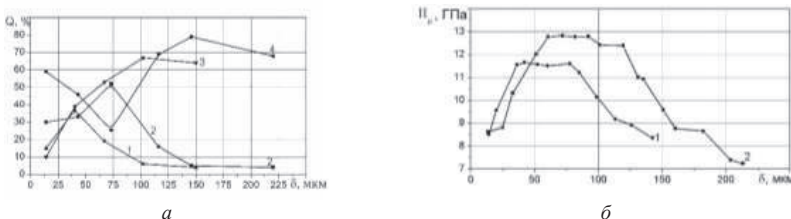


Рис. 2. Послойное распределение фаз (а): 1, 2 – α -Al₂O₃; 3, 4 – Al₆Si₂O₁₃; 1,3 – базовое КП; 2, 4 – модифицированное и микротвердости (б): 1- базовое КП; 2 – модифицированное нитридом AlN

Литература

Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение / П.А.Витязь и др.; под ред. П.А.Витязя. – Минск: Беларус. навука, 2013. – 381 с.

ВЛИЯНИЕ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ НА СТИМУЛИРУЕМУЮ НАПРЯЖЕНИЕМ МИГРАЦИЮ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИТАХ

Конаков Я.В.^{1,3}, Овидько И.А.^{1,2,3}, Шейнерман А.Г.^{1,2,3}

¹Россия, Институт проблем машиноведения РАН

²Россия, Санкт-Петербургский государственный университет

³Россия, Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, e-mail: for-rams@yandex.ru

Известно, что стимулируемая напряжением атермическая миграция границ зерен является одним из механизмов деформации в нанокристаллических и ультрамелкозернистых металлах. Недавно подобная миграция малоугловых границ зерен экспериментально наблюдалась в алюминиевых сплавах, содержащих наночастицы Al_3Sc и Al_2O_3 . В настоящей работе предложена модель, описывающая процессы миграции малоугловых границ зерен в нанокомпозитах, содержащих наноскопические включения, с учетом влияния тройных стыков границ зерен на миграцию таких границ и расчет зависимости критического напряжения миграции границ от геометрических параметров включений.

В рамках предложенной модели рассмотрена миграция малоугловых границ наклона под действием сдвигового напряжения в присутствии нескольких нановключений. При этом, малоугловые границы зерен моделируются стенками решеточных дислокаций, а тройные стыки таких границ содержат дисклинации. С помощью метода двумерной дислокационной динамики, рассчитана эволюция ансамблей дислокаций, составляющих малоугловые границы, и построены профили таких границ. В результате анализа полученных данных было выявлено два основных режима миграции малоугловых границ: ограниченный и неограниченный. В ограниченном режиме дислокации полностью тормозятся включениями и они достигают своих равновесных положений. Однако, с увеличением напряжения и по достижении им критического значения происходит переход к неограниченному режиму миграции, в котором значительная часть дислокаций, составляющих мигрирующую границу зерна, свободно мигрирует на значительное расстояние от включений. Стоит также отметить, что в случае когерентных нановключений возможен смешанный режим миграции, реализующийся при напряжениях на 10-15% ниже критического. Дальнейший анализ показал, что наибольшее влияние на рост критического напряжения оказывает увеличение объемной доли включений. Также был выявлен ряд характерных зависимостей критического напряжения от различных геометрических параметров системы.

ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ ТЕПЛОБМЕННЫХ ТРУБ В ПРОЦЕССЕ ИХ ПЕРЕВАЛЬЦОВКИ

¹Кондратенко Л.А., ²Миронова Л.И.

¹Россия, г. Москва, ГНЦ РФ ЦНИИТМАШ

²Россия, г. Москва, ФГБОУ ВПО МГМУ (МАМИ), E-mail: kondrat.leonid@yandex.ru

Узлы крепления труб во многом определяют ресурс работы теплообменных аппаратов. В процессе их сборки одной из финишных операций является закрепление концов труб в отверстиях трубных досок (решеток). В зависимости от тех или иных отклонений в этих операциях возможна перевальцовка, ведущая к такому дефекту как «шелушение» внутренней поверхности трубы в зоне обкатывания вальцовочными роликами. Появляющееся в таких случаях нарушение целостности внутренней поверхности трубы может вести к образованию концентраторов напряжений, трещинам в стенке трубы и образованию участков, склонных к интенсивной коррозии [1].

Под термином «шелушение» обычно понимают образование на внутренней поверхности трубы в процессе вдавливания роликов множества чешуек толщиной до 1 мкм и длиной до 4...5 мм. Как показали исследования, они в основном направлены по окружности и обычно располагаются в достаточно тонком поверхностном слое. На рис. 1 показан участок разрезанного сечения трубы из стали 10X2M $\varnothing 16 \times 3,3$ мм, на внутренней поверхности которой имеет место «шелушение». Толщина такого слоя для рассматриваемой трубы составила $\delta \approx 0,04$ мм.



Рис. 1. «Шелушение» материала в продольном сечении трубы

Положим, что при вдавлении в какое-нибудь тело лобого индентора в некоторой окрестности, прилегающей к его поверхности, развивается давление, при котором металл становится подобным жидкости. По мере внедрения индентора этот металл вытекает (выдавливается) на поверхность тела, образуя периферийные наплывы. Скорость движения w и объем выдавливаемого металла V определяются следующими выражениями

$$w = \zeta \sqrt{2gp/\gamma}; \quad V = S_{ш} \int_0^T \zeta \sqrt{2gp/\gamma} dt.$$

Здесь ζ – коэффициент потерь; p – гидростатическое давление; γ – удельный вес материала; T – время воздействия (известно и имеет конечное значение); $S_{ш}$ – площадь щели между поверхностью индентора и твердыми участками прилегающего к нему металла.

Если допустить, что параметры режима течения металла постоянны во времени, то давление под индентором можно описать некоторой функцией

$$p = \gamma / (2gT^2) \cdot R^2 / \zeta^2 = f(R^2 / \zeta^2),$$

где R – геометрическая характеристика образованного отпечатка.

Очевидно, что характеристика R зависит от твердости материала детали. Коэффициент ζ обусловлен силовым взаимодействием струек при движении «жидкого» металла через образованную щель. Поэтому можно считать, что $\zeta = f_2(F)$, а $p = f_3(F, HB)$, где HB – твердость по Бринеллю, а F – сила, действующая на индентор, т.е.

$$p = \varphi(F, HB); \quad \zeta = \psi(F),$$

где F – сила, действующая на индентор; HB – твердость по Бринеллю. В этой связи закон образования гидростатического давления под внедряемым телом мало зависит от геометрии этого тела.

Литература

1. Терехов В.М., Даниленко В.Г., Белоусов В.П., Кондратенко Л.А. Особенности контактного взаимодействия при раздаче труб роликовой вальцовкой / Технология машиностроения – № 1. – 2002, – С. 20- 23.

АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ H_m СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ PbV_6Te_{10} И $Pb_2Sb_6Te_{11}$ СО СТРУКТУРОЙ ТЕТРАДИМИТА

Коржув М.А., Кретова М.А., Михайлова А.Б., Катин И.В., Авилев Е.С.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: korzhuev@imet.ac.ru

В настоящее время слоистые кристаллы Bi_2Te_3 , а также тройные сплавы (ТС) на их основе - $[(Ge, Sn, Pb)(Te, Se)]_m [(Bi, Sb)_2(Te, Se)_3]_n$ ($m, n = 0, 1, 2, \dots$) (структурный тип тетрадимита Bi_2Se_3S , пр. гр. симметрии $R \bar{3}m$), рассматриваются в качестве перспективных термоэлектрических материалов [1, 2]. Сплавы представляют собой «естественные» наноструктуры с собственными периодами наноиентичности $\zeta_{1,2}$. (Здесь $\zeta_1 = 1-3$ нм - толщина слоевых пакетов, разделяемых щелями Ван-дер-Ваальса (VdW), $\zeta_2 = c = 2-18$ нм – период сверхструктуры вдоль тригональной оси $\bar{3}$ [1]). Микротвердость H_m , была исследована ранее на монокристаллах Bi_2Te_3 (табл.1) и поликристаллах ТС n - и p - типа проводимости с различной слоистостью (s) [1]. Обнаружена анизотропия микротвердости $H_m^\perp (P \perp \bar{3}) / H_m^\parallel (P \parallel \bar{3}) > 1$ (здесь P – нагрузка) при нагружении индентора P по различным кристаллографическим направлениям образцов (табл.1) [2].

Компоненты микротвердости H_{μ} , измеренные вдоль различных кристаллографических направлений

№2	Монокристалл	s	$n(p) \cdot 10^{10}, \text{см}^{-2}$	$H_{\mu}^{\perp}, \text{МПа}$	$H_{\mu}^{\parallel}, \text{МПа}$	$H_{\mu}^{\perp} / H_{\mu}^{\parallel}$	$H_{\mu}^{\text{сп}}, \text{МПа}$
1	p - Bi_2Te_3 [2]	3*5	0, 1	340	259	1,31	313
2	n - $\text{Bi}_2\text{Te}_3 < \text{Cu} >$ [2]	3*5	0, 2	678	399	1,70	585
3	n - $[\text{Bi}_2\text{Te}_3 + \text{Bi}_2\text{Se}_3 (5\%)]$ [2]	3*5	0, 2	367	253	1,45	329
4	n - $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$	3* (5-5-7)	2, 2	840	730	1,15	803
5	n - $\text{PbBi}_{5,973}\text{Ag}_{0,027}\text{Te}_{10}$	3* (5-5-7)	2, 1	820	680	1,21	773
6	n - $\text{PbBi}_{5,952}\text{Ag}_{0,048}\text{Te}_{10}$	3* (5-5-7)	2, 0	820	730	1,12	790
7	p - $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$	3* (5-7-7)	2, 3	833	680	1,22	782
8	p - $(\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11})_{0,9995}(\text{Cu})_{0,0005}$	3* (5-7-7)	2, 1	810	710	1,14	776
9	p - $(\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11})_{0,999}(\text{Cu})_{0,001}$	3* (5-7-7)	2, 3	895	826	1,08	872

Проблеме анизотропии H_{μ} твердых тел был посвящен ряд работ, однако она до сих пор все еще недостаточно изучена [3-5]. Величина H_{μ} является мерой сопротивления образца локальной пластической деформации и разрушению в зоне нагружения [5]. Поскольку соответствующие пределы текучести, величина механического упрочнения и напряжения разрывов не могут быть описаны тензорами, величина анизотропии H_{μ} также не может быть непосредственно выражена в тензорном виде [6]. Обычно для однофазных образцов рассматривают «ретикулярную» и «полярную» компоненты анизотропии H_{μ} , связанные соответственно с собственной симметрией граней кристалла и индентора [3-4]. При исследовании «ретикулярной» компоненты анизотропии H_{μ} обычно предполагается, что кристаллографические грани с большей ретикулярной плотностью N/S (число узлов N на единицу площади S) имеют также и большие значения $H_{\mu} \sim N/S$ [3].¹ В свою очередь, «полярную» компоненту анизотропии H_{μ} связывают с различной ориентацией алмазной пирамидки индентора относительно кристаллографических направлений грани [3, 4].

Целью настоящей работы было исследование собственной кристаллографической («ретикулярной») анизотропии микротвердости H_{μ} монокристаллов $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$ и $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$.

Эксперимент. Монокристаллы $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$ и $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$, в том числе легированные из расплава примесями Ag и Cu (табл.1), получали методом Чохральского (рис.1). Ориентацию кристаллов относительно тригональной оси $\bar{3}$ проводили путем их скола по плоскостям спайности $(0001) \perp \bar{3}$. Компоненты H_{μ}^{\parallel} ($P \parallel \bar{3}$) и H_{μ}^{\perp} ($P \perp \bar{3}$) определяли по схемам (а, б, рис.2) на микроскопе «Reichert» с помощью четырехгранной алмазной пирамидки по восстановленным отпечаткам (рис.3) как среднее по 20-30 измерениям. Время нагружения индентора составляло 5 с, вес нагрузки – 10 г. Для исключения вклада «полярной» компоненты анизотропии H_{μ} положение граней пирамидки относительно образца постоянно изменяли.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Для всех исследованных образцов наблюдали соотношение $H_{\mu}^{\perp} (P \perp \bar{3}) > H_{\mu}^{\parallel} (P \parallel \bar{3})$ (табл.1), то есть максимум H_{μ}^{max} не соответствовал грани (0001) , обладающей максимальной ретикулярной плотностью. Максимум H_{μ} наблюдался в перпендикулярном направлении ($P \parallel \bar{3}$), где ретикулярная плотность $[(N/S)_{P \parallel \bar{3}} / (N/S)_{P \perp \bar{3}}] \sim 1, 2$ меньше. Отмеченную особенность мы связываем со слоистостью кристаллов типа Bi_2Te_3 , затрудняющей развитие пластической деформации в зоне нагружения в направлениях, перпендикулярных слоям (рис.2б). Аналогом может служить древесина, где твердость торцевой поверхности также оказывается выше, чем боковой $H_b \sim 1,4 H_a = 40-80 \text{ МПа}$ (<http://pdnr.ru>) (здесь а и б – схемы нагружения, показанные на рис.2). Интересно, что и в том, и в другом случае, максимум твердости материалов H совпадает с направлением их наиболее легкого скола ($P \parallel (0001)$). Парадокс объясняется масштабным фактором – при измерениях H_{μ} под отпечатком пирамидки (рис.3) оказывается до $\sim 10^4$ слоев пакетов s5 и s7, в результате чего критическое напряжение, необходимое для образования межслоевой трещины между пакетами, не достигается.

¹ Подход пригоден для чистых элементов, у которых все атомные плоскости по всем направлениям содержат одинаковые атомы. Он может нарушаться, если на грани выходят атомы различных элементов [3,4].



Рис.1. Монокристалл $PbBi_6Te_{10}$, полученный методом Чохральского.

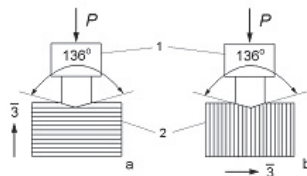


Рис.2. Схемы измерения компонент $H_{\mu}''(P // \bar{3})$ (а) и $H_{\mu}''(P \perp \bar{3})$ (б).

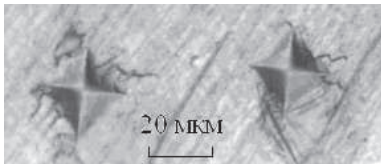


Рис.3. Восстановленные отпечатки индентора на плоскости спайности (0001) поликристалла $PbBi_6Te_4$.

При переходе от сплавов (1- 3) к сплавам (4- 9) наблюдали рост величин H_{μ}^{\perp} и H_{μ}'' , а также одновременное уменьшение $H_{\mu}^{\perp}/H_{\mu}''$ (табл.1). Отмеченные эффекты мы связываем с сопутствующим увеличением концентрации носителей тока $n(p)$ в образцах, ведущим к упрочнению сплавов по всем направлениям за счет увеличения вклада металлической составляющей химической связи (табл.1).

Эта связь по своей природе существенно изотропна, соответственно отношение $H_{\mu}^{\perp}/H_{\mu}''$ уменьшается (табл.1). С другой стороны, одновременное увеличение H_{μ}^{\perp} , H_{μ}'' и $H_{\mu}^{\perp}/H_{\mu}''$ наблюдали для образца $n-Bi_2Te_3<Cu>$ (2, табл.1), полученного путем интеркаляции меди в щели VdW кристаллов Bi_2Te_3 . Внедренная медь усиливает химическую связь в щелях VdW за счет образования направленных ковалентных связей $Te-Cu-Te$. В результате наблюдается увеличение не только H_{μ}^{\perp} , H_{μ}'' , но и $H_{\mu}^{\perp}/H_{\mu}''$ (табл.1). В легированных сплавах атомы Cu и Ag встраиваются, в основном, в кристаллическую решетку, по этой причине роста $H_{\mu}^{\perp}/H_{\mu}''$ не наблюдается (образцы 5, 6, 8, 9, табл.1).

Выводы. Исследована анизотропия микротвердости H_{μ} ТС на основе Bi_2Te_3 . Обнаружено, что максимум H_{μ} образцов совпадает с направлением их наиболее легкого скола ($P // (0001)$).

Список литературы

- Кретова М.А., Авилев Е.С., Коржув М.А. Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. М.:ИМЕТ. 2015. С.293-294.
 Коржув М.А., Чижевская С.Н., Свечникова Т.Е., Карпинский О.Г., Аракчсеза А.В., Лубман Г.У., Милых А.Н. // Неорганические вещества. 1992, Т.28. №7. С.1383- 1388.
 М.П. Шаскольская. Кристаллография. М.: Высшая школа, 1976. 392 С.
 Гурин В.Н., Корсукова М.М., Деркаченко Л.И. // ФТТ, 1998, Т. 40, №3. С. 481- 486.
 Глазов В.М., Вигдорович В.Н. Микротвердость металлов. М.: ГИЛЦЦМ, 1962. 224 с.
 Най Дж. Физические свойства кристаллов. М.: Мир. 1967. 388 с.

СОПРОТИВЛЕНИЕ СКАЛЫВАНИЮ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ Bi_2Te_3 , $PbBi_6Te_{10}$ И $Pb_2Sb_6Te_{11}$, ЛЕГИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОАКТИВНЫМИ ДОБАВКАМИ

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

Известно, что слоистые кристаллы типа Bi_2Te_3 (структурный тип тетрадимита Bi_2Se_2S , пр. гр. симметрии $R \bar{3}m$, слоистость элементарной ячейки $s= 3*s_5$) легко скалываются по плоскостям спайности (0001) [1]. (Здесь $s_5= (Te-Bi-Te-Bi-Te)$ – пятислойные пакеты, разделенные щелями Ван-дер-Ваальса (VdW) с ослабленными химическими связями). Ранее на основе бинарных сплавов (БС) Bi_2Te_3 были синтезированы слоистые тройные сплавы (ТС) $[(Ge, Sn, Pb)(Te, Se)]_m [(Bi, Sb)_2(Te, Se)]_n$ ($m, n=0, 1, 2, \dots$) с измененной по сравнению с БС слоистостью. ТС имеют аномально низкую теплопроводность кристаллической решетки $\kappa_{рп}^{300 K} \sim 0,003$ Вт/(см·К), что делает их перспективными для использования в качестве термоэлектрических материалов (ТЭМ) [2].

Целью настоящей работы было исследование сопротивления скалыванию кристаллов $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$ [$s=3*(s5-s5-s7)$] и $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$ [$s=3*(s5-s7-s7)$] n - и p - типа проводимости, в том числе легированных Cu и SbI_3 (табл.1). (Здесь $s5= (\text{Te-M-Te-M-Te})$ и $s7= (\text{Te-M-Te-M-Te-M-Te})$ - 5- и 7- слойные пакеты, M – смешанные катионные слои (СКС), состоящие из Pb , Bi и Sb). Обнаружено, что при переходе « $\text{Bi}_2\text{Te}_3 \rightarrow \text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$, $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$ », а также при легировании образцов, сопротивление скалыванию увеличивается, что связывается в работе с упрочнением химической связи в щелях VdW .

Эксперимент. Монокристаллы Bi_2Te_3 , $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$ и $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$, получали методом Чохральского. Легирующие добавки вводили из расплава, либо методом автоэлектродиффузионного легирования (АЭДЛ) образцов (X) в течение $t=100$ ч в короткозамкнутых электрохимических ячейках $\langle \text{Cu}/\text{aq. CuSO}_4/\text{X} \rangle$.

Таблица 1

Характеристики исследованных образцов до/ после АЭДЛ медью ($T=300$ К)

№	Образец	$\bar{\alpha}$, мкВ/К	$n(p) \cdot 10^{20}$, см ⁻³	$\Delta N_{\text{Cu}} \cdot 10^{20}$, см ⁻³	E , мВ	B , г/мм	W , Дж/м ²
1	Слода (мусковит)	-	-	-	-	3	0,013/-
2	p - Bi_2Te_3	271/-183	0,1/ 0,3	0,4	132/-3	23/ 153	0,08/0, 53
3	n - $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$	-40/ -41	$\sim 2,0/ 2,0$	~ 0	1/ -3	40/ 37	0,4/ 0,37
4	p - $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11} + 0,01$ вес.% SbI_3	68/ 98	1,0/ 0,8	0,2	85/ 1	114/ 142	1,6/ 2,1
5	p - $(\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11})_{0,9995}(\text{Cu})_{0,0005} + 0,01$ вес.% SbI_3	63/ 86	1,0/ 0,95	$\sim 0,05$	35/ -6	80/ 76	0,8/ 0,77

Состав образцов и процесс вхождения в них меди (ΔN_{Cu}) контролировали путем измерения термо-э.д.с. $\bar{\alpha} = [\alpha(\parallel 3) + 2\alpha(\perp 3)]/3$ (здесь $\alpha(\parallel 3)$ и $\alpha(\perp 3)$ – компоненты тензора α) и э.д.с. E разомкнутых ячеек $\langle \text{Cu}/\text{aq. CuSO}_4/\text{X} \rangle$ [3]. Скалывание кристаллов производили стальным лезвием «Север» (толщина 0,08 мм, угол заточки 60 угл. град) при скорости нагружения 5 мм/мин (рис.1).

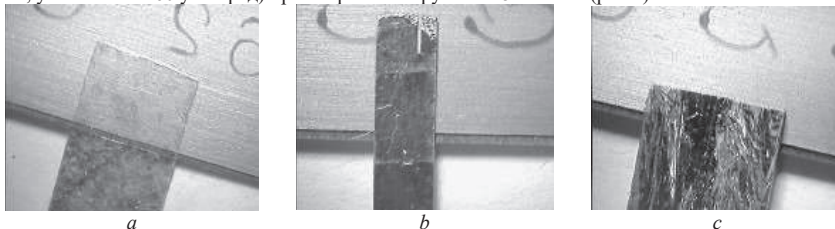


Рис.1. Процессы скалывания образцов стальным лезвием. Образцы и их размеры (толщина d , ширина l , длина L): а – слода (мусковит) (1x4x36 мм); б - Bi_2Te_3 (2x2,1x15 мм); с - $(\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11})_{0,9995}(\text{Cu})_{0,0005}$ (4,3x5,2x15 мм)

Силу сопротивления скалыванию P определяли с помощью электронных весов с точностью 1 г. Удельные сопротивление скалыванию $B = \bar{P}/l$ и энергию скалывания $W = \bar{P}L'/(lL)$ (табл.1) рассчитывали для значения \bar{P} , полученного как среднее по интервалу $0 < x'/L = L'/L < 1$. (Здесь x – координата, $L'/L < 1$ - доля длины образца до его раскалывания по плоскости спайности (рис.2)).

Экспериментальные результаты и их обсуждение... На рис.2 показаны зависимости удельного сопротивления скалыванию $B = f(x'/L)$ от относительного перемещения лезвия вдоль образца x'/L . В области $x'/L \sim 0$ для всех образцов наблюдали повышенные значения B , связанные с переходными процессами вхождения лезвия в кристалл, при некотором значении $x'/L = L'/L < 1$ кристалл раскалывался, при этом $P, B \rightarrow 0$ (показано стрелками). В интервале $0,1 < x'/L < 0,4 - 0,8$ процесс скалывания образцов носил стационарный характер.

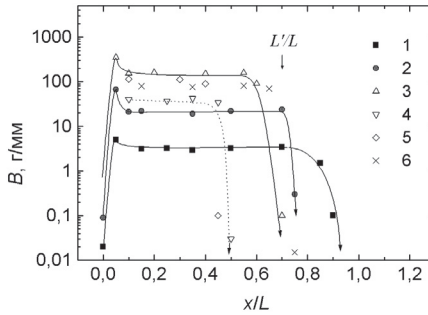


Рис.2. Зависимости удельных сопротивлений скалыванию V от относительного пути лезвия вдоль длины образца x/L . Образцы: 1 – слюда; 2 - Bi_2Te_3 ; 3 - $\text{Bi}_2\text{Te}_3 <\text{Cu}>$; 4 - $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$; 5 - $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$;

6 - $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11})_{0,9995}(\text{Cu})_{0,0005}$. Стрелкой показан момент раскалывания образца 2 при $L/L \sim 0,7$

Из рис.2 видно, что на стационарном участке наименьшее сопротивление скалыванию V оказывает слюда (точки 1). За ней следуют кристаллы Bi_2Te_3 (точки 2), затем – ТС (точки 4- 6). Повышение значений V при переходе «слюда $\rightarrow \text{Bi}_2\text{Te}_3 \rightarrow \text{ТС}$ » может быть связано с увеличением вклада металлической составляющей химической связи, повышающей прочностные характеристики сплавов [4, 5]. Действительно, при этом переходе концентрация носителей тока $n(p)$ в образцах последовательно возрастает от нуля (для слюды) до $\sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ для Bi_2Te_3 и далее до $\sim 10^{20} \text{ см}^{-3}$ для ТС. Дополнительный вклад в рост V при переходе « $\text{Bi}_2\text{Te}_3 \rightarrow \text{ТС}$ » (табл.1) могут вносить также менее качественные сколы ТС (b - d, рис.3), отличающиеся от совершенных моноплоскостных сколов (а), характерных для Bi_2Te_3 [1]. Аналогично V изменялся также параметр W образцов (табл.1).

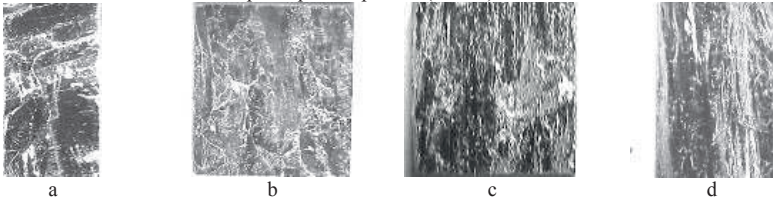


Рис.3. Сколы образцов (общий вид). а - Bi_2Te_3 ; б - $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$; в - $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$; д - $(\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11})_{0,9995}(\text{Cu})_{0,0005}$.

Интеркаляция меди в кристаллы Bi_2Te_3 ($\Delta N_{\text{Cu}} \sim 0,4 \cdot 10^{20}, \text{ см}^{-3}$) повышала V и W почти в 7 раз (табл.1) за счет образования направленных ковалентных связей $\text{Te} - \text{Cu} - \text{Te}$ в щелях VdW [5]. Для сплава $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$ наблюдалось упрочнение только в $\sim 1,3$ раза, что можно связать как с большей исходной прочностью образца, так и меньшей концентрацией меди ($\Delta N_{\text{Cu}} \sim 0,2 \cdot 10^{20}, \text{ см}^{-3}$), введенной в него при АЭХЛ. В образцы $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$ и $(\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11})_{0,9995}(\text{Cu})_{0,0005}$ медь при АЭХЛ практически не входила ($E, \Delta N_{\text{Cu}}, \sim 0$), соответственно изменений V и W не наблюдалось (табл.1).

Выводы. Исследованы сопротивление V и энергия W скалывания слоистых кристаллов Bi_2Te_3 , $\text{PbBi}_6\text{Te}_{10}$ и $\text{Pb}_2\text{Sb}_6\text{Te}_{11}$. Обнаружено повышение V и W при легировании образцов медью.

Список литературы

- Гольцман Б.М., Кудинов В.А., Смирнов И.А. Полупроводниковые термоэлектрические материалы на основе Bi_2Te_3 . М.: Наука.1972. 320 с.
 Авилов Е. С., Коржув М. А., Кретова М. А., Михайлова А. Б. Перспективные материалы. 2015. №12. С.1 -12.
 Коржув М.А., Свечникова Т.Е. ФТП. 1991. Т.25. №12. С.2141- 2149.
 Коржув М.А., Чижевская С.Н., Свечникова Т.Е., Карпинский О.Г., Аракчеева А.В., Лубман Г.У., Милых А.Н. Неорганические материалы. 1992. Т.28. №7. С.1383- 1388.
 Коржув М.А. ФТТ. 1996. Т.38. №3. С.883- 888.

СТРУКТУРНЫЙ КОД СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ СО ЩЕЛЯМИ ВАН-ДЕР-ВААЛЬСА

Коржув М.А., Катин И.В., Кретова М.А., Авилов Е.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: korzhuev@imet.ac.ru

Известно, что слоистые кристаллы (СК), состоящие из слоевых пакетов, разделенных щелями Ван-дер-Ваальса (VdW), отличаются повышенной анизотропией электрических, механических и других физических свойств [1]. Переход от объемных кристаллов (размерность 3D) к СК со щелями VdW (размерность $\Sigma(2D)$), здесь $2D$ – эффективная размерность слоев, а Σ – «оператор» их объединения в СК сопровождается изменением химической связи от однородной (гомодесмической) к неоднородной (гетеродесмической) связи [2]. В пределах слоевых пакетов в СК действует сильная химическая связь (ковалентная с долей ионности), а между пакетами – слабая (VdW). Связь VdW осуществляется близкодистанционными дисперсионными силами, действующими между диполями, ее потенциал. $U(r) = -A/r^6$ быстро убывает с расстоянием r . (Здесь A – коэффициент, зависящий от сорта взаимодействующих диполей, постоянно существующих, либо наведенных [1]). Щели VdW используют для легкого скальвания кристаллов, интеркаляции в образцы легирующих добавок (Cu, Ag, Li и др.), создания сверхрешеток, накопления водорода и т.п. [3-5]. Ранее структура сплавов семейства [(Ge, Sn, Pb)(Te, Se)]_m [(Bi, Sb)₂(Te, Se)₃]_n ($m, n = 0, 1, 2, \dots$) со щелями VdW была исследована в рамках теории плотнейших шаровых упаковок (ПШУ) [6].

Целью настоящей работы было исследование более широкого круга СК, отличающихся друг от друга слоистостью пакетов (s) и образуемых на их основе длиннопериодических сверхструктур (N).

Структура слоевых пакетов СК, образующих щели VdW. В табл.1 приведена структура слоевых пакетов (s) моноатомных (МС), бинарных (БС) и тройных соединений (ТС), образующих щели VdW. Из табл.1 видно, что щели VdW (в соотношении 1 щель / 1 пакет) образуют пакеты, содержащие нечетное число слоев ($s_1, s_3, s_5, \dots s_{25}$). Исключения составляют БС GaS и InSe, в которых пакеты s_4 составлены из двух формульных единиц соединений. В этих БС катионы находятся в центре пакета s_4 и непосредственно взаимодействуют друг с другом (Ga-Ga, In-In) (табл.1).

Таблица 1

Структура пакетов и слоистость сверхструктур (N) различных СК со щелями VdW ($M = \text{Bi} + \text{Ge}, \text{Bi} + \text{Pb}$).

№	Слоистость	s_1	s_3	s_4	s_5	s_7
1	Слоистый кристалл	Графит; BN [2]	MoS ₂ ; CdI ₂ [2]	GaS; InSe [7, 8]	Bi ₂ Te ₃ [4]	GeBi ₂ Te ₄ [5]
2	Пр. группа симметрии	C6/mmc; C6m2	C6/mmc; C 3m	P6/mmc; R 3m	R 3m	R 3m
3	Структура слоевых пакетов	Гекс. сетки Si; BN	S-Mo-S; I-Cd-I	S-Ga-Ga-S; Se-In-In-Se	Te-Bi-Te- Bi-Te	Te-M-Te- M-Te M-Te
4	N	2*s1	s3	3*s4	3*s5	3*s7

№	s_9	s_{11}	s_{13}	s_{15}	s_{25}
1	Ge ₂ Bi ₂ Te ₅ [5]	Ge ₃ Bi ₂ Te ₆ [5]	Ge ₄ Bi ₂ Te ₇ [5]	Ge ₅ Bi ₂ Te ₈ [5]	Pb ₅ Bi ₆ Te ₁₄ [5]
2	R 3m ₁	R 3m	R 3m	P 3m ₁	R 3m
3	Te-M-Te-M-Te- M-Te-M-Te	Te-M-Te-M-Te- M-Te-M-Te-M-Te	Te-M-Te-M-Te-M- Te-M-Te-M-Te-M-Te	Te-M-Te-M-Te- M-Te- M-Te-M-Te-M-Te-M-Te	Te-M-Te-M-... Te-M-Te-M-Te
4	s_9	3*s11	3*s13	s_{15}	3*s25

Во всех случаях (табл.1) химическая связь в пределах различных слоевых пакетов оказывается насыщенной, причем на границах пакетов присутствуют одни и те же моноатомные слои, обеспечивающие притяжение пакетов друг к другу за счет дисперсионных сил VdW. Необходимую симметрию моноатомных слоев при этом обеспечивает плоскость m , проходящая посередине пакетов (табл.1).

Плотность щелей VdW и слоистость элементарных ячеек сверхструктур N . На рис.1 и 2 показаны зависимости относительной плотности щелей D_{VdW} , а также слоистости элементарных ячеек сверхструктур N , в зависимости от слоистости пакетов s . Из рис.1 видно, что максимальное значение $D_{VdW} = 1/s = 1$ достигается при слоистости s_1 , отвечающей графиту (МС) и BN (БС), которые кристаллизуются в виде плоских слоев гексагональных колец [2]. С ростом слоистости пакетов s плотность щелей D_{VdW} убывает, что сказывается на физических свойствах СК. Так, например, с ростом s прочность СК повышается, а их интеркаляционная способность уменьшается [2, 6]. С ростом s в СК развивается также тенденция к образованию длиннопериодических структур (ДПС) (СК с большими N) (пунктир, рис.2). ДПС отличаются от кристаллов 3D особенностями электронного и фононного спектра [1, 8]. Реальный процесс образования ДПС носит

скачкообразный характер (см. точки, рис.2), что связано со структурными фазовыми переходами, сопровождающимися периодическим утсроением элементарной ячейки СК с ростом s (табл.1).

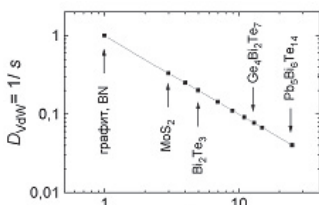


Рис.1. Зависимость относительной плотности щелей D_{VdW} от слоистости пакетов s в СК.

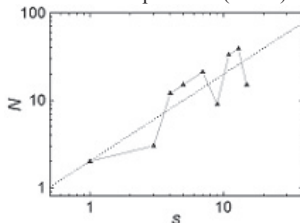


Рис.2. Зависимость слоистости элементарной ячейки N сверхструктур от слоистости s образующих их слоевых пакетов.

Механизм образования щелей VdW в рамках теории ПШУ. Согласно [6], образование щелей VdW в Bi_2Te_3 происходит при заполнении октаэдрических пустот матричной структуры $s3$, образованной анионами. Структура $s3$ содержит 2 тетраэдрические и одну октаэдрическую пустоту на анион [1]. Поэтому для размещения 2 атомов Bi в структуре $s3$ имеется 3 октаэдрических пустоты. Соответственно, при образовании Bi_2Te_3 по схеме $s3 + 2*Bi \rightarrow Bi_2Te_3$ ($s5$) происходит заполнение только 2 октаэдрических пустот из 3. Оставшиеся октаэдрические пустоты искажаются и образуют щели VdW (рис.3). Указанный механизм образования щелей VdW действует и в других БС и ТС (табл.1). Условием действия механизма является превышение числа анионов над числом катионов в соединении на единицу (или наоборот).

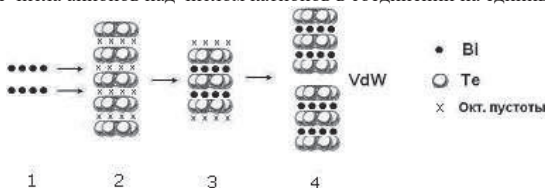


Рис.3. Механизм образования щелей VdW в Bi_2Te_3 . Атомы Bi (1) входят в матрицу Te ($s3$) (2), образуют пакеты $s5$ Bi_2Te_3 (3), разделенные в СК щелями VdW (4) [6].

Вклад металлической составляющей химической связи. Образование щелей VdW дестабилизирует СК, понижая их прочность. Поэтому СК склонны к повышению концентрации носителей тока (электронов (дырок)) до $n(p) \sim 10^{18} - 10^{20}$ см⁻³ и выше, что ведет к стабилизации структуры за счет увеличения вклада металлической составляющей химической связи. Рост $n(p)$ может происходить, например, за счет образования в сплавах равновесных заряженных дефектов [6].

Выводы. Показано, что щели VdW образуются в слоистых кристаллах (СК), состоящих из симметричных слоевых пакетов (s собственной симметрией m) и преимущественно с нечетной слоистостью ($s1, s3, s5...s25$). При этом число анионов в СК должно превышать число катионов на единицу (или наоборот).

Список литературы

- Бараш Ю.С. Силы Ван-дер-Ваальса. М.: Наука. 1988. 334 с.
 Бокий Г.Б. Введение в кристаллохимию. М.: МГУ. 1954. 490 с.
 Коржуев М.А., Свечникова Т.Е. ФТП. 1991. Т.25. №12. С.2141- 2149.
 Гольцман Б.М., Кудинов В.А., Смирнов И.А. Полупроводниковые термоэлектрические материалы на основе Bi_2Te_3 . М.: Наука.1972. 320 с.
 Shelimova L.E., Karpinsky O.G., Kretova M.A., Avilov E.S., Fleurial J.-P. J. Alloys and Compounds. 1996. V.243. P. 194- 201; 1998. V.265. P.170- 175; 2001. V. 329. P. 50-62.
 Коржуев М.А., Кретова М.А, Авиллов Е.С., Михайлова А.Б., Катин И.В. // Сб.: VIII Евразийская конференции «Прочность неоднородных структур» (ПРОСТ 2016). М.: МИСИС. 2016. С. 126; 144; 146.
 Физико- химические свойства полупроводниковых веществ. Ред.: А.В. Новоселова. М.: Наука. 1988. 340 с.
 Абдуллаев Н.А. ФТТ.2006. Т.48. №4. С.623- 629..

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭПОКСИПОЛИЭФИРИМНЫХ ПОЛИМЕРОВ И УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Корохин Р.А., Солодилов В.И., Горбаткина Ю.А., Зверева У.Г.
Россия, г. Москва, ИХФ РАН, E-mail: korohinra@gmail.com

В последнее время для улучшения эксплуатационных характеристик полимерных композитов применяют матрицы, модифицированные теплостойкими термопластичными полимерами.

В работе исследовались механические свойства углепластиков на основе эпоксидного олигомера ЭД-20, модифицированного полиэфиримидом (ПЭИ) Ultem-1010, и свойства эпоксиполиэфиримидных смесей в жидком состоянии в процессе отверждения и после него. Концентрацию наполнителя варьировали от 0 до 25 % относительно массы смолы. Отвердителем композиций служил диаминодифенилсульфон (ДАДФС) (30% от массы эпоксидной смолы). Смешивание компонентов осуществляли при помощи механической мешалки в присутствии растворителя (дихлорметан) при комнатной температуре; после получения гомогенной смеси растворитель удаляли вакуумированием при 70 °С. Образцы отвержденных связующих получали заливкой композиций в силиконовые формы с последующей выдержкой под вакуумом при 80 °С в течение часа (для удаления газообразных продуктов) и термообработкой при 180°С в течение 6 часов. Углепластики получали намоткой волокна УКН-5000 (400 текс) на цилиндрические оправки с последующим отверждением по тому же режиму, что и связующие.

Из анализа кинетических кривых вязкости следует, что время отверждения при температурах 120-150 °С существенно зависит от состава композиций. При 120 °С отверждение «чистой» эпоксидной смолы длится дольше, чем смесей, содержащих 11,5 и 25% ПЭИ; при повышении температуры времена отверждения всех композиций снижаются на порядки и становятся практически равными друг другу. Значения динамической вязкости при течении с ростом температуры меняются мало; при изотермическом отверждении систем вязкость (в точке гелеобразования) существенно зависит от температуры отверждения, уменьшаясь с её ростом на несколько порядков.

Данные реокинетики указывают на то, что в эпоксиполиэфиримидных композициях при отверждении происходит фазовый распад. С помощью электронной микроскопии и элементного анализа исследована структура образующихся при распаде гетерогенных матриц и показана ее эволюция по мере добавления в эпоксидную смолу модификатора.

Исследование отвержденных композиций методом ДМА показало, что их температура стеклования при добавлении ПЭИ значительно возрастает, а модуль упругости меняется не более, чем на 15%.

С увеличением содержания ПЭИ происходит монотонный рост трещиностойкости композиций G_{IR}^{PM} ; концентрационная зависимость G_{IR}^{PM} близка к линейной. При содержании 25% полиэфиримида значения G_{IR}^{PM} достигают 0,9 кДж/м², что в 3,5 раза больше G_{IR}^{PM} для немодифицированной отвержденной смолы. Добавление в смолу ЭД-20 полиэфиримида повышает также прочность при ударе с 96 МПа до 160 МПа, т.е. на 70%. Это определяется увеличением пластичности матрицы и изменением механизмов процесса разрушения, которые, в свою очередь, связаны со структурой образующихся в процессе отверждения матриц.

При исследовании углепластиков были измерены их трещиностойкость и прочность при сдвиге, т.е. характеристики, наиболее чувствительные к свойствам матрицы.

Показано, что введение ПЭИ в матрицу намоточного композита практически не приводит к росту его прочности при сдвиге (τ) как при квазистатических, так и при динамических условиях нагружения.

Трещиностойкость (G_{IR}^{KM}) углепластика при добавлении ПЭИ, увеличивается на 40%, что связано с изменением фазовой структуры матрицы в процессе отверждения.

Показано так же, что трещиностойкость однонаправленных композитов монотонно увеличивается с ростом трещиностойкости матрицы.

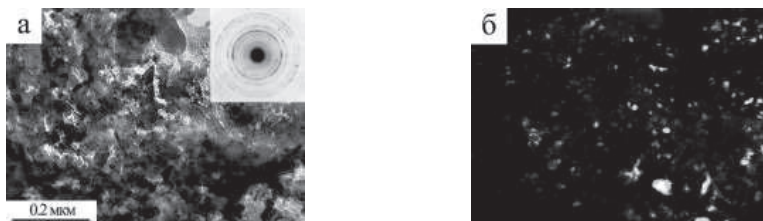
Таким образом, добавление в эпоксидную смолу полиэфиримида, ведет к улучшению ряда характеристик: повышается температура стеклования, существенно возрастает трещиностойкость матриц и их прочность при ударе и трещиностойкость углепластиков. Улучшение физико-механических характеристик исследуемых материалов связано с изменением фазовой структуры матриц при увеличении в них концентрации полиэфиримида и с изменением происходящих в матрице и на границе раздела процессов разрушения.

СТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н9Т, ПОДВЕРГНУТОЙ ФРИКЦИОННОМУ НАГРУЖЕНИЮ И ПОСЛЕДУЮЩЕМУ ОКСИДИРОВАНИЮ

Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л.

Россия, г. Екатеринбург, ИФМ УрО РАН, E-mail: korshunov@imp.uran.ru

Исследовано влияние большой пластической деформации, реализующейся в зоне скользящего фрикционного контакта, на структурные превращения и сопротивление изнашиванию аустенитной стали 12Х18Н9Т, подвергнутой далее оксидированию в воздушной среде при температурах 300-800°C (выдержка 1 час). Структуру стали изучали металлографическим, рентгеновским и электронно-микроскопическим (просвечивающая и сканирующая микроскопия) методами анализа. Последующие трибологические испытания образцов, как и их фрикционную обработку, выполняли с использованием экспериментальной лабораторной установки. Показано, что сильная деформация, происходящая в условиях сухого трения скольжения, создает в поверхностном слое толщиной ~10мкм аустенитной стали 12Х18Н9Т нанокристаллическую двухфазную $\gamma+\alpha'$ структуру, имеющую микротвердость 5.2 ГПа. Последующее оксидирование при 300-500°C вызывает дополнительный рост микротвердости деформированного поверхностного слоя стали до уровня 7.0 ГПа.. Это обусловлено активным насыщением аустенита и мартенсита деформации (α') атомами кислорода, ускоренно диффундирующими вглубь металла по границам γ и α' нанокристаллов. Концентрация кислорода в поверхностном слое и продуктах изнашивания стали достигает 8 мас.%. Атомы растворенного кислорода, эффективно закрепляют дислокации в γ и α' фазах, увеличивая прочность и износостойкость поверхности стали 12Х18Н9Т.



*а – светопольное изображение; б – темнопольное изображение в рефлексе (III)_{магнетита}.
Рис. 1. Микроструктура стали 12Х18Н9Т, подвергнутой деформации трением и оксидированию при 700°C (а, б);*

Оксидирование при 550-800°C, приводит к формированию в стали значительного количества наночастиц окисла Fe₃O₄ (магнетита), повышающих сопротивление термическому разупрочнению и износостойкость исследуемой стали при сухом трении скольжения в паре со сталью 40Х13 в условиях действия относительно небольшой нормальной нагрузки (98 Н). При испытании с большей нормальной нагрузкой -196 Н присутствие в стали 12Х18Н9Т хрупкой оксидной фазы снижает вязкость и, вследствие этого, износостойкость поверхностного слоя стали. Структурное состояние, создаваемое в стали 12Х18Н9Т сильной пластической деформацией и последующим оксидированием, не оказывает большого влияния на коэффициент трения пары сталь 12Х18Н9Т – сталь 40Х13. Величина коэффициента трения в данном случае довольно велика и находится в пределах 0.50-0.75.

Электронно-микроскопическое исследование проведено в отделе электронной микроскопии ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура» № 01201463331) при частичной поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-24.

СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НОВОЙ АЗОТСОДЕРЖАЩЕЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ПРИМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ ТЕПЛОВОЙ ПРАВКИ

Костина В.С., Мурадян С.О., Костина М.В.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: vskostina@yandex.ru, muradianso@gmail.com, mvkst@yandex.ru

При сварке сложнолегированных сталей из-за остаточных деформаций и внутренних напряжений может происходить коробление сварных узлов. Способом их исправления может послужить применение механической и термической правки деформированных сварных соединений (СС). Цель работы: определение для СС из новой аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ (~0,4%N по массе) оптимальной температуры механической тепловой правки (МТП), на основе изучения механических свойств и микроструктуры после правки при различных температурах.

СС были изготовлены ручной дуговой сваркой из 10 мм горячекатаного, термически обработанного листового проката указанной стали с применением сварочной проволоки Св-10Х20Н18М3АФС (0,2-0,25%N) и электродов марки ЭА-868/20 при силе сварочного тока $I_{св} = 140-160$ А и напряжении дуги $U_d = 24-28$ В. Вырезанные участки СС подвергали ручной МТП при температурах 200, 300, 400, 500 и 600°C.

Исследование микроструктуры показало, что основной металл (ОМ) в составе СС имеет структуру аустенита с большим количеством двойников; размер зерен 150 – 300 мкм, разнотерности не наблюдается. Крупные неметаллические включения в ОМ не обнаружены. СШ имеет характерную литую структуру. На линии сплавления (ЛС) литые зерна размером ~20 мкм состоят из мелких дендритов (~4 мкм). Микроструктура ОМ в зоне термического влияния сварного шва во всех сварных образцах до и после МТП при различных температурах похожа, каких-либо существенных различий с ОМ, не подвергнутом сварке и МТП не наблюдали. Изучение микроструктуры образцов СС не подвергавшихся МТП и после МТП с применением правки при наиболее высокой температуре 600°C методом сканирующей микроскопии не показало значительных различий. СШ имеет характерную литую структуру.

Испытания механических свойств показали, что после МТП при 200°C сталь в СС имеет повышенный, по сравнению с ОМ, предел текучести и более низкую пластичность, очевидно, вследствие низкой температуры отпуска, не снимающей наклеп, обусловленный МТП (табл. 1). После МТП при 300-600°C характеристики прочности и пластичности находятся в одном диапазоне, однако ударная вязкость металла СС после МТП при 300 и 400°C низкая. Измерения микротвёрдости в различных зонах СС и до, и после МТП показали, что во всех случаях металл СШ имеет минимальную микротвёрдость ($HV_{50} = 272-292$). Это связано с меньшей концентрацией азота в сварочной проволоке.

Соответственно, ОМ имеет несколько более высокую микротвёрдость (277-296), чем металл СШ. Наиболее высокая микротвёрдость присуща металлу в зоне ЛС (311-360), что может быть связано с её мелкодисперсной структурой. Проведение МТП при 200, 300, 400 и 500°C существенно повысило значения микротвёрдости в ЛС. После правки при 600°C влияние наклёпа практически полностью устраняется, микротвёрдость всех зон сварного соединения близка к таковой в СС, не подвергнутом МТП.

Таблица 1 - Механические свойства при испытаниях на растяжение и ударный изгиб при 20°C у ОМ и образцов, вырезанных из СС, до и после тепловой правки.

Обработка*	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДж/м
ОМ (ТП)	505	848	52,7	57	3,03
СС, без правки	516	853	51,6	59	1,18
200 °C	573	836	23,8	19,5	2,1
300 °C	536	864	49,6	56	0,73
400 °C	517	855	51,9	56,5	0,61
500 °C	535	861	49,3	56,5	1,05
600 °C	528	856	51,2	56,5	1,08

* Указан вид металла и температуры тепловой правки сварных соединений.

Таким образом, по итогам исследования сварное соединение после правки при 600°C характеризуется как сходное по механическим свойствам и микроструктуре с образцом без механической правки.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ АЗОТА, ТЕРМИЧЕСКОЙ И ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ АУСТЕНИТНОЙ ХРОМОМАНГАНЦЕВОНИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ

Ильин А.В., Мушников С.Ю., Костин С.К.

Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», E-mail: npk3@crism.ru

Высокая эффективность при легировании аустенитных хромоманганцевоникелевых сталей азотом достигается благодаря участию N в различных механизмах упрочнения: твердорастворном, дисперсионном, дислокационном, реализуемых при использовании таких технологических способов, как закалка, высокотемпературная термомеханическая обработка (ВТМО), старение, холодная пластическая деформация. Но повышение прочностных характеристик конструкционных сталей сопровождается увеличением опасности возникновения ускоренного разрушения в агрессивных коррозионных средах вследствие появления склонности к коррозионному растрескиванию (КР). В этих условиях для уверенного внедрения азотсодержащей стали 04X20H6Г11M2АФБ аустенитного класса для строительства морских конструкций является актуальной всесторонняя оценка влияния различных способов упрочнения на сопротивляемость КР и механические свойства. В данной работе для определения механических свойств применялись стандартные методы; исследование стойкости к КР в 3,5% NaCl (при потенциалах коррозии и с катодной поляризацией) проводилось методом консольного изгиба образцов с трещиной при постоянной и ступенчато возрастающей нагрузке и методом одноосного растяжения цилиндрических образцов при медленном деформировании и при постоянном нагружении.

Для исследования твердорастворного упрочнения азотом в опытном производстве ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» было изготовлено 7 лабораторных плавок по 40 кг, с переменной концентрацией N от 0% до 0,5% и постоянным содержанием остальных легирующих элементов (на уровне базого состава стали 04X20H6Г11M2АФБ). Широкий интервал варьирования азотом позволил в максимальной степени выявить особенности его влияния на структуру, механические и коррозионно-механические свойства в растворах хлоридов. Механические испытания показали, что с увеличением содержания азота от 0 до 0,5% предел текучести возрастает с 430 до 700 МПа, а величина относительного сужения падает с 72 до 60%. По результатам исследований микроструктуры показано, что в плавках с содержанием азота менее 0,45% присутствует δ -феррит, а увеличение содержания азота измельчает аустенитное зерно. Исследование температурной зависимости ударной вязкости в интервале температур от минус 180 до 96°C показало снижение значения величины KCV для всех составов по мере снижения температуры испытаний. Наибольшие значения ударной вязкости, особенно при пониженных температурах, имеет сталь с содержанием азота 0,45%.

Показано, что если в растворе 3,5% NaCl без поляризации все стали, полученные с применением ВТМО и после закалки, не обнаруживают склонности к КР, то при катодной поляризации наиболее высоким сопротивлением КР обладает гомогенная аустенитная сталь с содержанием азота 0,45% (отношение разрушающих напряжений в среде и на воздухе σ_{SCC}/σ_C составляет 0,85÷0,90); а двухфазные стали (<0,45% N) и аустенитная сталь (0,50% N) с повышенным количеством нитридной фазы проявляют чувствительность к КР ($\sigma_{SCC}/\sigma_C = 0,70 \div 0,80$).

Установлено, что старение при 700°C в течение 2 часов аустенитной стали мало изменяет прочностные и пластические характеристики, но при этом ударная вязкость уменьшается почти на треть: от 320 до 240 Дж/см². Увеличение продолжительности старения до 10 часов мало изменяет значения $\sigma_{0,2}$ и σ_B , но существенно уменьшает относительное сужение с 80 до 40% и ударную вязкость (значения KCV падают почти в 5 раз – до 60 Дж/см²). Это объясняется выделением при старении не только внутризеренных наноразмерных частиц нитрида ванадия, но и зернограничных нитридов хрома, что снижает сопротивляемость КР в хлоридном растворе вследствие дополнительной сенсibilизации при образовании специальных карбидов Me₂₃C₆. В этом случае отношение разрушающих напряжений в среде и на воздухе при двухчасовой выдержке составляет $\sigma_{SCC}/\sigma_C < 0,8$, а при десятичасовой – $\sigma_{SCC}/\sigma_C < 0,5$.

Для получения деформационных структур была проведена холодная прокатка пластин исследуемой стали 04X20H6Г11M2АФБ со степенью деформации 15÷47%. Показано, что эволюция дислокационной структуры холоднореформированной стали вплоть до 47% проходит без признаков мартенситного превращения, и приводит к значительному увеличению предела текучести до 1400 МПа и снижению относительного сужения с 72 до 48%, но не вызывает появления склонности к КР.

НОВЫЙ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ ПОДХОД К ИССЛЕДОВАНИЮ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ

Костин В.Л., Лавигне О., Котоусов А.Г.

Австралия, г. Аделаида, Университет Аделаиды, E-mail: andrei.kotousov@adelaide.edu.au

Водородное охрупчивание (ВО) является распространенным механизмом разрушения для многих металлов и сплавов [1-2]. Известно, что ВО по-разному влияет на различные микроструктурные составляющие этих материалов [3]. Однако, микроструктурные составляющие встречаются только в очень небольших объемах, что затрудняет выяснение их вклада в общий процесс ВО на макро уровне. Единственный способ дифференцировать влияние ВО на различные составляющие заключается в миниатюризации процедуры тестирования. В этом докладе мы представляем новый экспериментальный подход к исследованию ВО в игольчатом феррите [4, 5]. Для этой цели, с помощью фокусирующего ионного пучка были изготовлены несколько микро-консоль, ослабленных трещинами (Рис.1). Эти консоли были насыщены водородом и нагружены нано-индентером. Результаты испытаний, показали, что пороговый коэффициент интенсивности напряжений, K_{Ic} , при котором начинается рост водородных трещин, лежит в диапазоне между $1,56 \text{ МПа м}^{1/2}$ и $4,36 \text{ МПа м}^{1/2}$. Этот диапазон значительно ниже соответствующих пороговых значений для различных сплавов и металлов. Данный результат свидетельствует о том, что механизмы ВО на микро и макро уровнях могут значительно отличаться.

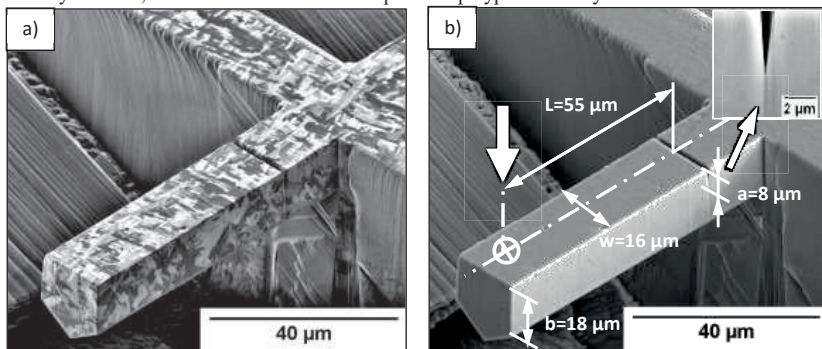


Рисунок 1. а) Микро- консоль целиком состоящая из игольчатого феррита , б) Характерные размеры микро- консоли.

Литература

1. Johnson W.H., On some remarkable changes produced in iron and steel by the action of hydrogen and acids, Nature, 1975, Vol 11: p. 393-393.
2. Johnson H.H., Troiano A.R., Crack initiation in hydrogenated steel, Nature, 1957, Vol. 179: p. 777.
3. Oriani R.A., Hirth J.P. and Smailowski M., Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys, Noyes, Park Ridge, NJ, USA 1985.
4. Costin W.L, Lavigne, O. and Kotousov A. A study on the relationship between microstructure and mechanical properties of acicular ferrite and upper bainite, Materials Science and Engineering A, 2016, Vol. 663: p 193-203.
5. Costin W.L, Lavigne O., Kotousov A. Ghomashchi R. and Linton V. Investigation of hydrogen assisted cracking in acicular ferrite using site-specific micro-fracture tests, Materials Science and Engineering A, 2016, Vo. 651: p. 859-868

ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ В ГРАФЕНОВЫХ ЛИСТАХ С БИВАКАНСИЯМИ

Кочнев А.С.

Россия, г. Санкт-Петербург, СПбГУ, E-mail: Andrey.S.Kochnev@gmail.com

Графен – полностью двумерный материал, образованный слоем атомов углерода толщиной в один атом, в последние годы привлекает всё большее внимание благодаря своим уникальным свойствам. В первую очередь исследователей привлекают его уникальные электропроводящие свойства, а также механические свойства графена, благодаря которым этот материал может использоваться в качестве наполнителя при производстве композитов. Поэтому исследование влияния дефектов в структуре графена на его механические свойства представляет значительный интерес.

Бездефектная решётка графена состоит из чёек в форме правильных шестиугольников со стороной 2.46 нм. Характерными примерами бивакансий в структуре графена являются 5-8-5 дефект, а также 555-777 дефект. Оценка влияния этих дефектов на прочность и жёсткость графена представляет большой интерес при проектировании материалов с использованием графена.

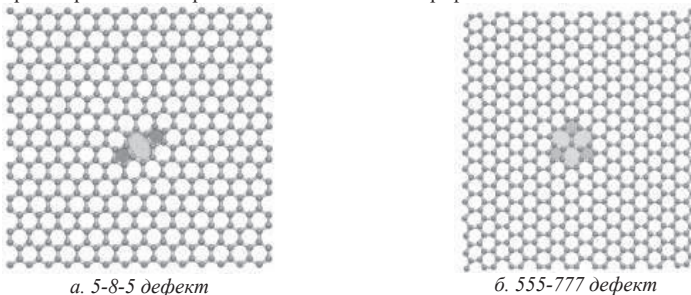


Рис. 1. Листы графена с бивакансиями

Были получены результаты, в соответствии с которыми дефекты указанных типов оказывают существенное влияние на прочность и процесс разрушения листа графена. Особенно существенным падение прочности является для листа с 555-777 дефектом, когда предел прочности листа графена снижается со 120 ГПа до 20-25 Гпа.

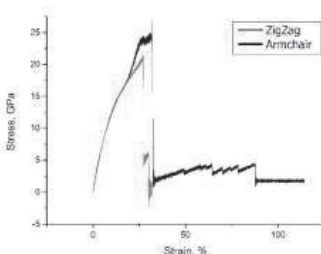


Рис.2. Зависимость напряжения от деформации для листа с 555-777 дефектом

Все симуляции проводились при температуре 300°K. Моделирование температуры происходило путём ввода в эксперимент случайных колебаний атомов, соответствующих установленной температуре. Для моделирования данных процессом использовалась термостатическая модель Нозе-Гувера. Для моделирования межатомарных взаимодействий применялся потенциал AIREBO с параметром разрыва равным 2.0.

Исследование проводилось путём компьютерного моделирования методами молекулярной динамики, для расчётов использовался пакет LAMMPS.

**ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ДИАГНОСТИКА ПРОЦЕССОВ ИНТЕРКАЛЯЦИИ МЕДИ
В СЛОИСТЫЕ КРИСТАЛЛЫ [(Ge, Sn, Pb)(Te, Se)]_m[(Bi, Sb)₂(Te, Se)₃]_n (M, N= 0, 1, 2...)**

Кретова М.А., Коржув М.А., Михайлова А.Б., Катин И.В., Авилов Е.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: korzhuev@imet.ac.ru

Слоистые кристаллы типа Bi_2Te_3 (структурный тип тетрадимита $\text{Bi}_2\text{Se}_3\text{S}$, пр. гр. симметрии $R\bar{3}m$) состоят из 5- слойных пакетов (s5), разделенных щелями Ван-дер-Ваальса (VdW) [1]. Химическая связь в щелях VdW существенно ослаблена, поэтому в них легко могут быть интеркалированы быстро диффундирующие примеси (доноры Cu, Ag и др.), изменяющие электрические (легирование), механические (упрочнение) и другие физические свойства сплавов [2, 3]. Ранее на основе бинарных сплавов (BC) типа Bi_2Te_3 были синтезированы тройные сплавы (ТС) [(Ge, Sn, Pb)(Te, Se)]_m [(Bi, Sb)₂(Te, Se)₃]_n (m, n= 0, 1, 2...) с изменением по сравнению с Bi_2Te_3 слоистой (s) [4]. ТС имеют более сложную структуру слоев (пакеты s5, s7, s9, s11, s13...), при этом в зависимости от соотношения m/n толщина слоевых пакетов в них может меняться в пределах $\xi_1 = 1-3$ нм, а «большой» период сверхструктуры вдоль тригональной оси $\bar{3}$ - в пределах $\xi_2 = 2-18$ нм [4].

Целью настоящей работы было исследовать процессы интеркаляции меди в ТС методом автоэлектрохимического легирования (АЭХЛ) [3].

Эксперимент. Для исследований использовали поликристаллические сплавы: I - $(\text{GeTe})_m(\text{Bi}_2\text{Te}_3)_n$; II - $(\text{GeTe})_m(\text{Sb}_2\text{Te}_3)_n$ и III - $(\text{PbTe})_m(\text{Bi}_2\text{Te}_3)_n$, которые синтезировали при температуре $T=1020-1190$ К, а затем охлаждали со скоростью 4 К/мин до $T=770$ К. При этой температуре сплавы отжили в течение 200-400 ч, а затем закаливали в воду. Использовали образцы (X) произвольной формы (массой $m \sim 3-4$ г), которые помещали в электрохимическую ячейку (ЭХЯ) $<\text{Cu}/\text{aq. CuSO}_4/\text{X}>$ [2]. АЭХЛ проводили в течение $t=100$ ч в короткозамкнутых ЭХЯ путем помещения образца с надетым на него медным «комомом» непосредственно в электролит [2]. До/ после АЭХЛ измеряли э.д.с. E разомкнутых ЭХЯ. Для измерений использовали вольтметр Ш 300 с входным сопротивлением $R_{\text{вх}} > 1000$ Мом. По величине и знаку E определяли возможность интеркаляции меди в сплавы [(+) на образце - да; (-) - нет], а также степень близости результатов АЭХЛ к равновесным ($E=0$). Количество меди ΔN_{Cu} , введенной в образцы при АЭХЛ, определяли методом измерения термо-э.д.с. α [1, 2]. Всего было исследовано 30 образцов различного состава.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. На рис.1 и 2 показаны результаты измерения э.д.с. E ЭХЯ и концентрация меди ΔN_{Cu} , интеркалированной в образцы BC и ТС в результате АЭХЛ, в зависимости от соотношения $n/(n+m)$ и параметров ξ_1 и ξ_2 до и после АЭХЛ. (Здесь ξ_1 - среднее взвешенное значение ξ_i для мультипакетных ТС). Штрихами на рис.1 и 2 показаны характеристики сплавов Bi_2Te_3 , пунктиром - общие статистические линейные тренды исследуемых зависимостей E, $\Delta N_{\text{Cu}} = f[n/(n+m), \xi_1, \xi_2]$ для BC и ТС. Величина E образцов до АЭХЛ возрастала с ростом $n/(n+m)$ (пунктир, рис.1a), убывала с ростом ξ_1 (рис.1c) и практически не изменялась с ростом ξ_2 (рис.1d). После АЭХЛ для всех образцов величина $E \rightarrow 0$, что соответствует предельной равновесной концентрации меди ΔN_{Cu} , интеркалированной в щели VdW (рис.1b).

Однако, концентрация меди, интеркалированной в образцы ΔN_{Cu} при АЭХЛ, была неодинакова для различных образцов (рис.2). Подобно E (рис.1a), величина ΔN_{Cu} возрастала с ростом $n/(n+m)$ (рис.2a). Это подтверждается общей корреляцией величин $E \sim \Delta N_{\text{Cu}}$, установленной в настоящей работе (рис.2b). Корреляция распространялась также на изменение величин $E, \Delta N_{\text{Cu}} = f(\xi_1, \xi_2)$ (рис.1 и 2). С ростом ξ_1 величины E и ΔN_{Cu} убывали (рис.1c и 2c), а с ростом ξ_2 - практически не изменялись (рис.1d и 2d). Снижение E и ΔN_{Cu} мы объясняем уменьшением объемной плотности щелей VdW ($\sim 1/\xi_1$) с ростом толщины слоевых пакетов ξ_1 в образцах (рис.2c). Соответственно, в этом случае предельная равновесная концентрация меди ΔN_{Cu} в образцах уменьшается. В свою очередь, изменение периода сверхструктуры ξ_2 не изменяет объемной плотности щелей VdW, соответственно величины E и ΔN_{Cu} в образцах заметно не меняются (рис.1d и 2b).

Выводы.

1. Изучены процессы интеркаляции меди в ван-дер-ваальсовы (VdW) щели слоистых кристаллов семейства [(Ge, Sn, Pb)(Te, Se)]_m [(Bi, Sb)₂(Te, Se)₃]_n (m, n= 0, 1, 2...), изменяющие электрические, механические и другие физические свойства сплавов.

2. Обнаружено уменьшение концентрации интеркалированной в образцы меди ΔN_{Cu} при увеличении толщины слоевых пакетов ξ_1 , разделяющих щели VdW.

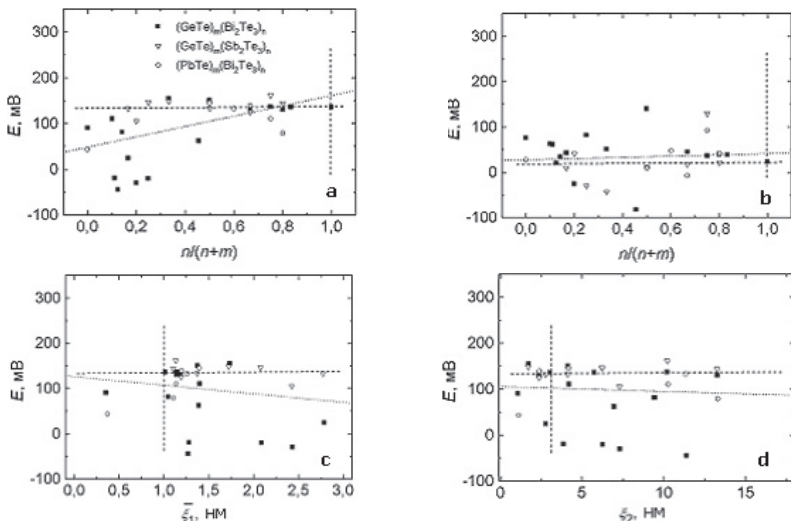


Рис.1. Э.д.с. E разомкнутой ЭХЯ в зависимости от $n/(n+m)$ (a, b), ξ_1^{-1} (c) и ξ_2^{-1} (d) образцов БС и ТС до (a, c, d) и после АЭХЛ (b).

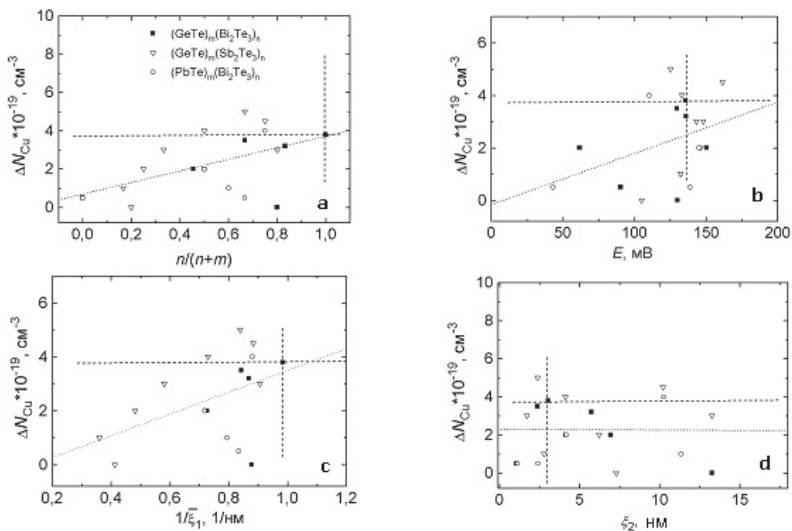


Рис.2. Концентрация меди ΔN_{Cu} , интеркалированной в образцы БС и ТС, в зависимости от $n/(n+m)$ (a), E (до АЭХЛ) (b), $1/\xi_1^{-1}$ (c) и ξ_2^{-1} (d).

Список литературы

- Гольцман Б.М., Кудинов В.А., Смирнов И.А. Полупроводниковые термоэлектрические материалы на основе Bi₂Te₃. М.: Наука.1972. 320 с.
 Коржув М.А., Свечникова Т.Е. ФТП. 1991. Т.25. №12. С.2141- 2149.
 Коржув М.А. ФТТ. 1996. Т.38. №3. С.883- 888.
 Шелимова Л.Е., Карпинский О.Г., Константинов П.П., Авилов Е.С., Кретова, М.А., Земсков В.С. Неорганические материалы, 2001. т..37. №4. с.421- 427.; 2004. т.40. №5. с.451-460.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ДВУХФАЗНОГО ХРОМО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

¹Кубаткин В.С., ²Бутрим В.Н., ¹Адашкин А.М., ³Сапронов И.Ю.

¹Россия, г. Москва, ФГБОУ ВПО МГТУ «СТАНКИИ», E-mail:vavilon0008@gmail.com

²Россия, г. Королев, ОАО «КОМПОЗИТ», ³Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

Цель настоящей работы – изучение структуры, закономерностей разрушения промышленного сплава на основе хрома Х65НВФТ в зависимости от структуры и температуры испытаний. Выполняли испытания на растяжение при 25°С и высоких температурах на образцах отожженных, закаленных, закаленных и отпущенных. Полученные результаты позволили установить картину эволюции разрушения сплава в зависимости термической обработки и температуры испытаний.

Испытания при 20°С. Излом транскристаллитный, по телу зерна, не зависимо от термической обработки. Экспериментально установлено наличие зубов текучести на деформационных кривых твердых растворов замещения (ранее наблюдались для твердых растворов внедрения.)

Характер деформационных кривых зависит от уровня легирования твердого раствора и по мере снижения концентрации никеля в α- твердом растворе меняется следующим образом:

- закалка – кривая пилообразная – несколько зубов текучести (рис.1);
- закалка + отпуск 600°С – наличие одного зуба текучести на одних деформационных кривых и его отсутствие на других;
- закалка + отпуск 800°С – отсутствие зуба текучести и медленного упрочнения;
- закалка + отпуск 900°С – отсутствие зуба текучести, наличие стадии медленного упрочнения.

Высокотемпературные испытания. Излом во всех случаях интеркристаллитный по границам зерен. Деформационные кривые и характер разрушения в зависимости от термической обработки:

- испытания при 800 и 900°С. На всех кривых деформационного упрочнения присутствуют все стадии – легкого скольжения, быстрого и медленного упрочнения. Трещин в разрушенном образце нет, т.е. реализуется первая возникшая трещина (рис.2);
- испытания при 1000°С. На кривых деформационного упрочнения присутствуют все стадии. По границам зерен разрушенного образца имеются трещины, т.е. возникшие, но не реализованные; (рис.3)
- испытания при 1100°С. На кривых деформационного упрочнения отсутствуют легкое скольжения и медленное упрочнение, имеется ниспадающая ветвь кривой после достижения временного предела прочности (рис.4). По границам зерен разрушенного образца имеются поры.

Установлены предельные температуры рациональной эксплуатации сплава жаропрочного и жаростойкого сплава на основе хрома. Разработаны режимы термической обработки, позволяющие, повысить жаропрочность сплава с 1000 (в состоянии поставки) до 1100°С (табл1)

Таблица 1.

Предел прочности при растяжении сплава Х65НВФТ (σ_b) в зависимости от режима термической обработки и температуры испытаний.

Термическая обработка	σ_b , МПа при температуре, °С				
	25°	800°	900°	1000°	1100°
Состояние поставки (900°С, 16час, воздух) [8]	1050	520	360	200	85
Закалка 1250°	850	580	-	270	130
Закалка 1250°+отпуск 600°	1200	540	410	280	140
Закалка 1250°+отпуск 800°	1500	620	420	280	140
Закалка 1250°+отпуск 900°	1400	640	430	260	135

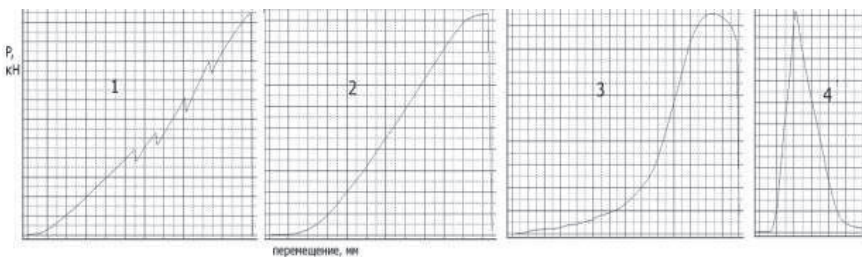


Рис.1–4 Кривые деформационного упрочнения.

КИНЕТИКА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ХОЛОДНОКАТАНОЙ TWIP СТАЛИ ПРИ ОТЖИГЕ

Кусакин П.С., Калинин А.А.

Россия, г. Белгород, НИУ «БелГУ», E-mail:kusakin@bsu.edu.ru

В работе была изучена кинетика рекристаллизации высокомарганцевой TWIP стали состава Fe-22Mn-0.4C-1.5Si-0.1N (вес.%) после холодной прокатки до 10%, 20% и 50% обжатия при комнатной температуре и отжига в интервале температур 400-600 °C и выдержки в течение 30-240 мин. Для изучения кинетики рекристаллизации была оценена микротвердость образцов стали по Виккерсу при нагрузке 300 Н и выдержке 10 сек.

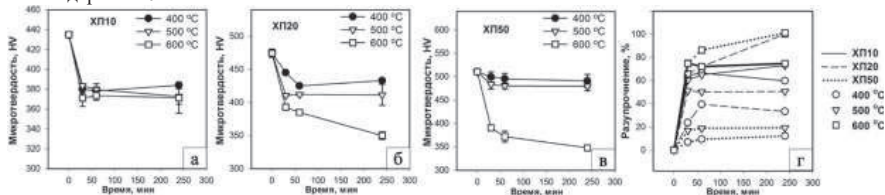


Рис. 1 – (а-в) Влияние температуры и времени отжига на твердость стали после прокатки с (а) 10% обжатия, (б) 20% обжатия, (в) 50% обжатия, (г) влияние температуры и времени отжига на разупрочнение стали после прокатки с различными степенями обжатия.

Влияние степени обжатия, температуры и времени отжига на разупрочнение приведено на Рис.1. Твердость образцов стали после холодной прокатки уменьшается с увеличением температуры отжига, при этом степень снижения зависит как от температуры и времени отжига, так и от степени предварительной прокатки. В образцах, прокатанных на 10%, отжиг при всех температурах приводит к падению твердости с 435 HV до 380±5 HV уже после 30 минут выдержки и твердость не меняется даже после выдержки в течение 240 минут. Твердость образцов после 20% обжатия снижается с 475 HV до 445 HV после 30 минут выдержки при 400 °C и до 425 HV после 60 минут, оставаясь практически неизменной в дальнейшем. В то же время при 500 °C твердость сразу после 30 минут снижается до 410 HV, не меняясь в дальнейшем, а при 600 °C линейно снижается со временем с 390 до 350 HV. Отжиг образцов, прокатанных до 50%, при 400 и 500 °C приводит к незначительному снижению твердости с 510 до 495 и 485 HV, соответственно. Выдержка образцов, прокатанных до 50%, при 600 °C приводит к существенному падению твердости до 390 HV уже после 30 минут выдержки, снижаясь при увеличении времени выдержки до 370 и 350 HV после 60 и 240 минут, соответственно. Разупрочнение при отжиге $X_{\text{разупр}}$ (Рис. 1г) было рассчитано по формуле (1):

$$X_{\text{разупр}} = \frac{HV_{\text{исх}} - HV(t)}{HV_{\text{исх}} - HV_{\text{конечн}}} \quad (1)$$

где $HV_{\text{исх}}$, $HV_{\text{исх}}$, $HV(t)$ – значения твердости в деформированном, рекристаллизованном (после 50% прокатки и 240 минут отжига на 600 °C) и промежуточных состояниях, соответственно. Образцы, прокатанные до 10% обжатия, разупрочняются на 70±5% при всех температурах отжига непосредственно после 30 минут выдержки. При 20% обжатия холодной прокаткой образцы, отожженные на 400 °C, разупрочняются на 20% после 30 минут выдержки и до 40% в дальнейшем, а отожженные на 500 °C, разупрочняются на 50% после 30 минут выдержки и более. В то же время отжиг на 600 °C приводит к разупрочнению на 65% после 30 минут выдержки, последовательно увеличивая разупрочнение до 100%

при 240 минутах отжига. Отжиг образцов, прокатанных до 50% обжатия, на 400 и 500 °С не приводит к значительному разупрочнению в течение всех рассматриваемых интервалов времени выдержки ($9\pm 5\%$ и $18\pm 1\%$, соответственно), тогда как повышение температуры отжига до 600 °С приводит к разупрочнению на 75% после 30 минут выдержки, последовательно увеличивая разупрочнение до 100% при 240 минутах отжига.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства Образования и Науки РФ по контракту №14.584.21.0003 (уникальный идентификатор RFMEF15814X0003).

РАСТЯЖЕНИЕ И КРУЧЕНИЕ НАНОТРУБОК И МИКРОТРУБОК С КУБИЧЕСКОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВРАЧИВАНИЕМ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛОСКОСТЕЙ (011)

Лисовенко Д.С., Городцов В.А., Гольдштейн Р.В.
Россия, г. Москва, ИПМех РАН, E-mail:lisovenk@ipmnet.ru

В работах [1-3] предложена модель полого стержня с цилиндрической анизотропией для описания механических свойств нано/микротрубок. В рамках подхода Сен-Венана рассмотрены задачи растяжения нано/микротрубок с кубической, гексагональной и ромбоэдрической цилиндрической анизотропией и для них получены аналитические выражения для модуля Юнга и коэффициента Пуассона. При этом предполагалось, что нано/микротрубки получались сворачиванием кристаллических плоскостей (001), т.е. имело место локальное соответствие $1 \rightarrow z, 2 \rightarrow -\varphi, 3 \rightarrow r$ (1, 2, 3 – лабораторная декартова система координат, r, φ, z – цилиндрическая система координат, относящаяся к трубке).

В рамках подхода Сен-Венана здесь рассмотрена задача растяжения и кручения нано/микротрубок с кубической цилиндрической анизотропией, полученных сворачиванием кристаллических плоскостей (011). В результате анализа получены аналитические выражения крутильной жесткости, модуля Юнга и коэффициента Пуассона с учетом угла хиральности (угла между главной кристаллографической осью и осью растягиваемой трубки). Численный анализ проводился для нано/микротрубок из кристаллов алюминия Al, железа Fe и сплава $Sm_{0.65}La_{0.35}S$, которые являются неауксетиком, частичным ауксетиком и полным ауксетиком [1] соответственно. Упругие константы брались из справочника [4]. Численный анализ показал, что у нано/микротрубки из Al и Fe будет наблюдаться отрицательный радиальный коэффициент Пуассона на внутренней поверхности. Коэффициенты Пуассона для нано/микротрубок из $Sm_{0.65}La_{0.35}S$ остаются отрицательными при любых углах хиральности и толщинах трубок. Модуль Юнга и крутильная жесткость для нано/микротрубок из этих материалов при фиксированном угле хиральности слабо зависят от толщины трубок. В случае фиксированной толщины модуль Юнга может в разы изменяться в зависимости от величины угла хиральности. Крутильная жесткость при фиксированной толщине слабо меняется.

Анализ задач растяжения и кручения нано/микротрубок с кубической цилиндрической анизотропией показал, что для таких трубок существует линейный эффект Пойнтинга [5]. Например, кручение хиральных нано/микротрубок в отсутствие растягивающих усилий сопровождается изменением их длины (прямой эффект Пойнтинга). Знак эффекта (удлинение или укорочение нано/микротрубок) меняется при этом с изменением величины и знака угла хиральности для нано/микротрубок.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ 16-01-00325.

Литература:

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Мезомеханика многослойных углеродных нанотрубок и наносуев. Физическая мезомеханика, 2008 г., Т.11, №6, С.25-42.

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. К описанию многослойных нанотрубок в рамках моделей цилиндрически анизотропной упругости. Физическая мезомеханика, 2009 г., Т.13, №5, С.5-14.

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С., Волков М.А. Отрицательный коэффициент Пуассона для кубических кристаллов и нано/микротрубок. Физическая мезомеханика. 2013 г., Т.16, №6, С.13-31.

Landolt-Börnstein Group III. Condensed Matter. В.: Springer. 1992. V.29a. P.11-188.

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С. Линейный эффект Пойнтинга при кручении и растяжении криволинейно-анизотропных трубок. ДАН. 2015, Т.464, №1, С.35-38.

РАСТЯЖЕНИЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ПЛАСТИН ИЗ КУБИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ

Лисовенко Д.С., Городцов В.А., Гольдштейн Р.В.

Россия, г. Москва, ИПМех РАН, E-mail:lisovenk@ipmnet.ru

В работе исследовано влияние слоев с отрицательным коэффициентом Пуассона (ауксетических слоев) на механическое поведение слоистых композитов, на примере растяжения тонких двухслойных пластин из изотропных и анизотропных (кубических) ауксетиков и неауксетиков. В предположении о плоском напряженном состоянии (в отсутствии нагрузок по вертикали на внешних поверхностях) и пренебрежении изменениями вертикального напряжения в тонких пластинах были получены аналитические выражения эффективного модуля Юнга и коэффициентов Пуассона при совместном растяжении тонких двухслойных пластин для изотропных пластин и пластин из кубических материалов. При рассмотрении продольного растяжения пластин из кубических кристаллов предполагалось, что лабораторная система координат, связанная со слоистым композитом, совпадала с кристаллографическими осями анизотропных пластин. Численный анализ тонких двухслойных изотропных пластин, состоящих из слоя с положительным коэффициентом Пуассона (неауксетическим слоем), равным 0,33 и равными отношениями модулей Юнга и толщинами слоев, эффективный модуль Юнга тонких двухслойных пластин уменьшается в два раза при увеличении коэффициента Пуассона второго слоя от -1 до 0. В диапазоне от 0 до 0.5 эффективный модуль Юнга слабо меняется. Для двухслойного композита, состоящего из слоев лития (является частичным ауксетиком, т.е. у лития возможна смена знака коэффициента Пуассона в зависимости от направления растяжения [1]) и алюминия (неауксетика), эффективный модуль Юнга уменьшается при увеличении отношения толщины слоя из лития к толщине слоя из алюминия. Если же двухслойный композит состоит из слоя лития и слоя натрия (частичного ауксетика), то эффективный модуль Юнга такого композита увеличивается при увеличении отношения толщины пластин. В результате численно-аналитического анализа коэффициентов Пуассона слоистых композитов были найдены границы изменения от -1 до 2, которые в случае изотропных пластин зависят от коэффициентов Пуассона пластин и безразмерного параметра. В этот безразмерный параметр входят отношения толщин и модулей Юнга пластин.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФ в рамках научного проекта № 14-11-00844.

Литература:

Гольдштейн Р.В., Городцов В.А., Лисовенко Д.С., Волков М.А. Отрицательный коэффициент Пуассона для кубических кристаллов и нано/микротрубок. Физическая мезомеханика. 2013 г., Т.16, №6, С.13-31.

ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ ОТЛИВОК ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

¹Лубяной Д.А., ²Шевченко С.Ю., ¹Арканова Ю.А., ¹Толстикова Ю.А.

¹Россия, г. Кемерово, НфиКемГуз, E-mail:lubjanoy@yandex.ru

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

В настоящее время в России актуальным является повышение свойств серого чугуна. Важную роль в повышении прочностных свойств выполняет технология подготовки металла к заливке форм (выплавка и выпечная обработка). За счет данных технологий можно придать чугунам особые свойства без дополнительной присадки легирующих добавок, в том числе получать изотропный материал [1]. На свойства металла значительную роль оказывает технология температурной обработки жидкого расплава. С целью оценки влияния перегрева расплава на ближний порядок расплава были проведены исследования поверхностного натяжения металла с помощью высокотемпературного микроскопа "Leitz" в температурном интервале 1200...1600 °С. Было выявлено, что в температурном интервале 1520...1530 °С в промышленном расплаве природнолегированного чугуна происходит необратимые изменения, вызывающие значительные изменения поверхностного натяжения чугуна. На наш взгляд, это вызвано растворением графитоподобных и карбидоподобных комплексов в жидкой фазе. Данные предположения подтверждаются и металлографическим анализом. Наличие нерастворившихся частичек графита и появление междендритного графита значительно влияет на механические свойства и эксплуатационные показатели изделий, изготовленных из чугуна, подвергнутого термовременной обработке (ТВО). Предел прочности чугуна увеличивается на 25 Мпа. Отливки отлитые из чугуна, термовременная обработка которого производилась при температурах менее 1480 °С, выходят из строя, как правило, по размыву из-

за недостаточных прочностных характеристик чугуна, трещин, из-за нерастворившихся частиц спели или кокса при науглероживании чугуна. Отливки, отлитые из чугуна с перегревом выше 1520 °С, выходят из строя из-за трещин вследствие появления в их структуре междендритного графита и падения демфирующих свойств чугуна. Нагрев чугуна до температуры 1495...1520 °С обеспечивает получение благоприятной микроструктуры, что дает достаточную стойкость поддонов и кузнечных изложниц и крышек промежуточных ковшей МНЛЗ. Время выдержки ограничивается 8...10 минутами, так как при более продолжительной выдержке интенсифицируется разрушение футеровки печи, а при меньшей выдержке недостаточно рафинирование чугуна от газов и растворение спели или карбюризатора. Данные режимы помимо сменного сталеразливочного оборудования были реализованы на ряде предприятий Кемеровской области [2]. С ликвидацией доменных печей на ОАО «КМК» за Уралом не производится качественный литейный чугун, что вызвало широкое применение в шихте низкокачественного чугунного лома и высокоуглеродистых спелистых доменных передельных чугунов, что приводит к значительному снижению качества отливок и их прочностных свойств. Вместе с тем прочностные свойства доменных передельных чугунов можно значительно повысить и без применения плавильных агрегатов (индукционных, дуговых печей и вагранок). Это достигается продувкой азотом в ковшах через фурмы методом резонансно-пульсирующего рафинирования (РПР) [2]. Продувка чугуна в заданных режимах значительно повысила плотность и предел прочности доменного чугуна с 91...105 МПа до 130...170 МПа. Таким образом, данный вид обработки позволяет получать конструкционный чугун марки СЧ15 без использования плавильных агрегатов. Применение таких сравнительно дешевых и простых технологий позволяет значительно повысить прочностные и эксплуатационные свойства серых чугунов, сокращая применение легирующих добавок, снижая себестоимость продукции и повышая ее конкурентоспособность.

Список литературы

1. Волков А.В. Моделирование неупругой деформации серого чугуна // Международные Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингa «Механические свойства современных конструкционных материалов». Москва. 4-5 сентября 2014 г / Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2014, 371 с.
2. Эффективность современных способов повышения качества изделий из чугуна и развитие металлургических и машиностроительных предприятий в условиях конкуренции / Д.А. Лубяной, Б.А.Кустов, Н.И. Новиков и др.; Под редакцией к.т.н. Лубяного Д.А. и к.э.н. Новикова Н.И. -Новосибирск: Изд-во ИЭОПИ СО РАН,2004.-131 с.

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ПРОКАТКИ СЛОИСТОГО ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ЖЕЛЕЗА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Луговской Ю.Ф., Назаренко В.А., А.Ю. Коваль

Украина, г. Киев, ИПМ НАН Украины, E-mail:lugovskoi_u@ukr.net

Конструкционные материалы биологического происхождения являются прообразом искусственных конструкционных материалов нового поколения, которые должны иметь минимальную склонность к концентрации напряжений и, как результат, экстремально высокое сопротивление разрушению. Известны примеры таких материалов на основе карбида кремния [1], стекла [2], которые демонстрируют квазипластичную диаграмму деформирования при комнатной температуре.

Большинство конструкционных металлов и сплавов обладают достаточной пластичностью при статическом нагружении, но, вследствие своей склонности к концентрации напряжений, разрушаются хрупко (с минимальными неупругими деформациями) при циклическом нагружении. В данной работе сделана попытка снизить склонность металла к концентрации напряжений за счет придания ему слоистой (био-подобной) структуры путем прокатки многослойных пакетов.

Цель работы - исследовать влияние степени деформации холодной прокаткой на механические характеристики при статическом и циклическом нагружении слоистого технического чистого железа после спекания десятислоного пакета.

Определение механических свойств при растяжении проводили на электромеханической испытательной установке УТМ-100 со скоростью движения захватов 2,5 мм/мин. Модуль упругости E материалов определяли по методикам работы [3] путем возбуждения в образцах ультразвуковых продольных колебаний и поперечных звуковых колебаний. Сопротивление усталости материалов определяли при резонансных изгибных колебаниях с частотой 2,4 кГц на электродинамическом

вибростенде по методике [4]. Усталостные изломы изучали на сканирующем электронном микроскопе Jeol SuperProbe-733.

Анализ влияния степени деформации прокаткой до 56% показал, что влияние межслоистой прочности не сказывается на прочности, усталости и механизмах усталостного разрушения на уровне макро и микроструктуры. Однако при статическом доломе происходит расслоение материала на фронте остановившейся усталостной трещины (УТ) и вязкое разрушение (ямочный рельеф) на уровне микроструктуры, так как деформация при этом больше, чем при циклическом нагружении.

При степени деформации прокаткой от 69% до 84% макрорасслоения на усталостном изломе минимальны и имеются лишь вблизи середины толщины образца (в максимуме сдвиговых напряжений при изгибе балки). Это свидетельствует об избыточности циклической прочности на сдвиг между слоями. На уровне микроструктуры видны многочисленные параллельные поверхности образца фрагменты структуры, толщина которых минимальна у поверхности образца – в зоне начала роста УТ. При увеличении глубины УТ толщина этих фрагментов значительно увеличивается. При статическом доломе проявляются границы отдельных слоёв. Показано, что сопротивление усталости образца не изменяется, пока не появляются макрорасслоения на фронте роста УТ. При увеличении степени деформации прокаткой более 70% происходит ступенчатый рост предела выносливости и предельной циклической деформации.

Литература

1. Ishikawa T. Crack-resistant fiber-bonded ceramic // Adv. Engineering Mater. — 1999. — 1, No. 1. — P. 59—61.
2. Боровик В. Г. Новый конструкционный материал с однонаправленной волокнистой структурой / В. Г. Боровик, О. Н. Григорьев, В. Н. Субботин // Порошковая металлургия. — 2012. — № 1/2. — С. 65—74.
3. Кузьменко В.А. Звуковые и ультразвуковые колебания при динамических испытаниях материалов/ - Киев: Изд-во АН УССР, 1963. -152 с.
4. Луговской Ю.Ф. Методика усталостных испытаний композиционных материалов при изгибе полученных электронно-лучевым испарением/ Проблемы специальной электрометаллургии – 1987. - №4. - С.61-65.

ОХРУПЧИВАНИЕ СТАЛЬНЫХ ДИСТАНЦИОНИРУЮЩИХ РЕШЕТОК В РЕЗУЛЬТАТЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ В СОСТАВЕ ТВС РЕАКТОРА РБМК-1000.

Мазаев А.О.

Россия, г. Димитровград, АО «ГНЦ НИИАР», E-mail: KGP@niiar.ru

Дистанционирующие решетки (ДР) являются элементами каркаса тепловыделяющих сборок РБМК-1000, обеспечивающими пространственное расположение твэлов в технологических каналах и целостность конструкции при обращении с топливом. В последнее время на атомных станциях с реакторами РБМК-1000 (блоки ЛАЭС, КуАЭС, САЭС), которые, наряду с реакторами ВВЭР-1000, вносят значительный вклад в производство электроэнергии в России, наблюдается растрескивание и охрупчивание отдельных стальных ДР, длительно эксплуатировавшихся в составе тепловыделяющих сборок (ТВС).

Подробные материаловедческие исследования отработавших ТВС с ДР позволяют улучшить понимание причин охрупчивания, оценить правильность конструкторских и технологических решений, выбрать наиболее оптимальные варианты совершенствования ДР.

В работе представлены результаты исследований ДР из стали 08Х18Н10Т ТВС РБМК, отработавшей на Ленинградской АЭС в течение ~ 7 лет (1835 эф. сут.).

Цель работы – получение экспериментальных результатов по комплексному влиянию облучения и водной среды (теплоносителя реактора РБМК-1000) на склонность к повреждению стальных ДР при их длительной эксплуатации.

Визуальная инспекция ДР выявила повреждение ячеек и обойм ДР преимущественно в области сварных соединений. Исследования микроструктуры элементов ДР методом оптической микроскопии показали, что трещины распространяются в основном по границам зёрен, в том числе по ядру сварки и в околошовной зоне. На поверхности стенок ячеек присутствуют области с признаками фронтальной межкристаллитной коррозии, которые являются источником дальнейшего распространения трещин и соответствующего охрупчивания.

Возможной причиной растрескивания и охрупчивания ДР является механизм радиационно-индуцированной сегрегации, согласно которому облучение способствует локальному обеднению границ зерен хромом, что может привести к локальной неустойчивости пассивной плёнки и преимущественной коррозии.

Некоторые ячейки при испытаниях на растяжение разрушались хрупко. Предел прочности неповреждённых ячеек не отличается от обычных значений этой характеристики для облученной до соответствующих уровней флюенса нейтронов стали 08X18H10T.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ХРОМОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ

¹Майер Г.Г., ¹Астафурова Е.Г., ¹Мельников Е.В., ²Москвина В.А., ¹Гальченко Н.К.

¹Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН, E-mail: galinazg@yandex.ru

²Россия, г. Томск, НИ ТПУ, E-mail: valya_moskvina@mail.ru

Изучено влияние продолжительности наводороживания на механические свойства и характер разрушения при одноосном статическом растяжении закаленных поликристаллов высокоазотистой хромамарганцевой аустенитной стали Fe-19Cr-22Mn-1,5V-0,6N-0,2C (мас. %). Исходные образцы стали закаливали в воду после часовой выдержки при температуре 1100 °С. После закалки сталь имела структуру преимущественно аустенита (5 % феррита). Электролитическое наводороживание образцов проводили непосредственно перед растяжением, в 1N растворе H₂SO₄ при комнатной температуре и плотности тока 50 мА/см². Продолжительность насыщения ($t_{\text{навод}}$) составляла 2, 10 и 40 ч. Механические испытания проводили при комнатной температуре методом одноосного растяжения со скоростью $5,6 \times 10^{-4}$ с⁻¹.

Изучение кривых течения исследуемой стали до наводороживания показало, что пластическая деформация развивается в одну стадию, близкую к линейной, с высоким коэффициентом деформационного упрочнения $\Theta = 2800$ МПа ($\Theta = d\sigma/d\epsilon$). Величины предела текучести и предела прочности имеют высокие значения $\sigma_{0,2} = 590$ МПа, $\sigma_B = 1080$ МПа, при этом удлинение достаточно высокое $\epsilon_{\text{пл}} = 10\%$. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, пластическое течение исходных образцов определяется дислокационным скольжением, образованием дефектов упаковки и микродвойников деформации.

Легирование водородом сопровождается снижением предела текучести исследуемой стали: от 590 МПа в исходном состоянии до 570 МПа ($t_{\text{навод}}=2$ ч.) и 560 МПа ($t_{\text{навод}}=10$ ч. и 40 ч.) после наводороживания. насыщение водородом оказывает слабое влияние на характер кривых течения, пластическое течение развивается в одну линейную стадию. После $t_{\text{навод}}=40$ ч происходит увеличение коэффициента деформационного упрочнения до $\Theta=3200$ МПа по сравнению с исходным состоянием ($\Theta=2800$ МПа). Наводороживание, за счет понижения энергии дефекта упаковки аустенита, способствует усилению интенсивности механического двойникования. Активация двойникования способствует охрупчиванию образцов, уменьшению удлинения до 17 % ($t_{\text{навод}}=2$ ч.), 14 % ($t_{\text{навод}}=10$ ч.) и 11 % ($t_{\text{навод}}=40$ ч.), и, соответственно, снижению предела прочности до $\sigma_B = 990$ МПа ($t_{\text{навод}}=2$ ч.), 840 МПа ($t_{\text{навод}}=10$ ч.) и 900 МПа ($t_{\text{навод}}=40$ ч.) по сравнению с исходным состоянием.

После наводороживания на поверхности образцов формируется хрупкий слой, толщина которого возрастает с увеличением продолжительности насыщения и который разрушается хрупко сколом. Толщина слоя после 2 часов наводороживания составляет 1,5 мкм, после 10 часов – 3,5 мкм, после 40 часов – 6 мкм. Наводороживание также сопровождается сменой характера разрушения стали в объеме материала от преимущественно интеркристаллитного к преимущественно транскристаллитному. После длительного наводороживания (10 и 40 ч.) на поверхности разрушения наблюдали вторичные трещины. Их образование связано с усилением локализации деформации и развитием механического двойникования, а также обусловлено разной скоростью диффузии водорода в феррите и аустените (диффузия водорода в феррите проходит быстрее, чем в аустените) и преимущественным накоплением водорода границами зерен.

Изучение боковой поверхности разрушенных образцов показало, что при растяжении в исходном состоянии образуются полосы деформации, расстояние между которыми составляет около 3 мкм. Наводороживание продолжительностью 2 часа сопровождается появлением микротрещин на боковой поверхности образцов, длина которых изменяется от 5 до 20 мкм. Увеличение продолжительности наводороживания приводит к формированию грубых макроскопических трещин, расположенных

перпендикулярно направлению растяжения. Такие отличия морфологии поверхности образцов обусловлены тем, что с увеличением времени наводороживания поверхностный слой становится толще.

*Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента РФ (СП-160.2016.1).
Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).*

ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРАВЛЕНИЙ ДИСЛОКАЦИЙ С ПОМОЩЬЮ АСМ

Макарова Е.С., Марков О.И., Хрипунов Ю.В.

Россия, г. Орел, ОГУ им. Тургенева, E-mail: O.I.Markov@mail.ru

Создание материалов с заданными свойствами для функциональной электроники невозможно без тщательного исследования дефектной структуры кристаллов, как в теоретическом, так и экспериментальном плане. Монокристаллы висмута широко используются для изготовления тензодатчиков, анизотропных термоэлементов, функционирующих в широком интервале температур. Полуметаллы типа висмута склонны к образованию микро- и макроскопических дефектов кристаллической структуры. Кристаллическая решетка висмута относится к ромбоэдрической сингонии, очень близкой гранцентрированной кубической. Преобладающим видом дефектов в монокристаллах типа висмута являются дислокации. Физические свойства полуметаллических и полупроводниковых монокристаллов во многом определяются наличием в них дислокаций. Основным методом обнаружения микроскопических дефектов был и остается металлографический анализ. Современные металлографические микроскопы, оснащенные компьютерами с программным обеспечением, позволяют получить снимки высокого качества и провести сравнительно точные измерения размеров ямок травления. Если глубина ямки травления не превышает глубины резкости объектива, то дно ямки довольно точно определяется, в противном случае резкое изображение невозможно получить, что резко снижает точность оценки направления дислокации оптическим методом. Этому недостатка лишена зондовая микроскопия.

Появление атомно-силовых микроскопов позволяет проводить исследования объемной структуры дефектов. Целью работы является развитие методики определения направлений дислокаций и изучение дефектов кристаллической структуры сплавов висмут-сурьма с помощью АСМ. В работе исследовались монокристаллы висмута, выращенные способом зонной перекристаллизации. Поверхность для исследования получалась путем скола после охлаждения слитка в жидком азоте. Получение ямок травления проводилось в травителе из смеси азотной и уксусной кислот. Для наблюдения и регистрации изображений поверхности образцов использовался сканирующий мультимикроскоп СММ-2000 в режиме атомной - силовой микроскопии.

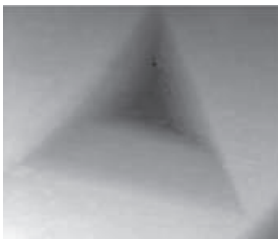


Рис. 1. Скан ямки травления.

Качество полученных сканов позволяет выявить характерные особенности дислокаций и их ориентацию. Можно наблюдать различное ограничение ямок, особенно их дно.

Форма ямок травления зависит от кристаллографической ориентации исследуемой плоскости. На рис.1 представлен скан поверхности скола образца после селективного травления для выявления дислокаций. Дислокации на поверхность (111) выходят в виде ямок-пирамид с основанием в виде треугольника. Видно, что эти ямки представляют собой тетраэдры (треугольные пирамиды). Судя по значениям углов между проекциями сторон пирамид на плоскость наблюдения, ямка близка к правильному тетраэдру (все грани являются равносторонними треугольниками), что должно из соображений симметрии иметь место при нормальной ориентации дислокации по отношению к поверхности. С помощью АСМ измеряются углы наклона трех граней ямки травления. Это позволяет

записать три уравнения плоскостей граней ямок травления. Аналитическое решение уравнений позволяет определить точку пересечения плоскостей. Далее с помощью несложного математического расчета определяется направление дислокации.

При этом оказывается возможным выделить несколько видов различных ямок травлению по их ограничению, определять их симметрию и сопоставлять возможные типы дислокаций. Образованные вертикальными дислокациями на поверхности $\{111\}$ ямки травления имеют форму равнобедренной треугольной пирамиды с наклоном граней 56.4° . Исследования формы ямок показали, что большинство дислокаций выходит на поверхность под прямым углом, что соответствует направлению $[111]$. Кроме того, обнаружены наклонные направления, близкие к направлениям $[112]$ и $[122]$. Что находится в соответствии с известными исследованиями с помощью рентгеновской топографии.

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СОСТАРЕННЫХ МЕДНО-АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

^{1,2}Малашенко В.В., ²Малашенко Т.И.

¹Украина, г. Донецк, ДонФТИ им. А.А. Галкина, E-mail:malashenko@fti.dn.ua

²Украина, г. Донецк, ДонНТУ

Механические свойства кристаллов в значительной степени определяются зарождением и движением дислокаций и их взаимодействием как между собой, так и с неподвижными структурными дефектами. При низких скоростях движения дислокация преодолевает встречающиеся на пути дефекты с помощью термических флуктуаций, при высоких она совершает надбарьерное скольжение. Это динамическая область движения дислокаций, включающая скорости от десятков до тысяч метров в секунду. Динамический режим реализуется, в частности, при использовании пневматических ствольных установок, воздействии на кристаллы лазерными импульсами высокой мощности, использовании метода динамического канального углового прессования и метода сварки взрывом [1-5]. В ходе этих процессов скорость пластической деформации достигает значений 10^3 - 10^7 с⁻¹, а изменение механических свойств кристаллов определяется главным образом движением дислокаций и их взаимодействием с элементарными возмущениями кристалла и потенциальными барьерами, создаваемыми различными дефектами структуры.

Зоны Гинье-Престона, образующиеся при искусственном или естественном старении сплавов, играют важную роль в процессе пластической деформации. На ранней стадии старения медно-алюминиевых сплавов эти зоны имеют вид монокристаллических дисков, расположенных в параллельных плоскостях. При определенных условиях сила динамического торможения дислокаций зонами Гинье-Престона приобретает характер сухого трения. В работе получено аналитическое выражение вклада этих зон в величину динамического предела текучести. Численные оценки показывают, что этот вклад может составлять десятки процентов. При определенных значениях концентрации точечных дефектов и плотности подвижных дислокаций зоны Гинье-Престона могут стать причиной неоднородности пластической деформации, проявляющейся в появлении деформационных полос.

Коллективное воздействие точечных дефектов на красную дислокацию приводит к перестройке спектра дислокационных колебаний, а именно к появлению щели в дислокационном спектре [6-9]. Изменение спектра влияет на характер динамического торможения дислокации другими дефектами, в частности зонами Гинье-Престона, в результате чего торможение этими зонами приобретает характер сухого трения. Для возникновения эффекта сухого трения необходимо выполнение двух условий: в спектре дислокационных колебаний должна возникнуть щель и скорость дислокации должна быть ниже некоторого критического значения. При ударно-волновом воздействии на кристалл плотность подвижных дислокаций может достигать 10^{15} м⁻², и именно взаимодействие дислокаций между собой оказывает доминирующее влияние на формирование спектральной щели, при этом увеличение плотности подвижных дислокаций приводит к уменьшению динамического предела текучести.

Список литературы

- [1] J. Lee, D. Veyssset, J. Singer, M. Retsch, G. Saini, T. Pezeril, K. Nelson, E. Thomas // Nature Communications. 2012. N 3. 1164.
- [2] H. Hallberg, K. Rytberg, M. Ristinmaa // ASCE J. Eng. Mech. 2009. V. 135, N. 4, P. 345-357.
- [3] D. Tramontina, E. Bringa, P. Erhart, J. Hawrelia, 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.
- [4] E.B. Zaretsky, G.I. Kanell // J. Appl. Phys. 2013. V. 114. P. 083511.
- [5] Г.И. Канель, В.Е. Фортвов, С.В. Разоренов // УФН. 2007. Т. 177, №8. С. 809-830.

- [6] В.В. Малашенко // ФТТ. 2014. Т. 56, № 8. С. 1528–1530.
[7] В.В. Малашенко // ФТТ. 2015. Т. 57, № 12. С. 2388–2390.
[8] В.В. Малашенко // ПЖТФ. 2012. Т. 38, № 19. С. 61–65.
[9] V.V. Malashenko // Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009. V. 404, № 2. P. 3890–3892.

МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПОСЛЕ ИХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ В ПЛАНЕТАРНЫХ МЕЛЬНИЦАХ

Малкин А.И., Топоров Ю.П., Савенко В.И., Клюев В.А., Лознецова Н.Н., Чернышов В.В., Ширяев А.А.
Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН, E-mail:visavenko@rambler.ru

Механические воздействия на металлические порошки в планетарных мельницах, как известно, сопровождаются изменением их микроструктуры [1]. При контактных воздействиях на достаточно крупногабаритные металлические изделия эти изменения протекают в тонких приповерхностных слоях металла, что существенно затрудняет исследование структурных изменений в материале, происходящих в процессе такого воздействия. Для исследования микроструктурных превращений, происходящих при контактных воздействиях на материал авторами использована методика, основанная на изучении изменений микроструктуры тонкодисперсных металлических порошков, моделирующих механическое поведение приповерхностных слоев достаточно крупногабаритного материала, подвергнутого механическому воздействию в планетарных мельницах. При выборе достаточно малых размеров частиц модельного тонкодисперсного металлического порошка, обрабатываемого в мельнице, структурные изменения, происходящие в материале частиц, захватывают весь их объем. Это значительно упрощает исследование изменений микроструктурных характеристик приповерхностных слоев материала, возникающих при контактных воздействиях на него. Кроме того, использование такого модельного подхода позволяет проводить также исследования изменений физико-химических и макромеханических свойств механоактивированного материала, которые тесно связаны с этой микроструктурой.

Известно, что частицы порошкового материала при его механообработке в планетарной мельнице подвергаются интенсивным нормальным и касательным контактным воздействиям, соотношение энергетической мощности каждого из которых существенно зависит от характера движения шаров в размольных барабанах [2]. Характер этого движения определяется соотношением величин скоростей вращения размольных барабанов (w) и планетарного диска (W). Многочисленные теоретические и экспериментальные исследования свидетельствуют о том, что в зависимости от величины коэффициента $K=w/W$ возможно существование трех режимов движения шаров в пространстве размольного барабана: перекачивания шаров по его стенкам (каскадный режим), падения шаров с отрывом от стенки (водопадный режим) и вращения шаров вместе со стенкой (центробежный режим). Экспериментально показано, что для каждого типа планетарной мельницы можно подобрать такой режим ее работы, при котором заметной составляющей силового воздействия в контактах между частицами порошка и размольными шарами будет тангенциальное воздействие. Можно показать, что в таком случае напряженно-деформированное состояние материала частиц, реализуемое в процессе их механоактивации, с достаточной степенью приближения допустимо считать соответствующим состоянию материала короткой полосы при ее прокатке с натяжением в многовалковом прокатном стане [3].

Авторами были проведены исследования структурных изменений, происходящих при механообработке ряда тонко- и грубодисперсных металлических порошков в планетарной мельнице марки АГО-4М (производства ОАО «Активатор», г. Новосибирск). Параметры процесса соответствовали оптимизированному режиму механоактивации металлических порошковых материалов. В большинстве экспериментов они были следующими: шаровая загрузка стальных шаров диаметром 8-12 мм составляла 1000 г, масса порошкового материала варьировалась в интервале $120 \div 250$ г.

Исследования, проведенные с применением целого ряда металлических порошков различного элементного состава и гранулометрических характеристик показали, что под влиянием контактного воздействия нормально-тангенциального типа происходят существенные изменения тонкой микроструктуры порошкового материала. К ним относятся: изменение величины параметра кристаллической решетки металла, сопровождающееся изменением параметра Дебая-Валлера и ростом статических микронискажений в решетке. Также наблюдается появление в материале частиц знакопеременных остаточных внутренних микронапряжений 1 и 2 рода. Указанные вариации приводят к изменению физико-химических и термодинамических свойств порошковых материалов.

Список литературы

1. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. // ред. Авакумов Е.Г. Новосибирск, Из-во СО РАН, 2009. -343 с.
2. Авакумов. Е.Г. Механические методы активации химических процессов. Новосибирск, «Наука»,1979.- 256 с.
3. Целиков А.И., Гришков А.И. Теория прокатки. М. Металлургия. 1970, 360 с.

ОЦЕНКА СОПРОТИВЛЕНИЯ ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН В УПРОЧНЯЮЩИХ ПОКРЫТИЯХ КИНЕТИЧЕСКИМ ИНДЕНТИРОВАНИЕМ

Матюнин В.М., Марченков А.Ю.

Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ», E-mail: MatyuninVM@mpei.ru

Упрочняющие покрытия широко используются в машиностроении и предназначены для повышения износостойкости и контактной прочности изделий. При разработке новых составов покрытий и технологий их нанесения стремятся обеспечить более высокую твердость. Однако с увеличением твердости покрытий уменьшается их пластичность и повышается вероятность образования трещин под воздействием эксплуатационных факторов. Одной из основных характеристик трещиностойкости покрытий принято считать коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} . Учитывая малую толщину покрытий, эффективным способом оценки K_{Ic} является индентирование. Известны методики определения K_{Ic} при внедрении пирамиды для случая образования радиальных трещин, развивающихся из углов отпечатка (рис. 1) [1-4]. Так, например, согласно методике Эванса и Чарльза [1], K_{Ic} можно рассчитать по формуле:

$$K_{Ic} = 0,16Ha^{1/2}(c/a)^{-3/2},$$

где H – твердость; c – длина трещины; a – полудиагональ отпечатка.

Однако, для некоторых покрытий, например, из TiN, при индентировании пирамидой образуются не радиальные, а кольцевые трещины вокруг отпечатка (рис. 2). Эти трещины можно отчетливо рассмотреть с помощью микроскопа или USB-видеокамеры. На рис. 2 показаны кольцевые трещины, образовавшиеся в покрытии на основе TiN вокруг отпечатка при разных нагрузках вдавливания пирамиды. Аналогичные кольцевые трещины образуются вокруг отпечатка и при вдавливании сферического индентора. При ступенчатом увеличении нагрузки вдавливания F в один и тот же отпечаток количество кольцевых трещин увеличивается (рис. 2б).

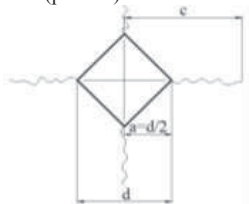


Рис. 1. Схема определения K_{Ic} вдавливанием четырехгранной пирамиды в случае образования радиальных трещин

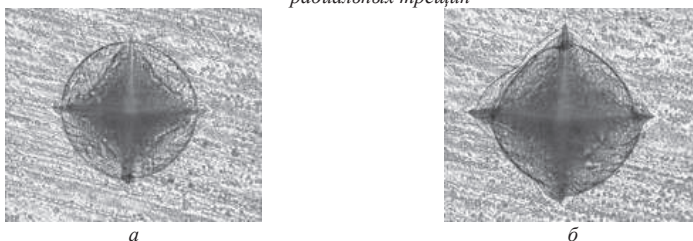


Рис. 2. Фотографии отпечатков с первой (а) и последующими (б) кольцевыми трещинами на покрытии из TiN

Следует отметить, что параметр трещиностойкости K_{Ic} оценивается в условиях роста образовавшейся трещины. Однако, не менее важным параметром, характеризующим трещиностойкость,

является сопротивление образованию первой трещины. Это сопротивление можно оценить или по значению нагрузки вдавливания $F_{кр}$, соответствующей образованию первой трещины, или по эквивалентному напряжению $\sigma_{экв}$, рассчитанному по твердости при $F_{кр}$, или по удельной энергии индентирования $\omega_{кр}$, необходимой для образования первой трещины.

Определение $F_{кр}$ при ступенчатом нагружении индентора с разгрузкой на каждой ступени нагружения и наблюдением за появлением первой трещины сложно и весьма трудоемко. В связи с этим, было использовано кинетическое индентирование с регистрацией диаграммы вдавливания «нагрузка F – перемещение индентора t – время τ ». На такой диаграмме можно зарегистрировать первый перелом, при котором образуется первая трещина (рис. 3а). Этот перелом дает возможность определить нагрузку $F_{кр}$, глубину отпечатка $t_{кр}$ и рассчитать по ним твердость $H_{кр}$. На диаграммах вдавливания после первого перелома могут появляться и последующие переломы, соответствующие образованию новых трещин. Для подтверждения соответствия первого перелома образованию первой кольцевой трещины выполнялось повторное индентирование при нагрузке $F \leq F_{кр}$. При этом после разгрузки при $F < F_{кр}$ трещина не появлялась, а при $F \approx F_{кр}$ первая трещина была отчетливо видна.

Ещё одно подтверждение образования первой трещины в момент появления первого перелома на диаграмме вдавливания при $F = F_{кр}$ было получено методом акустической эмиссии. Известно, что этот метод эффективен при исследовании процессов деформации в нагруженном материале [5]. Было установлено, что время появления сигнала акустической эмиссии с максимальными амплитудой и энергией совпадает с временем появления первого перелома на кинетической диаграмме вдавливания (рис. 3б).

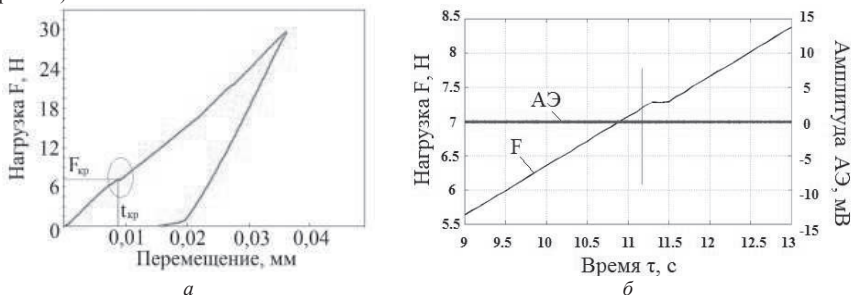


Рис. 3. Кинетическая диаграмма вдавливания « $F - t$ » (а) и совмещенные по времени диаграммы « $F - \tau$ » и « $АЭ - \tau$ » (б) на покрытии из TiN

В докладе приведены результаты испытаний упрочняющих покрытий из TiN кинетическим индентированием с использованием метода акустической эмиссии. Рассчитаны значения параметров $F_{кр}$, $(\sigma_{экв})_{кр}$ и $(\omega_{кр})_{кр}$ для нескольких покрытий, характеризующих сопротивление образованию первой трещины в покрытии. С увеличением этих параметров при одинаковых условиях кинетического индентирования покрытия более стойки к образованию трещин.

Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект №15-08-06761).

Литература

- Evans A.G., Charles E.A. Fracture toughness determinations by indentation // Journal of American ceramics society. 1976. Vol. 58. Issue 7-8. pp. 371-372.
- Shetty D.K., Wright I.G., Mincer P.N., Clauer A.H. Indentation fracture of WC-Co cermets // Journal of materials science. 1985. Vol. 20. Issue 5. pp. 1873-1882.
- Niihara K., Morena R., Hasselman H. Evaluation of K_{Ic} of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios // Journal of materials science letters. 1982. Vol. 1. Issue 1. pp. 13-16
- Дуб С.Н., Майстренко А.Л., Исаков А.А. Особенности измерения трещиностойкости керамики методом индентирования // Заводская лаборатория. 1993. Том 59. №4. С. 58-60.
- Семашко Н.А., Шпорт В.И., Марьян Б.М. и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении. – М.: Машиностроение, 2002. 240 с.

ИЗМЕНЕНИЕ ТВЕРДОСТИ ТРИП – СТАЛИ ПОСЛЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В УСЛОВИЯХ ПОВТОРНОГО РАСТЯЖЕНИЯ

¹Матюнин В.М., ²Терентьев В.Ф., ¹Марченков А.Ю., ²Просвирнин Д.В., ³Слизов А.К.

¹Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ»

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail:fatig@mail.ru

³Россия, г. Москва, ОАО «Камов»

Исследовали образцы с рабочей частью 0,3х7х20 мм из холоднокатанной ленты из аустенитно – мартенситной (43% α - фазы и 57% γ – фазы) трип-стали ВНС9-Ш (23Х15Н5АМ3-Ш). Химический состав стали ВНС 9-Ш, % (мас.): 0,20-0,25 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. Испытания на усталость при повторном растяжении проводили с использованием настольной механической машины Instron при постоянном минимальном напряжении цикла $\sigma_{\min} = 100$ МПа и частоте нагружения 30 Гц. Испытания на твердость образцов после усталостного разрушения проводили на автоматизированном твердомере Виккерса Instron Tukon 2500 под нагрузкой 1 кг и выдержкой под нагрузкой 5 с. Твердость измеряли в 5 мм от места усталостного разрушения.

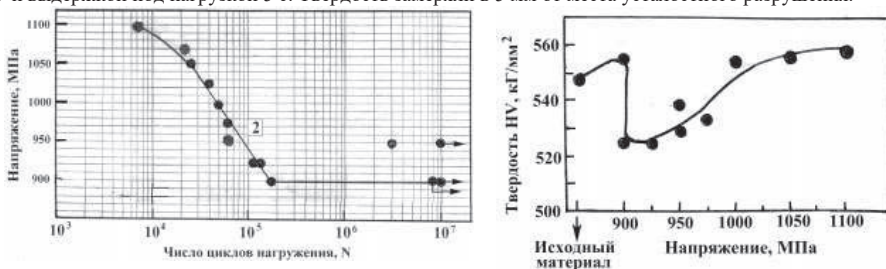


Рис. Кривая усталости образцов из стали ВНС9-Ш (а) и изменение твердости после усталостного разрушения при различных значениях максимального напряжения цикла σ_{\max} (б).

Из рисунка видно, что наблюдается сложная зависимость изменения твердости в зависимости от уровня σ_{\max} . При минимальном значении $\sigma_{\max} = 900$ МПа один образец разрушился при $2 \cdot 10^5$ циклов, а другой простоял без разрушения 10^7 циклов. В первом случае наблюдается минимальное значение твердости, что связано с сравнительно непродолжительным нагружением и материал не успел дополнительно упрочниться. Во втором случае за счет длительности нагружения в течение 10^7 циклов произошло упрочнение, связанное с дополнительным образованием мартенсита деформации. Твердость в этом случае даже выше, чем в исходном недеформированном состоянии. С увеличением напряжения циклического деформирования σ_{\max} твердость возрастает за счет добавочного образования мартенсита деформации, несмотря на сравнительно небольшую долговечность до разрушения. Происходит конкуренция двух процессов: циклического упрочнения и развития повреждаемости. Эти выводы подтверждаются результатами работы (В.Ф. Терентьев, А.К. Слизов, В. Просвирнин и др. //Авиационные материалы и технологии, 2014. №S4, с. 45 – 49), в которой проведено исследование изменения фазового состава трип – стали в процессе циклического деформирования при различных уровнях максимального напряжения цикла.

ВЛИЯНИЕ ПОКРЫТИЙ ПОВЕРХНОСТЕЙ КОНТАКТА НА ИЗНАШИВАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ УЗЛОВ ТРЕНИЯ МАШИН

Медеяев И.А.

Россия, г. Балашиха, ВА РВСН, E-mail:medd_ia@mail.ru

Для правильного выбора сочетания материалов трения насоса путём их сравнения по критерию $R_{np} \cdot V$ (здесь R_{np} – предельная нагрузка, V – скорость скольжения) в топливе ТС-1 выполнены исследования материалов трения, применяемые в серийном насосе и работающие в жидкости АМГ-10. При этом допускали изготовление в насосе:

а) блока цилиндров и башмаков из стали 12ХНЗА с нанесённым на её поверхность трёхслойным покрытием серебра Ag;

б) распределительного золотника и наклонной шайбы из стали Х12Ф1; при этом рассматривали возможность бронзирования поверхностей трения указанных деталей, а также работу при этих условиях пары трения БрОСН10-2-3 - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие);

в) плунжеры из стали 30ХЗВА или ШХ15 при бронзировании блока цилиндров.

В результате проведенных исследований были получены зависимости предельных удельных нагрузок от скорости скольжения.

Их анализ показал, что применительно к парам трения скольжения насоса в топливе ТС-1 и жидкости АМГ-10 лучшие показатели по критерию $R_{\text{тр}}V$ по сравнению с другими исследованными парами трения имеет пара трения Х12Ф1-БрОСН10-2-3. Худшие показатели по критерию $R_{\text{тр}}V$ имеют пары трения Х12Ф1 - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие) и БрОСН10-2-3 - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие). Применительно к паре трения "плунжер-блок цилиндров" лучшие показатели по критерию $R_{\text{тр}}V$ в жидкости АМГ-10 имеет пара трения ШХ15 - БрОСН10-2-3, а в топливе ТС-1 - пара трения 30ХЗВА - БрОСН10-2-3, что обусловлено различным влиянием смазочных материалов на поверхности трения. Жидкость АМГ-10 является поверхностно-активной жидкостью для пары трения ШХ15 - БрОСН10-2-3, а топливо ТС-1 – для пары трения 30ХЗВА - БрОСН10-2-3.

Поверхностно-активные жидкости снижают поверхностную энергию того из материалов пары трения, который имеет более высокую поверхностную энергию, и образует на поверхности трения смазочные плёнки с минимальным сопротивлением сдвигу.

С целью снижения потерь энергии на трение в насосе для пары трения "плунжер-блок цилиндров" был продолжен поиск пары трения, которая бы в топливе ТС-1 превосходила по критерию $R_{\text{тр}}V$ пару трения 30ХЗВА - БрОСН10-2-3. В этой связи была исследована пара трения 30ХЗВА - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие). В результате было установлено, что пара трения 30ХЗВА - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие) в топливе ТС-1 выдерживает более высокие значения $R_{\text{тр}}V$, чем пара трения 30ХЗВА - БрОСН10-2-3.

Установлено также, что коэффициент трения покоя, пары трения 30ХЗВА - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие) в топливе ТС-1 составляет примерно 0,08, а пары трения 30ХЗВА - БрОСН10-2-3 – 0,15. В связи с этим момент страгивания, а следовательно потери энергии на трение в паре трения 30ХЗВА - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие) будут минимальными.

На определенных режимах работы пары трения 30ХЗВА - 12ХНЗА + Ag (3-х слойное покрытие) наблюдается срыв покрытия с поверхности стали 12ХНЗА, обусловленный некачественной адгезией трёхслойного покрытия серебра на поверхности стали 12ХНЗА, и поверхности трения сталей 30ХЗВА и 12ХНЗА вступают в непосредственный контакт, т.е. возникает пара трения "сталь-сталь".

Эксперименты на машине трения показали, что при удалении с поверхности трения стали 12ХНЗА трёхслойного покрытия серебра происходит резкий рост коэффициента трения и останов машины трения. Коэффициент трения достигает значений, близких к 0,3...0,4.

Для исключения отмеченного явления целесообразно использование в паре "плунжер-блок цилиндров" пары трения 30ХЗВА - БрОСН10-2-3 + Ag (3-х слойное покрытие), которая будет обеспечивать минимальные значения коэффициента трения и минимальные потери энергии на трение, т.е. хорошие антифрикционные качества. При удалении с поверхности трения бронзы БрОСН10-2-3 трёхслойного покрытия серебра будет работать пара трения 30ХЗВА - БрОСН10-2-3. Указанное сочетание материалов трения значительно повышает ресурс насоса.

На основании полученных результатов для применения в насосе рекомендованы следующие сочетания материалов трения: Х12Ф1-БрОСН10-2-3 для пар трения "блок цилиндров - распределительный золотник", "башмак-наклонная шайба"; 30ХЗВА - БрОСН10-2-3 + Ag (3-х слойное покрытие) для пары трения "плунжер-блок цилиндров".

К ВОПРОСУ О МОДЕЛИРОВАНИИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ФОРМОБРАЗОВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК

Миронова Л.И.

Россия, г. Москва, ФГБОУ ВПО МГМУ (МАМИ), E-mail:mironova_lub@mail.ru

Биметаллические отливки широко используются в промышленности, в том числе и в машиностроении. Их успешное применение объясняется возможностью значительного расширения функциональных и эксплуатационных свойств изделий. Задавая материалу детали специальные свойства

конструкционного, теплофизического или иного характера, разработчик во многих случаях использует метод армирования конструкции, т.е. осуществляет «декомпозицию» материала на матричный металл и армирующие элементы. В случае, если в основу такой декомпозиции заложены две структурные составляющие (два разнородных материала), то говорят о биметаллической компоненте материала.

Перспективными технологиями получения заготовок для таких конструкций по-прежнему остаются методы машинного литья: такие как, литье под давлением, кокильное и центробежное литье, где формообразующим инструментом является литейная металлическая форма. Следует отметить, что формирование заданных свойств биметаллической отливки во многом определяется этапом затвердевания материала, обусловленным отводом теплоты расплава в литейную форму, и зависит от интенсивности тепловых потоков и соответствующих им температурных полей [1]. Это в свою очередь требует тщательного анализа процесса теплообмена на границах раздела среды: «жидкий сплав – армированный элемент», «жидкий сплав – форма», «армированный элемент – форма».

С этой целью целесообразно разработать имитационную модель на основе моделирования пошагового метода теплового и массового баланса отливки, в котором единый физический процесс течения расплава под действием сил, возникающих в результате его кристаллизации, расщеплен на несколько процессов, протекающих независимо друг от друга. Имитационная модель значительно проще в реализации и достаточно адекватна. Основные трудности при моделировании процесса затвердевания биметаллических отливок связаны с определением постоянно меняющейся границы жидкого металла со средой соприкосновения, а также возникновением новых поверхностей раздела внутри металла. Существующие методы построения произвольной свободной поверхности движущейся жидкости, такие как front-tracking, адаптивные сетки и volume-of-fluid (VOF), обеспечивают высокую точность определения криволинейной поверхности расплава, но сложны в реализации и требуют больших вычислительных ресурсов, поэтому чаще используются в научных целях [2].

Для решения практических задач литейного производства биметаллических отливок эффективным методом анализа и выявления структурных дефектов является имитационное моделирование теплообмена в системе компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «Полигон» на базе метода конечных элементов с использованием наиболее адекватных физических и геометрических моделей. Трехмерная геометрическая модель биметаллической детали с литниково-питающей системой успешно может быть построена в программе «Unigraphics» и интегрирована в программный комплекс.

Из возможных вычислительных способностей программы может быть получена информация о температурных полях, времени кристаллизации жидкого сплава, времени достижения критической доли твердой фракции, дефектах усадочного происхождения и пористости. Так, например, для успешной реализации поставленных целей было проведено имитационное моделирование формообразования биметаллической детали «фреза». Заготовка выполнена методом литья под давлением. Исходные данные: материал корпуса – сплав АК12 ГОСТ 1583-93, материал зуба фрезы – твердый сплав ВК8 ГОСТ 3882-78, материал формообразующих поверхностей литейной формы 4Х5МФ1С ГОСТ 5950-73. Расчет производился при следующих параметрах литейного процесса: температура ликвидуса 640°C, температура солидуса 578°C, перегрев расплава 50°C.

Литература

1. Миронова Л.И., Монастырский В.П., Воронов А.А., Лукашик К.А. Особенности формообразования литых армированных деталей. Проблемы и способы их разрешения / Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2016. – №1. – С. 141 – 146.
2. Монастырский В., Ершов М. Имитационная модель образования усадочной раковины и макропористости / САПР и графика. – 2014. – № 3 (209). – С. 95-99.

ВЛИЯНИЕ МЕТОДА СХЕМАТИЗАЦИИ НА РАСЧЕТНЫЙ РЕСУРС В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УГЛА НАКЛОНА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ

¹Монахова А.А., ¹Серебрякова И.Л., ²Гадолина И.В.

¹Россия, г. Москва, МГТУ им. Баумана, E-mail: aamonah@bmstu.ru, serebriakova2456@mail.ru

²Россия, г. Москва, ИМАШ РАН, E-mail: gadolina@mail.ru

Для создания высоконадежных и качественных изделий машиностроения в настоящее время требуется разработка современных конструкционных материалов, отвечающих требованиям прочности и трещиностойкости. Для рассмотрения жизненного цикла изделия важны стадия проектирования и стадия эксплуатации изделия. На обоих этих этапах важно уметь спрогнозировать (на стадии проектирования) и

оценить (на стадии эксплуатации) функцию распределения ресурса изделия (ФРД), которая показывает, с какой вероятностью деталь или конструкция прослужит до определенного периода наработки. При оценке ФРД необходимо располагать 1) Гипотезой накопления повреждения; 2) Информацией о характеристиках сопротивления усталости, дополненной сведениями о рассеянии величин; 3) Информацией о нагруженности также в статистическом аспекте. Для последнего применяются методы схематизации случайных процессов нагружения.

Появление методов схематизации – т.е. замены нерегулярного, случайного процесса нагружения, обычно имеющего место в эксплуатации машин, набором гармонических колебаний, так называемым спектром, тесно связано с применением гипотез накопления усталостных повреждений. Наиболее распространенная - это линейная гипотеза Пальмгрена-Майнера. Имеется также большое количество уточняющих гипотез, например, скорректированная линейная гипотеза.

Наиболее известные методы схематизации: метод экстремумов, метод размахов, метод дождя. Метод экстремумов дает завышенную оценку нагруженности, что, соответственно, приводит к заниженной оценке ресурса. Метод размахов, напротив, недооценивает нагруженность, а ресурс, вычисленный на основе спектра, полученного по методу размахов, переоцененный, т.е. не в запас. Метод дождя занимает промежуточное место. Он учитывает физику процесса, т.к. находит и учитывает мелкие циклы, прерывающие плавное течение нагрузки. Результаты расчета по методу дождя наиболее приближены к эксперименту.

Существуют несколько разновидностей данного алгоритма. Оптимальным в смысле программирования является метод «трех экстремумов». Он, в частности, позволяет провести динамическую обработку процесса, т.е. получать результат по мере поступления данных.

Для исследования влияния угла наклона кривой усталости на вычисленный ресурс в зависимости от вида случайного процесса последние были смоделированы по марковским матрицам перехода с коэффициентами широкополосности $I=0,3$; $I=0,7$ и $I=0,99$. Схематизация проводилась по трем указанным методам. Для узкополосного процесса $I=0,99$ все методы схематизации дают практически одинаковый результат. Для промежуточного процесса $I=0,7$ (Рис.1) вычисленные по линейной гипотезе значения ресурсов показаны на Рис.2. Видно, что с увеличением m расхождения увеличиваются.

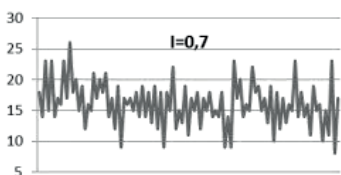


Рис.1

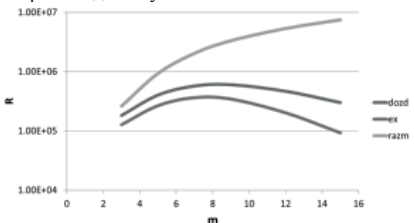


Рис.2

Вывод

С увеличением угла наклона кривой усталости m и с уменьшением коэффициента широкополосности I расхождения вычисленного ресурса увеличиваются.

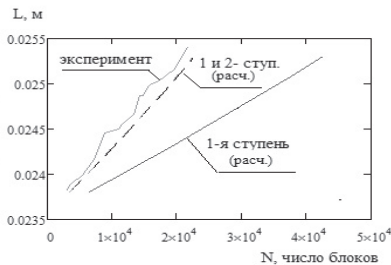
ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В СТАЛИ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ НЕРЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ.

Москвитин Г.В., Лебединский С.Г.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН, E-mail: gymoskvitin@Yandex.r, slebedinski@yandex.ru

Проведены расчётно-экспериментальные исследования закономерности развития усталостных трещин в стали надрессорной балки грузового вагона марки 20ГФЛ. Размер образцов 125x120x10 мм., Механические свойства стали, полученные при испытаниях на растяжение: предел текучести $\sigma_T = 390$ МПа; предел прочности $\sigma_n = 590$ МПа; $\delta = 24\%$; $\Psi = 36\%$. - относительное удлинение и сужение, соответственно (ГОСТ-1497-84). Режим нагружения сформирован по реальному процессу эксплуатационной повторяемости напряжений, записанному на раме тележки рефрижераторного вагона [1]. Экспериментально получена зависимость изменения длины трещины в образце при воздействии стационарной части случайного процесса нагружения, которая повторялась в виде одинаковых блоков. Далее, для использования в расчёте стандартной диаграммы усталостного разрушения, был определен

эквивалентный блок циклов, состоящий из четырёх ступеней с постоянными параметрами цикла в каждой ступени. Параметры циклов каждой ступени определялись как средние взвешенные значения близких величин, взятых из блока случайной нагрузки (то есть с учетом их числа в блоке), но без учета последовательности их действия во времени. Полученная зависимость длины трещины от числа блоков нагружения показана на рисунке.



Из проведенного расчетного анализа следует, что случайный процесс нагружения оказывает более повреждаемое воздействие на исследуемый материал, чем это можно определить при линейном суммировании, в соответствии со стандартной диаграммой усталостного разрушения. Для получения близких к эксперименту результатов (пунктирная кривая на рисунке) пороговый уровень развития трещины должен быть снижен до величины почти вдвое меньшей, чем на стандартной диаграмме для исследуемой стали [2] (с 12,4 до 6,8 МПа√м). При этом значении порога в расчёте развития трещины участвуют две верхних ступени нагрузок. Таким образом, может быть поставлен вопрос о необходимости определения эффективного порога развития трещины при действии нерегулярных эксплуатационных процессов нагружения, как одного из важнейших параметров, определяющих усталостный ресурс конструкций.

Список литературы

1. Никольский Л.Н., Коцубенко В.П. Некоторые результаты экспериментального определения режимов эксплуатационной нагруженности рам тележек для рефрижераторных вагонов. // Вопросы исследования надёжности и динамики элементов подвижного состава железных дорог и подъёмно-транспортных машин. Брянский институт транспортного машиностроения. Брянск-1974 г. С. 11-22
2. Москвитин Г.В., Лебединский С.Г. Влияние перегрузок на развитие усталостных трещин в литых деталях железнодорожных конструкций. // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2010. № 5. С. 145-152.

ЛАЗЕРНОЕ ФОТОАКУСТИЧЕСКОЕ ДЕТЕКТИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ИНДЕНТИРОВАННЫХ ПО ВИККЕРСУ СТАЛИ И НАНОМЕДИ

^{1,2}Глазов А.Л., ^{2,3}Морозов Н.Ф., ^{1,2}Муратиков К.Л.

¹Россия, г. Санкт-Петербург, ФТИ им.А.Ф. Иоффе РАН, Email: klm.holo@mail.ioffe.ru

²Россия, г. Москва, ИМАШ РАН

³Россия, г. Санкт-Петербург, СПбГУ, Email: morozov@nm1016.spb.edu

Индентирование материалов является одним из наиболее эффективных методов получения информации о физико-механических свойствах материалов. С его помощью удается определять такие важные характеристики материалов как твердость, предел текучести, модули упругости, величину и характер распределения внутренних напряжений, а также целый ряд других характеристик. Современные методы индентирования позволяют производить подобные измерения на макро-, микро- и наноуровнях. В настоящее время применение методов индентирования, в основном, основывается на анализе результатов полученных с помощью диаграмм нагружения, изучения геометрических характеристик отпечатков, спектроскопических данных. Значительно меньше известно о характере изменения локальных упругих параметров материалов внутри отпечатков, полученных, например, методами акустической микроскопии. Еще меньше информации получено об особенностях поведения локальных теплофизических и термоупругих свойств материалов в зонах отпечатков.

В настоящее время известно, что лазерные фотоакустические (ФА) методы с успехом используются для диагностики локальных упругих, термоупругих и теплофизических свойств объемных материалов и

тонкопленочных покрытий. Благодаря высокому пространственному разрешению они также позволяют изучать подобные процессы вблизи приповерхностных дефектов различных типов. В частности, изучение ФА эффекта вблизи мест индентации по Виккерсу в керамиках показало их чувствительность к внутренним напряжениям вблизи концов приповерхностных трещин, а также сильную зависимость ФА сигналов в этих областях от внешних механических напряжений.

Что касается исследований особенностей поведения ФА сигналов внутри отпечатков по Виккерсу в металлах, то они практически не проводились. В связи с этим основной целью данной работы являлось изучение особенностей проявления ФА эффекта в областях металлов индентированных по Виккерсу. Поскольку методы индентирования позволяют регистрировать поля внутренних напряжений, то в рамках данной работы в первую очередь было проведено исследование по изучению степени влияния механических напряжений на поведение ФА сигналов в зонах индентации в металлах. В данной работе такие исследования были выполнены для образцов из инструментальной стали и наномеди. Выбор столь разных металлов объяснялся желанием выявить определенные общие закономерности, присущие лазерному ФА эффекту в металлах индентированных по Виккерсу.

Экспериментально установлено влияние внешних механических напряжений на параметры фотоакустических сигналов внутри отпечатков по Виккерсу в стали и наномеди. Показано, что в зависимости от ориентации отпечатка и величины приложенного к образцу напряжения изменения фотоакустических сигналов могут носить как обратимый, так и необратимый характер. При этом обратимые изменения могут достигать существенных значений на уровне десятков процентов от среднего значения сигнала от образца. Произведены теоретические оценки относительных изменений амплитуд фотоакустических сигналов для индентированных и неиндентированных областей с учетом зависимости модуля упругости металлов от температуры. Показано, что ее учет позволяет качественно объяснить различия в поведении фотоакустических сигналов под действием напряжений в индентированных и неиндентированных областях.

Данная работа выполнена при частичной поддержке Российского Научного Фонда в рамках гранта № 15-19-00182.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ AL-CA-0,3%SC-X (X- MG, ZN, CU, FE, SI, NI, ZR, MN)

¹Наумова Е.А., ²Белов Н.А.

¹Россия, г. Москва, МГТУ им. Н.Э.Баумана, E-mail:jan73@mail.ru

²Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС», E-mail:nikolay-belov@yandex.ru

Система Al–Ca предложена в качестве основы для создания новых литейных алюминиевых сплавов, обладающих улучшенным комплексом механических и технологических свойств. В ней кристаллизуется высокодисперсная эвтектика (Al)+Al₄Ca, где (Al)- алюминиевый твердый раствор. Частицы фазы Al₄Ca склонны легко приобретать при отжке округлую форму, что благоприятно сказывается на всем комплексе свойств. Дополнительные легирующие элементы (Mg, Zn, Cu, Si, Fe, Ni, Zr, Mn) могут влиять на структуру эвтектики в литом состоянии и ее склонность к формоизменению при нагреве.

Предложено рассмотреть добавку скандия в качестве упрочнителя эвтектических сплавов системы Al–Ca. Это элемент в количестве около 0,3масс.% позволяет существенно повысить прочностные свойства за счет выделения в процессе распада (Al) нано-размерных частиц фазы Al₃Sc (L1₂). Исходя из всего сказанного, в настоящем исследовании ставились задачи:

оценить влияние четвертого элемента на морфологию Ca-содержащей эвтектики;

определить влияние четвертого элемента на способность (Al), содержащего 0,3%Sc, к дисперсионному твердению (за счет наночастиц L1₂).

Экспериментальные сплавы, содержащие 0,3%Sc, от 4 до 10%Ca и различные концентрации четвертого компонента (Mg, Zn, Cu, Si, Fe, Ni, Zr, Mn) плавил в электропечи сопротивления фирмы LAS. Микроструктуру образцов изучали на оптическом микроскопе Olympus GX51 (OM) и сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 (СЭМ). Для приготовления шлифов применяли как механическую, так и электролитическую полировку. Твердость по Бринеллю определяли в соответствии с ГОСТ 9012-59 на твердометре DuraVision-20/200/250.

В результате проведенных исследований установлено, что добавки Mg, Zn и Cu несколько огрубляют эвтектику (Al)+Al₄Ca, а структура сплавов с добавками Si, Fe, Ni, Mn становится более дисперсной. В сплавах с Si, Fe, Ni установлено наличие тройных эвтектик, более тонких, чем двойная

алюминиево-кальциевая. При отжиге эвтектические интерметаллиды фрагментируют в разной степени. Соответственно, уменьшается твердость сплавов. Степень этих изменений зависит как от дисперсности интерметаллидов, так и от их состава. Например, в системе Al–Ca–Sc–Mg фрагментация проходит медленно, скорее всего, из-за более грубого строения эвтектики, а в системе Al–Ca–Sc–Ni высокодисперсная тройная эвтектика требует повышения температуры сфероидизирующего отжига из-за наличия в ее составе сложной фазы выделений Al₃NiCa. Для оптимизации режимов термообработки всех экспериментальных композиций требуются отдельные дополнительные исследования.

Скандий полностью входит в (Al) в процессе кристаллизации, а затем, при отжиге, выделяется в виде упрочняющих частиц фазы Al₃Sc (L1₂). Показано, что на границах с Ca-содержащими эвтектическими частями размер выделений Al₃Sc значительно больше, чем внутри дендритных ветвей (Al). Установлено, что наличие четвертого элемента практически не сказывается ни на характере зависимости твердости сплавов от температуры отжига, ни на температуре максимального упрочнения, которая составляет для всех сплавов 300 °С. Упрочнение за счет дисперсионного твердения во всех сплавах достигается без операции закалки. Подтверждено отсутствие упрочняющего эффекта в сплавах на основе эвтектики Al–Si.

Работа проведена при поддержке гранта РФФИ 14-19-00632 и гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ, НШ-9899.2016.8

ПРИМЕНЕНИЕ КОМПЛЕКСА МЕТОДОВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Нечаев Л.М., Фомичева Н.Б., Маркова Е.В., Канунникова И.Ю.

Россия, г.Тула, ФГБОУ ВО ТулГУ, E-mail: nech47@yandex.ru

Для повышения усталостных характеристик материал должен обладать энергией пластической деформации, объемная концентрация которой существенно меньше удельной энергии плавления.

В работе изучали комбинированный метод упрочнения конструкционных сталей с различным содержанием углерода. В качестве методов упрочнения использовали электронно-лучевую и лазерную обработки поверхности после проведения электроискрового легирования.

Изучение субструктуры покрытий после электроискрового легирования показало, что запасом на накопление энергии деформации в процессе усталостного нагружения они не обладают. Обеспечение такого запаса с целью повышения усталостной долговечности достигается дополнительной обработкой, снижающей степень искажения кристаллической решетки упрочненного слоя. При этом разупрочнение перенаклепанного легированного слоя не должно сопровождаться процессами возврата в предварительно упрочненной матрице детали. В качестве таких дополнительных операций были рассмотрены возможности электронно-лучевой и лазерной обработок.

Исследования субструктуры и механических свойств образцов после комбинированного процесса электроискрового легирования и электронно-лучевой обработки на сталях 30ХРА и 60С2ВА показали, что электронно-лучевая обработка не способствует повышению усталостной прочности: усталостная прочность снижалась по сравнению с параметрами образцов после легирования. Причиной этого являются высокие термические напряжения при высокоскоростном нагреве мощным источником тепла. Снижения субструктурных искажений при этом не происходит, но формируются микротрещины, снижающие стойкость материала к переменному нагружению.

Лазерное оплавление легированных слоев приводит к снижению их максимальной микротвердости. При этом снижается интенсивность депрессии твердости на границе легированного слоя, сформированной процессами отпуска в процессе нанесения слоя искровым способом. Следовательно, при лазерном нагреве происходит перераспределение легирующих элементов. Наличие карбидообразующих элементов в нагретом слое снижает критическую скорость охлаждения, в результате возрастает прокаливаемость, и толщина зоны вторичной закалки увеличивается. Поверхностное упрочнение стали 65С2ВА распространяется до глубины 1,5 мм, причем характер распределения микротвердости свидетельствует о неполном расплавлении легированного слоя и распределении его элементов в зоне проплавления матрицы. Повышенная глубина проплавления обусловлена снижением температуры плавления при увеличении содержания углерода.

Результаты металлографического анализа показали, что область термического влияния в матрице имеет меньшую глубину, чем при тех же режимах облучения в отсутствие легированного слоя. Следовательно, искровое покрытие поглощает значительную часть энергии лазерного излучения. При этом формируются умеренно сжимающие напряжения, а величина микроискажений и плотности

дислокаций остаются высокими. Таким образом, результаты изучения субструктуры свидетельствуют об отсутствии значительного ее изменения в результате лазерной обработки.

Исследования механических свойств показали, что в зависимости от вида легирующего материала наблюдается незначительное изменение износостойкости стали. Однако, усталостная долговечность практически не возрастает. Все это свидетельствует о незначительной эффективности лазерной обработки электроскопических покрытий.

Список литературы

Власов В.М., Нечаев Л.М. Работоспособность высокопрочных термодиффузионных покрытий в узлах трения машин.-Тула.:Приокск.кн.изд-во,1994.-235с.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НАПЛАВОК ИЗ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ЧУГУНОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

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

Россия, г.Тула, ФГБОУ ВО ТулГУ, E-mail:nbf62@yandex.ru

Одним из эффективных способов повышения сроков службы деталей является применение твердых износостойких наплавов для облицовки рабочих поверхностей деталей машин.

Перспективным путем решения этой проблемы является использование порошковой металлургии, позволяющей значительно повысить эксплуатационные характеристики наплавов за счет однородности материала, повышения плотности наплавленного слоя при одновременном снижении экономических затрат на их производство.

В данной работе представлены результаты исследования структуры и свойств наплавленных покрытий из высоколегированных хромистых чугунов.

В качестве основных шихтовых материалов для получения порошка были выбраны передельный чугун, феррохром, ферросилиций. Наплавку износостойких покрытий получали с помощью индуктора. В качестве основы использовали Ст.3. Для исследования использовали распыленные порошки чугуна Х30СРДЮ различных фракций (от 40 мкм до 600 мкм).

Полученный наплавленный слой из чугуна имел некоторое количество дефектов в виде пор, шлаковых включений, распределенных по сечению достаточно неравномерно.

Изучение структуры наплавов показало ее тонкодисперсное дендритное строение, а также наличие карбидной фазы в виде дендритных каркасов и обособленных частиц округлой и прямоугольной формы.

Вариация химического состава наплавки по хрому и кремнию показала большую износостойкость материала при повышенном содержании хрома и кремния в сплаве.

Высокая износостойкость согласно литературным данным [1-3] связана с наличием в структуре наплавленного слоя карбидов тугоплавких металлов. Получение данных карбидов возможно либо за счёт раздельного легирования карбидообразующими элементами и углеродом наплавленного металла либо за счёт комплексного легирования, при введении в покрытие готовых карбидных соединений [1-3].

В результате изучения магнитных свойств исследуемых материалов получено, что существует прямая связь магнитных свойств с фазовым составом сплава. Полученные результаты дали основание полагать, что при создании новых сплавов необходимо стремиться к получению структуры распыленных порошков, состоящей из аустенита и специальных немагнитных тригональных карбидов, которые обеспечивают повышенную износостойкость наплавкам при эксплуатации деталей сельскохозяйственных машин.

Анализ полученных данных по изучению жаростойкости исследуемых наплавленных материалов показал, что с повышением температуры и времени выдержки окисляемость порошков увеличивается.

Более разветвленная поверхность порошков после распыления водой также приводит к повышению окисляемости поверхности. Окисляемость не зависит от структуры сплава и полностью определяется его химическим составом. Легирование хромом, алюминием и кремнием приводит к повышению окислительной стойкости наплавочных материалов.

Для получения требуемого уровня технологических свойств материала наплавки была проведена комплексная оптимизация по химическому составу и режимам получения наплавов.

Список литературы

1. Власов В.М., Нечаев Л.М. Работоспособность высокопрочных термодиффузионных покрытий в узлах трения машин.-Тула.:Приокск.кн.изд-во,1994.-235с.

2. Бисекен А.Б., Каржаубаев А.С. Исследования усталостной прочности чугунных коленчатых валов восстановленных широкоослойной наплавкой с добавкой в дугу ферромагнитной шихты// Материалы Международной научно-практической конференции «Агроинженерная наука – повышению эффективности АПК». Алматы 2003. №3, – С.179-181.

3.Повышение долговечности рабочих органов дорожных машин наплавкой. Петров И. В., Домбровская И. К. Изд–во «Транспорт», 1970 г., стр. 1—104

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ХАЛЬКОГЕНИДОВ ВИСМУТА И СУРЬМЫ, ПОЛУЧЕННЫХ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ В ЖИДКОСТЬ

¹Никулин Д.С., ²Иванова Л.Д., ²Гранаткина Ю.В., ²Петрова Л.И., ²Нихезина И.Ю., ²Мальчев А.Г.

¹Россия, г. Москва, ОАО «ТЕРМОИНТЕХ», E-mail:d.nikulin@termointech.ru

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail:ivanova@imet.ac.ru

Измерены прочностные характеристики горячепрессованных и экструдированных материалов на основе твердых растворов $Bi_{0.5}Sb_{1.5}Te_3$ и $Bi_2Te_{2.4}Se_{0.6}$ из гранул, полученных быстрой кристаллизацией расплава в охлаждаемые жидкости. Гранулы измельчали в планетарной и ножевой мельницах. Испытания проводили на изгиб при комнатной температуре и на сжатие при температурах 300, 450 и 600 К на установке фирмы «Instron». Для всех исследованных образцов было характерно хрупкое разрушение. На рисунке представлены фрактограммы сколов образцов, полученных из порошков, приготовленных в ножевой (а) и в планетарной (б) мельницах. Видна пластинчатая структура зерен, которые значительно мельче при использовании ножевой мельницы.

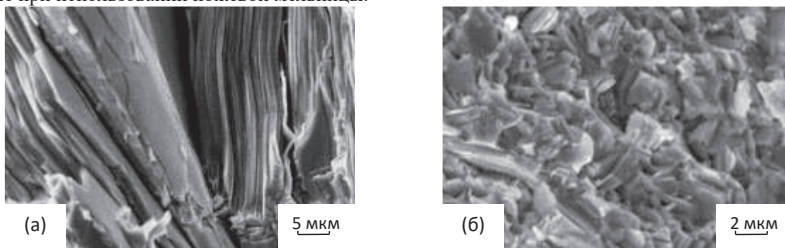


Рисунок 1 – РЭМ-изображения сколов горячепрессованных образцов, полученных из гранул, измельченных в ножевой (а) и в шаровой мельнице (б).

Таблица 1 – Предел прочности и деформация твердых растворов $Bi_{0.5}Sb_{1.5}Te_3$ р-типа (образцы №1-6) и $Bi_2Te_{2.4}Se_{0.6}$ и n-типа (образцы №7-11) проводимости в зависимости от способа получения.

№№ обр.	T _{крист.} , К	Способ измельчения	Способ получения образцов	Предел прочности, σ _с , МПа при температурах				Деформация при сжатии, ε _в %, при температурах			
				300 К	423 К	523 К	620 К	300 К	423 К	523 К	620 К
1	300	ручное	экструзия	175	132,5	111,5		1,0		1,21	
2	300	ручное	гор.пресс.	90				0,98			
3	300	НМ	гор.пресс	67			63	1,0			2,3
4	300	ПМ	экструзия	165,5	135	172		1	1,2	1,73	
5	300	ПМ	гор.пресс	110				0,8			
6	270	ПМ	гор.пресс	122				0,8			
7	300	ручное	гор.пресс	111				1,0			
8	300	ручное	экструзия	185	189,5	180,5		1,3	1,21	1,45	
9	300	НМ	гор.пресс	72			59	1,4			3,2
10	180	ПМ	экструзия	214	204	196		1,8	1,32	1,72	
11	300	ПМ	гор.пресс	137				0,65			

Пределы прочности на изгиб составили величину 40-55 МПа, которая была в 2-2,5 раза меньше, чем на сжатие.

Наибольшие пределы прочности получены для экструдированных материалов из измельченных в планетарной мельнице гранул полученных кристаллизацией расплава в воду, охлаждаемую жидким азотом. Установлено, что пределы прочности материалов не уменьшаются при температурах 450 и 600

К, а относительное удлинение увеличивается, что особенно заметно в горячепрессованных образцах из порошка измельченного в ножевой мельнице.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект №16-08-00033 а

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СТАЛИ 20ГФЛ С ИЗМЕРЕНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Никулин С.А., Белов В.А., Рожнов А.Б., Ханжин В.Г., Никитин А.В., Заболотникова В.И.

Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС», E-mail: nikulin@misis.ru

Боковые рамы тележек грузовых вагонов представляют собой отливки сложной конфигурации и изготавливаются из литой низкоуглеродистой стали 20ГФЛ. Для повышения ресурса и сопротивления разрушению боковых рам использован метод объемно-поверхностной закалки (ОПЗ). Такая обработка позволяет создать градиент прочности по сечению изделия и обеспечить наличие внутренних сжимающих напряжений поверхностных слоев.

Разработана и применена методика оценки трещиностойкости образцов, вырезанных из боковых рам тележек грузовых вагонов стали 20ГФЛ.

В работе определены параметры трещиностойкости образцов, вырезанных из фрагментов боковых рам стали 20ГФЛ в нормализованном состоянии и после упрочнения объемно-поверхностной закалкой быстродвижущимся потоком воды. Для измерения трещиностойкости и анализа кинетики развития трещин в материале с переменной вязкостью использован метод акустической эмиссии (АЭ).

Микроструктура в нормализованном состоянии однородна по сечению и представляет собой феррито-перлитную смесь с размером зерна 20 – 25 мкм. После ОПЗ структура изменяется от поверхности к центру: обезуглероженный слой, на расстоянии 500 мкм от поверхности с внешней стороны структура представляет собой троосто-мартенсит, далее троостит и сорбит с выделениями феррита различной морфологии.

Испытания на трещиностойкость материала боковых рам проводили по методике расчета J -интеграла Бигли – Лендиза. Из боковых рам тележек грузовых вагонов были вырезаны плоские прямоугольные образцы с разной длиной надреза (1 мм, 2 мм, 3 мм, 4 мм) в количестве 12 штук на каждое состояние.

Испытания на трещиностойкость проводили при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Instron 150 LX со скоростью перемещения активного захвата 0,2 мм/мин и максимальным усилием $P = 150$ кН с использованием специальных нагружающих опор. Образование и старт трещины в вершине надреза на плоских прямоугольных образцах регистрировали по сигналам АЭ.

Установка для регистрации АЭ при трехточечном изгибе плоских прямоугольных образцов состояла из датчика АЭ, модульной измерительной платформы PXI-1042Q с вмонтированной платой АЦП NI PXI-5152 и нагружающего устройства.

Совмещенные по меткам времени диаграммы «нагрузка - смещение» (« P - f ») и диаграммы АЭ регистрировались в режиме реального времени. После регистрации сигнала АЭ от старта трещины нагружение образца с краевой трещиной останавливали.

Показано, что применение ОПЗ приводит к увеличению параметра J -интеграла в 1,5 раза по сравнению со штатной термообработкой боковых рам.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России (уникальный идентификатор № RFMEFI57815X0139).

ЗАДАЧИ УПРУГОСТИ С ПОСЛЕДЕЙСТВИЕМ В РАБОТАХ М.И. РОЗОВСКОГО

Новоженова О.Г.

Россия, г. Москва, ИМАШ РАН, E-mail: info-viniti@yandex.ru

12 октября 2016 г. исполнится 110 лет со дня рождения Моисея Исааковича Розовского, советского механика из Днепропетровского горного института, в рамках интегральных и интегро-дифференциальных уравнений В. Вольтера решавшего задачи упругости с последствием.

В статье [1], на которую ссылался Ю.Н.Работнов [2], им решены задачи о вынужденных поперечных колебаниях нити, радиальных колебаниях полой сферы и изотропной мембраны. Для задачи о колебаниях упруго-вязкого стержня дана критика работ А.Ю. Ишлинского, А.Р. Ржаницына и А.Н. Герасимова[3], предложено аналитическое решение, а также решена задача о балке, лежащей на упруго-вязком основании. В [4] рассмотрена деформация длинного однородного цилиндрического тела в случае напряжения с последствием и неравномерно распределенного повышения температуры. Торцевой удар жесткого прямого кругового цилиндра о поверхность среды, механические свойства которой меняются во времени, изучен в [5]. В результате анализа кривых [6] ползучести и уравнений, применяемых при изучении ползучести и релаксации (И.А.Одинга, Работнова Ю.Н.) предложено интегральное уравнение, в котором учитывается зависимость времени релаксации от напряжения. Оно использовано для изучения кинетики распространения трещины в различных материалах. Для стареющих бетона и полимеров установлена связь между мгновенной и длительной прочностью. В работе [7] определена радиальная деформация полой сферы, обладающей анизотропией и упругим последствием. Нелинейные интегральные соотношения, учитывающие зависимость мгновенного модуля упругости от степени деформации или время релаксации от напряжения, обобщены в [8] на случай пространственного напряженного состояния. Указана возможность построения уравнений, обобщающих уравнения теории ползучести Работнова. Определены местные возмущения в полуплоскости под действием сосредоточенной силы, а также рассмотрена деформация полого шара, находящегося под внутренним и внешним давлением. В [9] предложен полу-символический способ решения интегро-дифференциальных уравнений наследственной упругости, не требующий предварительного введения специальных функций.

При решении задачи Коши для интегро-дифференциального уравнения с частными производными в неограниченном пространстве [10] введена экспоненциальная функция *оробного порядка* $\varepsilon_\rho(t)$, производная которой может быть приближенно выражена через функцию *Миттаг-Леффлера* $E_\rho(x)$, а именно

$$\frac{d\varepsilon_\rho(t)}{dt} \approx -q^2 E_\rho(kt^\beta).$$

В случае описания через \mathfrak{E} – функции Работнова [11] ползучести и релаксации пустотелого цилиндра большой длины при его быстром равномерном вращении относительно своей оси установлено соотношение

$$\mathfrak{E}_\alpha^*(-k) = \frac{1}{k} [1 - E_{1-\alpha}(-kt^{1-\alpha})],$$

$$\text{где } E_\mu(-\zeta) = \sum_{n=0}^{\infty} (-1)^n \frac{\zeta^n}{\Gamma(n\mu + 1)} - \text{ функция Миттаг – Леффлера.}$$

Показано, что при $\zeta > 1$ верна аппроксимация $E_{1-\alpha}(-\zeta) \approx e^{-\gamma\zeta}$, где $\gamma = (1-\alpha)^{1-\alpha}$.

В статье [12] задача о кручении цилиндра при больших углах крутки в постановке А.Ю.Ишлинского рассмотрена в \mathfrak{E} – функциях Работнова на основе решения [8], предложена аппроксимация оператора \mathfrak{E}_α^* при воздействии его на единицу. Проведены расчеты для алюминиевых сплавов и малоуглеродистой стали. В [13] предложен способ определения параметров ползучести и релаксации по экспериментальным кривым простого последствия, построенных для различных фиксированных моментов времени. В [14] свойства агрегатов \mathfrak{E}_α^* - операторов обобщены на случай неоднородных и анизотропных тел, решена задача о кручении составного вала.

В последующих работах Розовского М.И. [15-27] при расчетах неизменно использовались \mathfrak{E} – функции Работнова – от иллюстрации доказываемых теорем для сложного напряженного состояния анизотропного тела до теоретических вопросов разнo-ползучести и распространения волн деформации в нелинейной наследственно-упругой среде.

Литература

1. Розовский М.И. Приложение интегро-дифференциальных уравнений к некоторым динамическим задачам теории упругости при наличии последствия //Изв. АН СССР, 1947, т. XI, № 3, 329-338.
2. Работнов Ю.Н. Равновесие упругой среды с последствием //ПММ, 1948, № 1,53-62.
3. Розовский М.И. К вопросу об аналитическом описании процессов деформирования конструкций из упруго-вязких элементов //Известия АН СССР, ОТН, 1947, № 3, 301-305.
4. Розовский М.И. Плоская деформация при наличии упругого последствия и температурных напряжений // Доклады АН СССР, 1947, т. LVIII, № 6, 999-1002.
5. Розовский М.И. Удар цилиндра о поверхность среды, механические свойства которой меняются

- во времени / Доклады АН СССР, 1948, т. LXI, № 7, 1265-1268 .
6. Розовский М.И. Ползучесть и длительное разрушение материалов /ЖТФ, 1951, т. XXI, вып.11, 1311-1318.
 7. Розовский М.И. Радиальная деформация полой сферы, обладающей анизотропией и упругим последействием /Доклады АН СССР, 1955, т.105, № 5, 920-923.
 8. Розовский М.И. О нелинейных уравнениях ползучести и релаксации материалов при сложном напряженном состоянии /ЖТФ, 1955, т. XXV, вып. 13, 2339-2355.
 9. Розовский М.И. Полу-символический способ решения некоторых задач теории наследственной упругости / ДАН СССР, 1956, т.111, № 5, 972-975.
 10. Розовский М.И. Задача Коши для интегро-дифференциального уравнения с частными производными в неограниченном пространстве / Успехи математических наук, 1957, т. XII, вып.3, 369-376.
 11. Розовский М.И. Интегральные операторы и задача о ползучести вращающегося вокруг своей оси пустотелого цилиндра /Научные доклады высшей школы, ФМН, 1958, № 6, 147-151.
 12. Розовский М.И. Нелинейные интегрально - операторные уравнения ползучести и задача о кручении цилиндра при больших углах крутки / Известия АН СССР, ОТН, 1959, № 5, 109-116 .
 13. Розовский М.И. Обработка кривых ползучести на основе интегральных уравнений / ЖТФ, 1959, т. XXIX, вып.12, 49-54
 14. Розовский М.И. Некоторые свойства специальных операторов, применяемых в теории ползучести / ПММ, 1959, т. XXIII, вып.5, 978-980.
 15. Розовский М.И. Об одном нелинейном интегральном уравнении / Укр. Мат. Журнал, 1960, №1, 96-98.
 16. Розовский М.И. О некоторых особенностях упруго-наследственных сред / Известия АН СССР, ОТН, 1961, № 2, 30-36
 17. Розовский М.И. Об одном классе функций и их приложениях / Журнал вычислительной математики и математической физики, 1962, т.2, № 1, 179-185.
 18. Розовский М.И. Об одном свойстве степени специального оператора и его применении к решению упруго-наследственных динамических задач /Ползучесть и длительная прочность. Труды Всесоюзного совещания по теории расчетов на ползучесть и длительную прочность 15-18 мая 1962г. Новосибирск. Изд-во Сибирского отделения АН СССР, Новосибирск, 1963. Под ред. Работнова Ю.Н., 128-133.
 19. Круш И.И., Розовский М.И. Вынужденные колебания упруго-наследственных систем / Известия АН СССР, ОТН, механика и машиностроение, 1964, № 1, 79-82.
 20. Розовский М.И. Интегрально-операторный метод в наследственной теории ползучести / Доклады АН СССР, 1965, т.160, № 4, 792-795.
 21. Розовский М.И., Синайский Е.С. Колебания осциллятора, обладающего наследственной ползучестью /ПММ, 1966, вып.3, 584-589 .
 22. Даткаев А.М., Розовский М.И. Об операторных и операторно-дифференциальных уравнениях наследственной теории ползучести /Известия Арм. АН, Механика, 1966, т. 19, №1, 21-36.
 23. Глушко В.Т., Зорин А.Н., Розовский М.И. О функциях специальных операторов и их приложениях в теории ползучести анизотропных сред /Известия Арм. АН, Механика, 1967, т.206 № 3, 14-22.
 24. Розовский М.И. Функциональные уравнения состояния материалов с памятью / Аналитические возможности метода внутреннего трения. АН СССР, Ин-т металлургии. Под ред. Тавадзе Ф.Н., Постникова В.С., Гордиенко Л.К. «Наука», Москва, 1973, 19-28
 25. Розовский М.И., Бадалов Ф.Б. Об одном методе решения системы нелинейных интегро-дифференциальных уравнений Вольтерра /Укр. мат. журнал, 1973, т.25, № 1, 121-123.
 26. Розовский М.И., Долиннина Н.Н. Операторы типа Ю.Н. Работнова в теории разноползучести / Механика деформирования тел и конструкций. М., Машиностроение, 1975, 420-425.

К ПРОБЛЕМЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Павлова А.В., Рубцов С.Е.

Россия, г. Краснодар, ФГБОУ ВО "КубГУ", E-mail:pavlova@math.kubsu.ru

Многие прикладные проблемы приводят к необходимости разработки моделей и методов анализа напряженно-деформированного состояния с учетом неоднородностей в структуре материалов. К ним относятся проблемы создания слоистых композиционных материалов, в том числе армированных жесткими включениями, с заданными физическими и механическими характеристиками. Выбор количества и типа таких слоев, а также схемы армирования определяет различные свойства материалов и конструкций. Отдельный интерес представляет исследование динамических процессов в структурах, имеющих нарушения сплошности межслойного контакта, и определение их прочностного ресурса. В данной работе к исследованию задач об установившихся колебаниях подобных структур применен интегральный подход и его обобщение – дифференциальный метод факторизации, позволяющий учитывать взаимовлияние геометрических и физических параметров задач.

Разработан аналитический метод построения матриц-символов Грина среды, содержащей дефекты типа жестких включений и трещин, в основе которого лежит разбиение среды на плоскопараллельные слои, при этом в плоскостях раздела задаются разрывные граничные условия для перемещений и напряжений в областях расположения трещин и включений соответственно. Указанный метод позволяет исследовать как однородные, так и слоистые среды. Особое место занимает изучение динамики множественных неоднородностей – жестких включений, моделирующих армирующие элементы, и трещин. Использование положений теории вирусов вибропрочности позволяет строить матрицы-символы ядер систем интегральных уравнений для подложки при произвольном количестве неоднородностей. Применение алгоритма дифференциального метода факторизации приводит к необходимости решения системы интегральных уравнений I рода. Для случая плоско-параллельных границ и протяженных областей дифференциальный метод факторизации приводит к тем же соотношениям, что и применение формулы Бетти.

Рассматривается динамическая задача о гармонических колебаниях пакета упругих (анизотропных) слоев на недеформируемом основании при наличии внутренних включений и трещин в плоскостях раздела упругих свойств. При этом предполагается бесконечная протяженность и макроскопическая однородность слоев, а также идеально плоские параллельные границы раздела. Включения и нарушения межслойного контакта могут иметь место как в плоскостях раздела слоев, так и внутри них. Поверхность слоистой структуры подвергается вибрационному воздействию системы источников, в областях действия которых задаются смещения, остальная часть поверхности считается свободной от напряжений. Нижняя граница пакета сцеплена с недеформируемым основанием. Плоскости раздела слоев структуры, а также плоскости расположения включений и расслоений рассматриваются как блокообразующие границы. Если дефект располагается внутри одного из слоев, свойства двух введенных граничащих в его плоскости блоков, полагаются одинаковыми. При этом на стыках слоев-блоков в областях, занятых трещинами, заданными считаются напряжения, при этом ставится условие равенства напряжений на берегах, при наличии жестких включений, в их областях задаются перемещения, на остальной части плоскости раздела ставится условие идеального контакта.

Метод факторизации, с помощью которого построены матрицы-символы ядер систем интегральных уравнений рассмотренных задач для слоистых сред, позволяет исследовать основные типы граничных задач для деформируемых сред, подверженных воздействиям внешних полей различной природы, описываемых системами линейных уравнений с частными производными с постоянными коэффициентами. Предложенный подход позволяет изучить влияние на эволюцию напряженного состояния количества и взаимного расположения неоднородностей, геометрических и физико-механических свойств пакета и выявить условия локализации волнового процесса в структурно-неоднородных материалах. Достоинством используемого метода является возможность его применения как в ограниченных, так и в неограниченных областях, в том числе невыпуклых и многосвязных.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ и администрации Краснодарского края р_юг_а 16-41-230184.

ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОВОЛОЧНОЙ АРМАТУРЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СПОСОБА ПРЯМОГО ВОЛОЧЕНИЯ

¹Парусов Э.В., ²Губенко С.И.

¹Украина, г. Днепродзержинск, ИЧМ НАНУ, E-mail: tometal@ukr.net

²Украина, г. Днепродзержинск, ИМетаУ, E-mail: sigubenko@gmail.com

С целью энерго- и ресурсосбережения, в условиях ОАО «Молдавский металлургический завод» (ОАО «ММЗ») разработана принципиально новая технология сорбитизации (квазитенерования) бунтового проката (катанки) диаметром 8,0; 10,0 мм из стали марки С86D (EN ISO 16120-1:2011) с использованием тепла прокатного нагрева. Для повышения количества и степени дисперсности перлита, а также снижения уровня влияния деформационного старения в процессе волочения на метизном пердеде, азот частично связывали микродобавками бора.

Расчет необходимого количества ввода бора в жидкую сталь проводили в соответствии с ранее установленным эмпирическим выражением – $B = ((0,82-0,74C) \pm 0,1) \cdot N$, %, где B – содержание бора, %; C, N – содержание углерода и азота в стали, определенное методом ковшевой пробы, %.

Температуру раскладки бунтового проката на витки выдерживалась в диапазоне 1030...1020°C, что на 180...130 °C выше стандартно принятых температур в промышленной практике производства высокоуглеродистого металлопроката. Обычно на металлургических предприятиях температура виткообразования (аустенитизации) выдерживается на уровне ~ 850...900 °C.

Согласно разработанной технологии высокотемпературной деформационно-термической обработки и полному исключению стадии водяного подохлаждения перед виткообразователем изготовлены промышленные партии бунтового проката диаметром 8,0 и 10,0 мм. Комплексные исследования, включающие определение химического состава, а также особенностей структурообразования и формирования механических свойств, показали, что изготовленный в соответствии с разработанной технологией бунтовой прокат имеет механические свойства, соответствующие уровню этих показателей у аналогичной металлопродукции лучших мировых производителей (FNSteel, ArcelorMittal Hamburg). При этом в отличие от европейских аналогов, изготовленный в условиях ОАО «ММЗ» высокоуглеродистый бунтовой прокат не содержит дополнительных легирующих элементов (хрома и/или ванадия), а его микроструктура представляет собой сорбитообразный перлит 1-го балла (ГОСТ 8233-56) в количестве не менее 85 %.

Переработка опытной партии металлопроката в количестве 108,26 т в холоднодеформированную арматурную проволоку гладкого и периодического профилей Ø 5,0 и 6,0 мм по ГОСТ 7348-81 осуществлялась с использованием технологии прямого холодного волочения (без применения патентирования), при этом бунтовой прокат показал хорошую технологичность при волочении (3 обрыва по причине некачественной сварки концов бунтов и 1 – из-за неудовлетворительной подготовки поверхности перед волочением).

На основании полученных результатов, было принято решение о возможности переработки сорбитизованного бунтового проката в холоднодеформированную арматурную проволоку с использованием энерго- и ресурсосберегающей технологической схемы, характеризующейся исключением затратной термической операции патентирования.

Разработанная высокотемпературная деформационно-термическая обработка бунтового проката из стали марки С86D без дополнительного ввода легирующих элементов (хром и/или ванадий) позволила обеспечить формирование равномерной сорбитообразной перлитной структуры по сечению и получить высокий комплекс механических свойств ($\sigma_B = 1170...1200$ МПа, $\delta_{10} = 10...12$ %, $\psi = 30...32$ %), которые ранее считались недостижимыми.

Стабилизированная холоднодеформированная арматура 5,0Вр1400-Р1 и 6,0Вр1400-Р1, изготовленная по новой технологической схеме, показала полное соответствие требованиям ГОСТ 7348-81 (класс прочности по пределу текучести – 1400 МПа) и EN 10138-2:2009 (класс прочности по временному сопротивлению разрыву – 1770 МПа). При проведении механических испытаний установлено, что арматурная проволока после волочения бунтового проката с суммарной степенью деформации ~ 75 % и последующей стабилизацией обладает достаточно высокими показателями пластичности ($\delta_{100} \geq 6,0...5,0$ %; количество перегибов – 7,5...10). Такая особенность позволяет предположить, что при повышении степени деформации до ~ 85 % представляется возможным изготовить холоднодеформированную арматурную проволоку Ø 3,0 мм классом прочности 1860 МПа и более.

ПОЛИЭДРАЦИЯ ОКСИДНО-ФТОРИДНЫХ КОНЦЕНТРАЦИОННЫХ КОМПЛЕКСОВ

Ca,Al,Ti(Zr,Hf)|F,O ДЛЯ СБОРКИ Т-Х-У-Z ДИАГРАММ

Парфенова М.Д., Воробьева В.П., Луцык В.И.

Россия, г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, E-mail:vluts@ipms.bscnet.ru

Россия, г. Томск, ТУСУР

При комплексном решении задачи разработки новых технологий сплавов и покрытий, поставленной в [1], необходимо рассматривать не только металлические, но и оксидно-фторидные Ca,Al,Ti(Zr,Hf)|F,O системы. Проблемы разбиения концентрационных комплексов (рис.) многокомпонентных взаимных систем и сборки Т-х-у-z диаграмм четырехкомпонентных систем рассмотрены ранее [2-9].

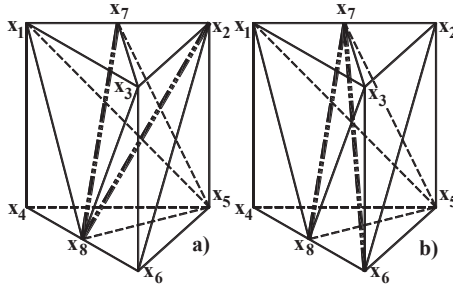


Рис. Полиэдрация системы $A,B,C|X,Y$ с 2-мя соединениями (x_7, x_8 принадлежат различным тройным и тройным взаимным системам) и с двумя диагоналями: $x_2x_8+x_7x_8$ (a) или $x_6x_7+x_7x_8$ (b)

Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ (проекты 15-43-04304-р-сибирь-а «База компьютерных моделей «Диаграммы состояния многокомпонентных систем золота, молибдена, вольфрама, свинца, цинка» для поиска технологий переработки минеральных ресурсов Бурятии и получения материалов двойного назначения» (руководитель В.И.Луцык), 14-08-00453-а «Построение на основе экспериментальных данных компьютерных 4D моделей фазовых диаграмм систем Fe-Ni-R-S (R=Cu, Co), необходимых при оптимизации пирометаллургических технологий получения меди, кобальта и никеля» (руководитель В.И.Луцык).

Список литературы

1. Пичкалева О.А. Металлотермическое получение титан-никель-алюминиевых сплавов. Диссертация канд. техн. наук. Институт металлургии УрО РАН. Екатеринбург. 2014. 112 с.
2. Lutsyk V., Vorobjeva V., Parfenova M. Quaternary Reciprocal Systems with the Inner Diagonals: Variants of Polyhedration // Advanced Materials Research. 2013. Vol. 704. P. 55-60.
3. Lutsyk V. I., Parfenova M.D., Zelenaya A. E. (Excel+ACAD)-Technology for T-x-y-z Diagrams Investigation // XII China-Russia Symp. on Advanced Materials and Technologies. 2013. Part 1. P. 55-61.
4. Parfenova M.D. Fluoride systems for molten salt reactor // International scientific school for young researchers «Strategy design of youth science and innovation environment as fundamentals for modern engineer training» (Tomsk, Russia. 27-29 March 2013). P. 77-80.
5. M.D. Parfenova, V.I. Lutsyk, V.P. Vorob'eva, E.R. Nasrulin. Assembled phase diagrams for materials scientists training // Материалы XIII Российско-Китайского симпозиума "Новые материалы и технологии". Казань. 2015. Т. 2. С. 530-531.
6. В.И. Луцык, Э.Р. Насрулин, М.Д. Парфенова. Имитация спектров ДТА для компьютерных моделей Т-х-у диаграмм // Материалы XIII Российско-Китайского симпозиума "Новые материалы и технологии", Казань. 2015. Т. 1. С. 409-415.
7. M.D. Parfenova, V.I. Lutsyk, V.P. Vorob'eva, E. R. Nasrulin. Assembled phase diagrams for materials scientists training // Вторая Всерос. молодежная научно-тех. конф. с международным участием "Инновации в материаловедении": сб. материалов / ИМЕТ РАН. Москва. 2015. С. 373-374.
8. М.Д. Парфенова, Д.Ж. Бальчиндоржиева, В.И. Луцык, А.М. Зырянов. Модернизация программ сборки Т-х-у диаграмм // Химическая термодинамика и кинетика: сб. докл. V межд. науч. конф. Великий Новгород. 2015. С. 163-165.

ПРОТОТИПИРОВАНИЕ ТРЕХФАЗНЫХ ОБЛАСТЕЙ СО СМЕНОЙ ТИПА РЕАКЦИИ В СИСТЕМЕ TI-IR-RU

Парфенова М.Д., Воробьева В.П., Луцык В.И.

Россия, г. Улан-Удэ, ИФМ СО РАН, E-mail:vluts@ipms.bscnet.ru

Россия, г. Томск, ТУСУР

Ранее была известна смена реакции $L \rightarrow \epsilon + Ru$ ($\epsilon = TiIr_3$) на $L + \epsilon \rightarrow Ru$ [1]. Работа с компьютерной моделью Т-х-у диаграммы [2] позволила выявить такие эффекты в двух областях с участием расплава и в трех субсолидусных областях. Так, область $V+C+R3$ ($Ir+Ru+\epsilon$) разделена тремя поверхностями двухфазных реакций на 4 фрагмента (рис.). При охлаждении сплава в правом фрагменте идет реакция $V+R3 \rightarrow C$ ($Ir+\epsilon \rightarrow Ru$), левее – $V \rightarrow C+R3$ ($Ir \rightarrow Ru+\epsilon$), далее – $V+C \rightarrow R3$ ($Ir+Ru \rightarrow \epsilon$), а в крайнем левом фрагменте – $C \rightarrow V+R3$ ($Ru \rightarrow Ir+\epsilon$). Эффект смены типов реакции в сплавах G_1 (при $310,8^\circ$) и G_2 (при $1798,2^\circ$ и $599,4^\circ$) подтверждают вертикальные матбалансы.

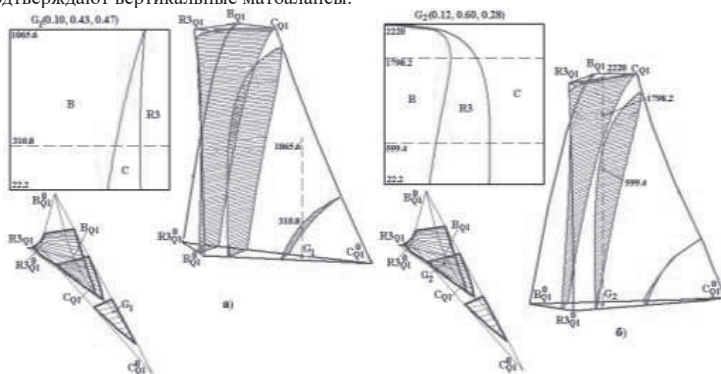


Рис. Смена реакций в области $V+C+R3$: с $V \rightarrow C+R3$ ($Ir \rightarrow Ru+\epsilon$) на $V+R3 \rightarrow C$ (сплав G_1 , $\Delta m_{R3}=0$) (а) и с $C \rightarrow V+R3$ на $V+C \rightarrow R3$, а затем на $V \rightarrow C+R3$ (сплав G_2 , $\Delta m_V=0$ и $\Delta m_C=0$) (б)

При помощи компьютерных моделей Т-х-у диаграмм можно решать различные инновационные проблемы материаловедения [3-7].

Исследование выполнено при частичной финансовой поддержке РФФИ (проекты 15-43-04304-р-сибирь-а «База компьютерных моделей «Диаграммы состояния многокомпонентных систем золота, молибдена, вольфрама, свинца, цинка») для поиска технологий переработки минеральных ресурсов Бурятия и получения материалов двойного назначения) (руководитель В.И.Луцык), 14-08-00453-а «Построение на основе экспериментальных данных компьютерных 4D моделей фазовых диаграмм систем Fe-Ni-R-S (R=Cu, Co), необходимых при оптимизации пирометаллургических технологий получения меди, кобальта и никеля» (руководитель В.И.Луцык).

Список литературы

1. Еременко В.Н., Хоружая В.Г., Штепа Т.Д. Фазовые равновесия в области кристаллизации сплавов системы Ti-Ru-Ir //Порошковая металлургия. 1987. № 11. С. 72-77.
2. Луцкы В.И., Воробьева В.П. Исследование условий смены типа трехфазного превращения в системе Ti-Ir-Ru //Перспективные материалы. 2011. № 13. С. 191-197.
3. Jinwu K., Baicheng L. Stereo 3D spatial phase diagrams //Journal of Alloys and Compounds 673 (2016) 309-313.
4. Lutsyk V., Zelenaya A., Parfenova M. Solidification Paths in the Ceramic Systems //Advanced Materials Research 704 (2013) 173-178.
5. Парфенова М.Д. Тройная система с двухфазной областью компонентов, образующих бинарное соединение //Сб. материалов Всерос. молодежной науч. конф. с межд. участием «Инновации в материаловедении». Москва, 2013. С. 249.
6. Lutsyk V.I., Zelenaya A.E., Parfenova M.D. Phases Trajectories for System CaO-SiO₂-Al₂O₃ in the Liquidus Fields Adjacent to Component SiO₂ //Abstracts 14th Discussion meeting on thermodynamics of alloys. Brno (Czech Republic), 2014. P. 113.
7. Парфенова М.Д., Луцкы В.И., Зеленая А.Э. Пути кристаллизации в системе CaO-Al₂O₃-SiO₂ //Межд. Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов» 2014 / Сб. материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2014, 371. С. 227-229.

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП - СТАЛИ ВНС9-Ш НА СТАДИИ МИКРОТЕКУЧЕСТИ

¹Терентьев В.Ф., ²Пенкин А.Г., ³Слизов А.К., ¹Рощупкин В.В., ¹Сиротинкин В.П.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail:fatig@mail.ru

²Россия, г. Москва, ЗАО «СДС», ³Россия, г. Люберцы, ОАО «Камов»

Исследовали образцы из холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм из аустенитно – мартенситной (43% - α - фазы и 57% - γ – фазы) трип-стали ВНС9-Ш (23X15H5AM3-Ш). Химический состав стали ВНС 9-Ш, % (мас.): 0,20-0,25 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. Испытания на статическое растяжение образцов с рабочей частью 0,3x7x20 мм проводили со скоростью $\dot{\epsilon}=4,2\cdot 10^{-3}c^{-1}$. Исследования акустической эмиссии (АЭ) проводили с использованием диагностической системы СДС1008 [1].

Кривая статического растяжения характеризовалась заметной микропластической деформацией и протяженной площадкой текучести. Были получены следующие механические свойства: предел прочности $\sigma_b = 1813$ МПа; физический предел текучести $\sigma_T = 1650$ МПа, относительное удлинение $\delta = 27,4\%$. Длина площадки текучести $\epsilon_T = 8\%$, а деформация микротекучести $\epsilon_m = 0,7\%$. Рентгеновский анализ не показал изменение фазового состава на стадии микротекучести деформирования.

На рис. 1 приведены данные по изменению активности \dot{N} и средней энергии E сигналов АЭ. На стадии микротекучести было зарегистрировано два максимума активности и средней энергии импульсов АЭ (рис. 1), которые связаны с особенностями микропластической деформации. При этом отмечено, что первые пики активности и энергии сигналов АЭ соответствуют различным уровням напряжения. На стадии микротекучести (вплоть до возникновения зуба текучести) у металлов с физическим пределом текучести наблюдаются характерные напряжения: σ_E и σ_A (по терминологии Н. Брауна [2]) (рис. 1, б). До достижения σ_E не наблюдается изменения дислокационной структуры во внутренних объемах металла, однако происходит движение отдельных дислокаций в приповерхностных слоях металла. Напряжение σ_E иногда называют истинным пределом упругости. По мере возрастания напряжения (от σ_E до σ_A) начинается движение дислокаций и происходит все более интенсивное их генерирование преимущественно в приповерхностных слоях металла от границ зерен. В интервале напряжений от σ_A до σ_T уже происходит интенсивное размножение дислокаций в приповерхностных и внутренних слоях металла. Возникает остаточная пластическая деформация. Причем, судя по рентгеновским данным процесс деформации приповерхностных зерен протекает практически мгновенно при достижении порогового напряжения σ_A и возможно за счет прохождения фронта Людерса - Чернова в приповерхностных зернах.

В нашем случае при определении активности сигналов АЭ первый максимум наблюдается при $\sigma \approx 800$ МПа, а второй при $\sigma \approx 1500$ МПа (рис. 1, а). В тоже время первый максимум энергии сигналов соответствует $\sigma \approx 1000$ МПа, а второй $\sigma \approx 1500$ МПа, т.е. при таком же напряжении, как и при определении

второго пика активности (рис. 1, б). Первые и вторые максимумы активности и энергии сигналов АЭ, предшествующие физическому пределу текучести, хорошо вписываются в основные представления о стадийности деформации на стадии микротекучести с пороговыми напряжениями σ_E и σ_A .

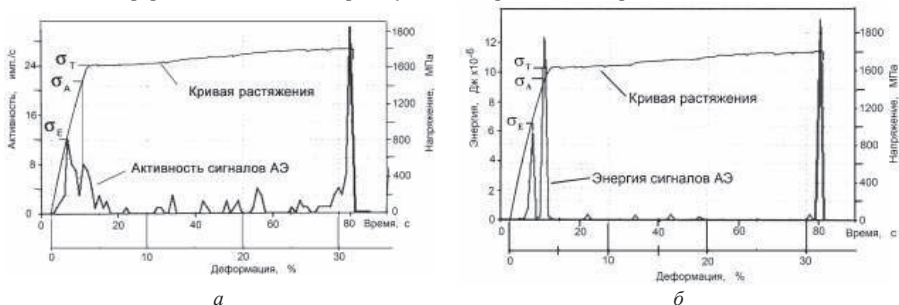


Рис. 1. Изменение активности \dot{N} (а) и средней энергии импульсов E АЭ (б) от степени пластической деформации или времени нагружения).

Пики АЭ зарегистрированные на стадии микротекучести при σ_A и σ_T имеют сходные амплитудные и энергетические параметры (рис. 2). Характер распределения сигналов АЭ на точечных диаграммах число осцилляций – максимальная амплитуда (рис. 3) позволяет чётко выделить две группы сигналов: скопление I и скопление II. Граница перехода скопления I в скопление II это область перегиба диаграммы, которая соответствует значениям амплитуды и энергии сигналов 38 дБ (рис. 2 и 3). Анализ осциллограмм и характера распределений спектральной плотности мощности сигналов скоплений I и II позволяет отнести сигналы амплитудой и энергией менее 38 дБ к категории регулярной и непрерывной АЭ, а с амплитудой и энергией более 38 дБ к категории взрывной.

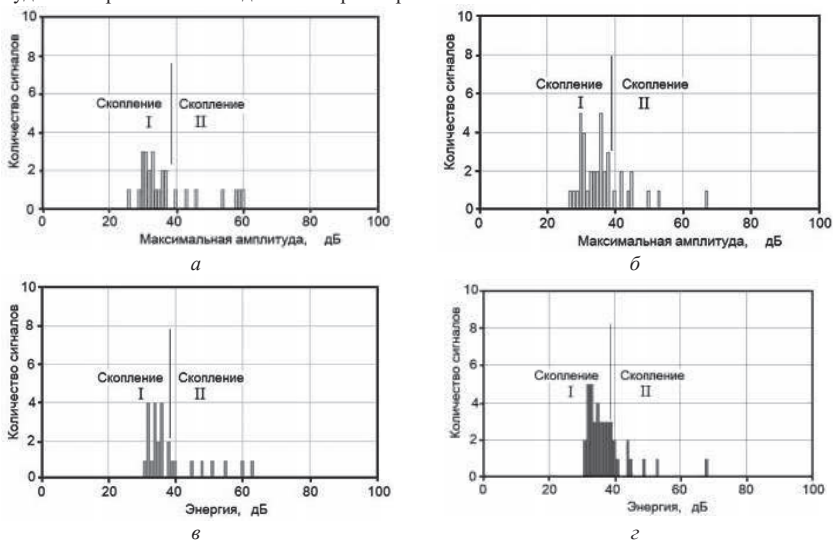


Рис. 2. Амплитудные и энергетические спектры сигналов АЭ на стадии микротекучести при деформировании до напряжения σ_A (а, в - соответственно) и от напряжения σ_A до σ_T (б, г - соответственно).

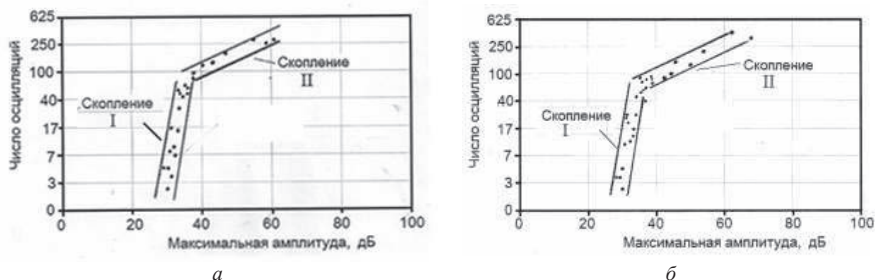


Рис. 3. Точечные диаграммы распределения число осцилляций - максимальная амплитуда сигналов АЭ зарегистрированных на стадии микротекучести (а) и после прохождения площадки текучести ($\epsilon_m = 8$) (б).

Известно [1], что скопления сигналов I на диаграммах амплитудных и энергетических спектров (рис. 2) связаны с движением и размножения дислокаций, а скопления II – с возможным фазовым превращением. На стадии микротекучести количество сигналов скопления II очень незначительно и в основном преобладают сигналы скопления I, что говорит о малой вероятности протекания фазового превращения. На этой стадии преобладают сигналы непрерывной и регулярной АЭ. Характерные особенности сигналов, относящихся к скоплениям I приведены на рис. 4, где, для примера, приведена осциллограмма и распределение спектральной плотности мощности сигнала непрерывной АЭ на стадии микротекучести. Рентгеноструктурный анализ показал, что в этом материале на стадии микротекучести не происходит заметного добавочного образования мартенсита деформации.

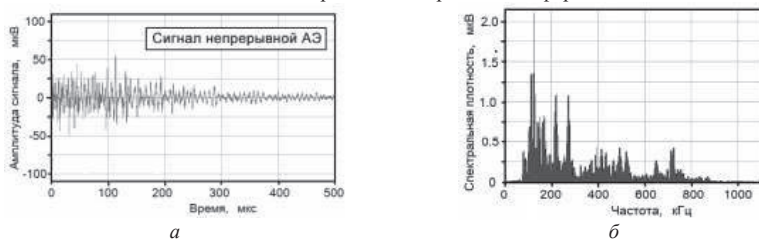


Рис.4. Осциллограмма непрерывной АЭ (а) и распределение спектральной плотности мощности типичного АЭ сигнала скопления I (б) на стадии микротекучести.

Таким образом, можно заключить, что на стадии микротекучести, при преобладании сигналов АЭ группы I, с большей интенсивностью проходят процессы изменения дислокационной структуры (движения и размножения дислокаций) в приповерхностных слоях металла [10]. Использование таких характеристик АЭ, как активность сигналов и средняя энергия импульсов, при изучении механизмов деформации на стадии микротекучести трип – стали ВНС9-Ш позволило с большой вероятностью отождествить, наблюдаемые максимумы этих характеристик, с пороговыми напряжениями σ_E и σ_A .

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-02518)

Литература

1. Пенкин А.Г., Терентьев В.Ф., Ашмарин А.А. и др. Деформация и разрушение материалов. 2013. № 12. С. 19-24.
2. Браун Н. Наблюдения микропластичности. В сб. Микропластичность. Пер. с англ. М.: Металлургия. 1972. С. 37 – 61.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И ЦИРКОНИЯ, СОДЕРЖАЩИХ ДИСПЕРСНО–УПРОЧНЯЮЩУЮ ФАЗУ

Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И., Антонова О.С., Баикин А.С.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: podzорова@pochta.ru

В настоящее время композиты на основе корунда и твердых растворов тетрагонального диоксида циркония, обладающие биологической инертностью и совместимостью, рассматриваются как наиболее перспективные конструкционные материалы медицинского назначения. Разработка новых композитов с более высокими эксплуатационными свойствами обуславливается необходимостью снижения риска ревизионных операций.

В публикации Озерова К.Н. [1] указывается, что присутствие щелочноземельных элементов инициирует процесс кристаллизации корунда в длиннопризматическом габитусе. Формирование в микроструктуре анизотропных зерен длиннопризматического габитуса можно сопоставить с образованием дисперсно–упрочняющей фазы.

Цель работы получение керамических нанокompозитов в системе оксидов алюминия и циркония, имеющих повышенные значения прочности и устойчивости к хрупкому разрушению за счет формирования «in situ» дисперсно–упрочняющей фазы.

В докладе представлены результаты изучения прочностных свойств композитов с варьированием содержания Al_2O_3 от 5 до 65 мол.%, полученных из исходных модифицированных щелочноземельными катионами нанопорошков, синтезированных по золь – гель методу [2-4].

Нанопорошки и композиты были исследованы с помощью методов: ДСК, низко-температурной адсорбции азота, РФА, электронной и атомно-силовой микроскопии. Предел прочности при изгибе определяли методом трехточечного изгиба на универсальной испытательной машине Instron 558, а коэффициент трещиностойкости K_{Ic} - методом предварительно нанесенных надрезов

Показано влияние химического состава порошков на формирование в процессе спекания дисперсно–упрочняющей фазы в виде длиннопризматических зерен. Данный факт иллюстрирует рис.1, где представлены микроструктуры композитов, содержащих Al_2O_3 10–65 мол.%.

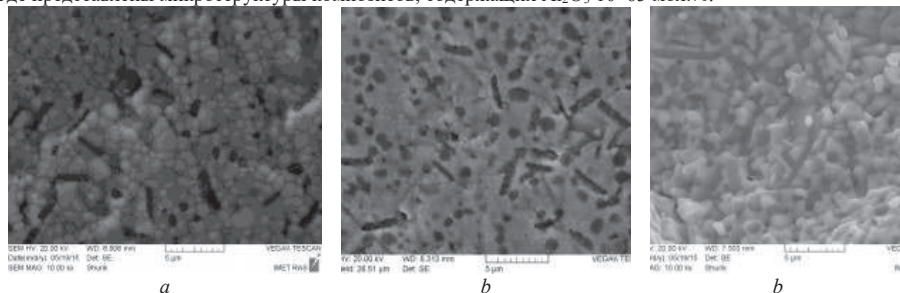


Рис.1. Микроструктура композитов, содержащих Al_2O_3 мол.% а) 10 б) 20 в) 65

Сформированная микроструктура композитов и содержание дисперсно–упрочняющей фазы, оказывает существенное влияние на параметры прочности и трещиностойкости, которые значительно возрастают относительно базовых составов. Прочность при статическом изгибе композита, содержащего Al_2O_3 65 мол.% достигает 1000 МПа, а трещиностойкость K_{Ic} более 11 МПа·м^{1/2}.

Работа выполнена при поддержке гранта программы фундаментальных исследований ОХНМ РАН.

Литература

Озеров К.И..ДАН СССР, 1945,т. XLYI №1 с.51

Подзорова Л.И., Шворнева Л.И., Ильичёва А.А. и др. Неорганические материалы, 2013, 49, №4, 389

«Композиционный керамический материал и способ его получения» патент РФ С04В35/488 №2569113. 26.10.2015г.

Подзорова Л.И., Ильичёва А.А., Пенькова О.И. и др. Ж. Перспективные материалы, 2016, №1, 32

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАМОДЕЙСТВИЯ ПРИМЕСИ ВОДОРОДА С ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН В Pd И Ni

Полетаев Г.М., Медведева Е.С.

Россия, г. Барнаул, АлГТУ, E-mail: gmpoletaev@mail.ru

К настоящему времени известно, что наличие дефектов в металле приводит к увеличению количества водорода, которое может быть введено в металл, и увеличению средней энергии абсорбции за счет появления новых центров захвата водорода. В качестве основных ловушек для водорода в чистых металлах рассматривают вакансии, дислокации и границы зерен. В сплавах к ним еще добавляются примеси внедрения, межфазные границы.

Ранее в нашем научном коллективе были проведены исследования с помощью компьютерного моделирования сорбционных характеристик точечных дефектов и краевых дислокаций в Pd и Ni по отношению к водороду [1, 2]. Было показано, что варьирование концентрации вакансий и дислокаций, действительно, оказывает влияние на общую сорбционную способность металла.

Настоящая работа посвящена исследованию взаимодействия водорода с границами зерен кручения (в плоскостях (100) и (111)) и наклона (с осями разорезки вдоль направлений $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$) в металлах Pd и Ni, имеющих разную сорбционную способность по отношению к водороду. Основной целью исследований является поиск альтернативного увеличения сорбционной способности металла за счет варьирования плотности дефектов структуры.

Граница кручения создавалась в середине расчетного блока. После создания границы проводилась релаксация структуры. При расчете энергии связи водорода с границей атом водорода вводился в определенные места в границе, в случае моделирования диффузии водорода вблизи границы – случайным образом. Взаимодействия атомов металла друг с другом (Pd-Pd и Ni-Ni) описывались многочастичными потенциалами Клери-Розато [3]. Для описания взаимодействий H-H, Pd-H, Ni-H использовались парные потенциалы Морза, параметры которых были взяты из работы [4], где они были рассчитаны с использованием экспериментальных данных по энергии абсорбции, энергии активации надбарьерной диффузии водорода в металле (при нормальных и высоких температурах), энергии связи с вакансией, дилатации.

Согласно полученным данным по энергии связи водорода с границами зерен и результатам моделирования диффузии водорода вблизи границ, границы зерен влияют на сорбционную способность рассматриваемых металлов, причем для Ni это проявляется в большей мере, чем для Pd. Однако эффективность границ зерен и зернограницных дислокаций как ловушек водорода оказалась ниже, чем вакансий.

Исследование выполнено в рамках научного проекта №166 программы Министерства образования и науки РФ «Формирование государственных заданий высшим учебным заведениям в части проведения научно-исследовательских работ» и при финансовой поддержке гранта РФФИ №16-48-190182 p_a.

Список литературы

1. Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М. Молекулярно-динамическое исследование сорбционных свойств точечных дефектов по отношению к водороду в Pd и Ni // Химическая физика и мезоскопия. - 2013. - Т.15, №2. - С. 225-229.
2. Кулабухова Н.А., Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Взаимодействие атома водорода с краевой дислокацией в Pd и Ni // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2014. - Т.11, №1. - С. 99-104.
3. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B. - 1993. - V.48., №1 - P. 22-33.
4. Полетаев Г.М., Кулабухова Н.А., Старостенков М.Д. Потенциалы межатомного взаимодействия в системах Pd-H и Ni-H // Химическая физика и мезоскопия. - 2011. - Т.13, №3. - С. 411-418.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАЛОАКТИВИРУЕМОЙ ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ -196 °С ДО 720 °С

^{1,2}Полежаева Н.А., ^{1,2}Литовченко И.Ю., ^{1,2}Тюменцев А.Н., ²Кравченко Д.А., ³Чернов В.М., ³Леонтьева-Смирнова М.В.

¹Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

²Россия, г. Томск, НИИ ТГУ

³Россия, г. Москва, АО «ВНИИИМ им. академика А.А. Бочвара», E-mail: Nadejda89tsk@yandex.ru

Исследованы механические свойства на растяжение, особенно пластической деформации и разрушения малоактивируемой жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (16X12B2ФТaP) в интервале температур от -196 °С до 720 °С в состоянии после традиционной термической обработки: закалка в воду от $T = 1100$ °С, 1 ч. + отпуск при $T = 720$ °С, 3 ч.

Снижение температуры от комнатной до $T = -196$ °С приводит к примерно 1,5-кратному (от ≈ 710 МПа до ≈ 1120 МПа) увеличению значений $\sigma_{0.1}$. При этом в интервале хрупко-вязкого перехода при $T = -80$ °С значительно увеличивается наклон кривой температурной зависимости предела текучести. При снижении температуры от комнатной до -80 °С ($\Delta T = 100$ °С) предел текучести увеличивается на $\Delta\sigma_{0.1} \approx 65$ МПа. В интервале температур от -80 до -196 °С при близком значении ΔT это увеличение составляет $\Delta\sigma_{0.1} \approx 340$ МПа. Это примерно 5-кратное увеличение скорости возрастания прочности в процессе снижения температуры деформации. При значительном росте предела текучести величина относительного удлинения при $T = -196$ °С снижается до $\delta \approx 2$ %.

В интервале 20-450 °С наблюдается плавное снижение (от ≈ 710 МПа до ≈ 540 МПа) предела текучести. Сильная температурная зависимость прочностных свойств появляется при $T > 450$ °С, приводя к более существенному снижению $\sigma_{0.1}$ выше 450 °С. На наш взгляд, это может быть обусловлено уменьшением в этом интервале величины дисперсного упрочнения, связанным с активизацией процессов переползания дислокациями тормозящих их движение частиц V(C, N).

На кривых температурной зависимости величины относительного удлинения до разрушения (δ) в при $T \approx 400$ °С обнаружен минимум. Рост характеристик пластичности при $T \geq 450$ °С коррелирует с наблюдаемым в интервале $T \approx (500-720)$ °С снижением прочностных свойств стали. Отметим, что повышение температуры от 20 °С до 650 °С приводит к $\approx 1,5$ -кратному увеличению пластичности.

В температурном интервале вязко-хрупкого перехода не обнаружено каких-либо существенных изменений характера разрушения. Наблюдаются различия лишь в относительной доли вязкой и хрупкой составляющих. Это является косвенным свидетельством неизменности механизмов деформации и разрушения образцов в этом интервале. Снижение пластичности при понижении температуры может при этом являться следствием повышения прочности, когда увеличение уровня деформирующих напряжений приводит, с одной стороны, к возрастанию мощности концентраторов напряжений как потенциальных зон зарождения трещины; с другой – к снижению эффективности пластической релаксации в вершине трещины в процессе ее распространения.

Разрушение образцов в интервале $T = 20-720$ °С происходит с образованием шейки. При температурах 20-400 °С излом неоднородный, наблюдается развитый рельеф, расслоение материала. По достижению температуры 450 °С излом, напротив, становится «гладким» и однородным. Дальнейший рост температуры увеличивает рельефность разрушения, однако расслоение материала не наблюдается.

Во всем интервале температур $T = 20-720$ °С наблюдается ямочный излом, характерный для вязкого разрушения. Однако, в зависимости от температуры обнаружены следующие особенности разрушения. Во-первых, на фрактограммах образцов, разрушенных при $T = 20$ °С, локально встречаются гладкие участки скола, свидетельствующие о смешанном характере разрушения с преобладанием вязкой составляющей. Такие участки практически исчезают с повышением температуры до ≈ 500 °С. Во-вторых, с повышением температуры (от 20 °С до 650 °С) средние размеры чашек существенно (примерно на порядок) увеличиваются. В-третьих, разрушение при разных температурах происходит по достижении различной степени деформации, о чем можно судить по изменению величины относительного сужения шейки образцов при разрыве. Такие различия, по-видимому, связаны с сильным влиянием температуры испытаний на механизм разрушения.

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.).

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ К ИССЛЕДОВАНИЮ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СО СВАРНЫМИ СОЕДИНЕНИЯМИ

^{1,2}Поляков В.В., ¹Дмитриев А.А., ²Колубаев Е.А., ¹Лепендин А.А.

¹Россия, г. Барнаул, АлГУ

² Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН, E-mail: pvv@asu.ru

Многие изделия, изготавливаемые из алюминиевых сплавов с помощью сварочных технологий, предназначены для применения в таких отраслях, как космическое машиностроение и авиастроение. Это предъявляет высокие требования к механическим характеристиками сварных соединений, дефекты которых являются источниками преждевременного разрушения. Актуальной задачей является разработка методов, обеспечивающих диагностику деформационных процессов, развивающихся при нагружении материала [1]. В настоящей работе для такой диагностики используется метод акустической эмиссии [2], применявшийся к алюминий-магниевым сплавам.

Образцы сплава АМг5М получались по технологии сварки трением с перемешиванием. Наряду с технологическим режимом, обеспечивавшим высокие механические характеристики, были применены режимы с отклонением от оптимальных параметров сварки, заведомо создающие сварные соединения со значительным числом дефектов и низкими прочностными свойствами. Образцы подвергались испытаниям на статическое растяжение вплоть до разрушения с одновременным измерением кривой нагружения и параметров акустической эмиссии. Микроструктура получаемых сварных соединений исследовалась с помощью оптической и электронной микроскопии путем послыного металлографического анализа. Были выявлены и исследованы различия в структуре и особенностях протекания деформационных процессов и разрушения для сплавов, полученных в различных условиях. Проведен фрактографический анализ поверхностей изломов, приходящихся на области сварки. Разрушение, как правило, развивалось в плоскости, проходившей через центр сварного соединения, при этом поверхность излома содержала следы крупных дефектов (пор, микротрещин и т.д.), выступавших в качестве основных концентраторов упругих напряжений и источников преждевременного трещинообразования.

Для исследования зависимости между структурой сварного соединения и параметрами акустического излучения регистрировалось напряжение акустической эмиссии. Вид полученные акустико-эмиссионных кривых для образцов, изготовленных при различных технологических режимах сварки, существенно различался. Именно, кривая акустической эмиссии для образцов, изготовленных с оптимальным режимом, на стадии разрушения отличалась одним мощным пиком, что отражало распространение одной магистральной трещины. Для образцов, полученных при отклонении от такого режима, наблюдалось несколько пиков акустической эмиссии, что отражало развитие нескольких магистральных трещин, формировавшихся крупными дефектами сварного соединения.

Полученные результаты механических и акустико-эмиссионных испытаний алюминий-магниевого сплава со сварными соединениями могут быть использованы при применении метода акустической эмиссии для диагностики сварных соединений и контроле нарушений технологического режима сварки.

Литература.

Egorov A.V., Polyakov V.V., Salita D.S., Kolubaev E.A., and al. Inspection of aluminum alloys by a multi-frequency eddy current method / Defence Technology. 2015. Vol. 11. P. 99-103. DOI: 10.1016/j.dt.2014.12.002

Lependin A.A., Polyakov V.V. Scaling of the Acoustic Emission Characteristics during Plastic Deformation and Fracture / Technical Physics. 2014. Vol. 59. № 7. Pp. 1041–1045.

**ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТЬ
ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО СПЛАВА V-CR-ZR-W ПОСЛЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ
ДЕФОРМАЦИЙ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ**

¹Радишевский В.Л., ^{1,2}Смирнов И.В., ^{1,2,3}Гриняев К.В.

¹Россия, г. Томск, НИ ТГУ, ²Россия, г. Томск, СФТИ ТГУ, ³Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН

E-mail:rv1@myttk.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также путем микроиндентирования, проведено исследование влияния температуры отжигов (в интервале 700–1200 °С) на параметры микроструктуры и уровень микротвердости наноструктурированного ванадиевого сплава системы V-Cr-Zr-W. Указанный сплав с высоким эффектом дисперсного упрочнения предварительно был подвергнут большой пластической деформации кручением под давлением [1], что привело к формированию анизотропной субмикроструктурной структуры. Размеры зерен в направлениях, параллельных плоскости наковален, находятся в интервале 70–700 нм, в то время как в направлении оси кручения они составляют 50–200 нм.

Установлено, что при 800 °С начинается первичная рекристаллизация: происходит зарождение и рост зерен (50–250 нм), форма которых близка к равноосной. При температуре отжига 900 °С наблюдается быстрый рост зерен до 0.7–1.7 мкм при неизменных значениях H_u (≈ 3.5 ГПа), что свидетельствует о сохранении субструктурного упрочнения за счет закрепления дефектной структуры мелкодисперсными частицами вторых фаз. Дальнейшее увеличение температуры до 950–1050 °С приводит к активизации процессов возврата, релаксации внутренних напряжений и снижению микротвердости до $H_u = 2.8$ –2.9 ГПа. Размер зерна при этом не превышает 3 мкм. После термообработки при температуре 1200 °С активизируется собирательная рекристаллизация, в результате которой появляется сильная разноразмерность: основной объем материала представлен зернами размерами 2–5 мкм, на фоне которых встречаются крупные зерна размерами более 10 мкм. Этот процесс сопровождается существенным (до 2.2 ГПа) уменьшением значений микротвердости.

Обсуждаются основные механизмы упрочнения изучаемого гетерофазного сплава (твердорастворный, дисперсный, субструктурный, зернограничный). Проанализирован их индивидуальный и кооперативный вклад на различных этапах термической обработки.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы с финансовой поддержкой программы повышения конкурентоспособности ТГУ (Tomsk State University Competitiveness Improvement Program). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ. Авторы выражают благодарность Дитенбергу И.А., Тюменцеву А.Н., Корзникову А.В. и Чернову В.М. за организацию исследовательской работы, предоставление материалов и обсуждение полученных результатов.

Литература

Smirnov I.V., Ditenberg I.A., Grinyaev K.V., Radishevsky V.L. Features of formation of nanocrystalline state in internal-oxidized V-Cr-Zr-W and V-Mo-Zr system alloys during deformation by torsion under pressure // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016. V. 116. № 1. I. 012037. P. 1.

**ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНО-АЗОТИРОВАННОЙ СТАЛИ
08X17T ПРИ ОТПУСКЕ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 400-700 °С**

Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М.

Россия, г. Москва, НИТУ «МИСиС», E-mail:csaap@mail.ru

Коррозионностойкие ферритные стали типа 08X17T и 15X25T, упрочненные методом высокотемпературного объемного (сквозного) азотирования, перспективно использовать в качестве материала, работающего в жестких условиях, в т.ч. в атомной энергетике.

В работе изучена эволюция структуры и механических свойств объемно-азотированной стали 08X17T при отпуске в интервале температур 400 - 700 °С. Процесс азотирования проводили на плоских образцах толщиной 0,5 мм при температуре 1000-1100 °С среди чистого азота. Массовая доля азота в образцах после азотирования составила $0,80 \pm 0,05$ %. Механические свойства стали определяли при испытании на одноосное растяжение плоских образцов на машине INSTRON 5966 при комнатной температуре. Исследование состава фаз проводили на рентгеновском дифрактометре RIGAKU Ultima IV.

Электронно-микроскопические исследования структуры в поперечном сечении проводили на тонких фольгах с помощью электронного просвечивающего микроскопа JEM-2100 (JEOL).

Показано, что температура отпуска объемно-азотированной стали 08X17T существенно влияет на ее прочностные и пластические свойства, что связано с изменением соотношения твердорастворного и дисперсионного упрочнения: наличием мартенсита и аустенита в структуре стали при низких температурах отпуска и выделением частиц нитридов Cr_2N различной дисперсности при повышении температуры отпуска. Наибольшее повышение предела прочности и текучести (в 1,8 – 2,5 раза) при удовлетворительной пластичности (не ниже 10 %) объемно-азотированной стали 08X17T обеспечивает отпуск в интервале температур 600 – 700 °С.

При низких температурах отпуска (400 - 500 °С) в структуре присутствует аустенит и мартенсит с малым количеством нитридов Cr_2N , что обуславливает низкую пластичность материала (относительное удлинение не превышает 2,5 %). Повышение температуры отпуска до 550 °С приводит к существенному росту предела прочности (до 1200 МПа) и текучести (до 820 МПа) за счет выделения 2 % наноразмерных частиц Cr_2N , при этом пластичность стали остается низкой. При температуре отпуска 575 °С сталь приобретает ферритную структуру, и происходит дополнительное выделение дисперсных нитридов (объемная доля 5 %), что приводит к росту предела прочности (до 1400 МПа) и небольшому повышению пластичности (до 5 %). Повышение температуры отпуска до 600 - 700 °С приводит к укрупнению нитридов и обеднению твердого раствора азотом, что приводит к некоторому снижению предела прочности до 1160 – 970 МПа и повышению пластичности до 10 – 16 %.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC-МО НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

¹Романов Д.А., ¹Гончарова Е.Н., ¹Громов В.Е., ^{2,3}Иванов Ю.Ф.

¹Россия, г. Новокузнецк, СибГИУ, E-mail: romanov_da@physics.sibsib.ru

²Россия, г. Томск, ИСЭ СО РАН, ³Россия, г. Томск, НИ ТПУ

Композиционные материалы системы TiC-Мо обладают высокой износостойкостью. Эти беспористые покрытия были сформированы методом электровзрывного напыления (ЭВН) и модифицированы высокоинтенсивными электронными пучками для снижения шероховатости поверхности, их гомогенизации и наноструктурирования, повышения износостойкости и твердости путем импульсно-периодического переплавления и последующего высокоскоростного охлаждения отводом тепла в объем подложки.

В качестве подложки для ЭВН была использована низкоуглеродистая сталь, которая может применяться для изготовления режущих кромок измельчителей, ножей грануляторов, шестерней др. Для ЭВН использовали электровзрывную установку ЭВУ 60/10 и композиционный электрически взрываемый проводник, состоящий из двуслойной молибденовой фольги с заключенной в ней навеской порошка TiC. Последующую электронно-пучковую обработку (ЭПО) осуществляли высокоинтенсивным импульсным электронным пучком на установке СОЛЮ Института сильноточной электроники СО РАН. Исследование структуры модифицированного материала производили методами растровой электронной микроскопии с использованием растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50. Элементный состав поверхностного слоя анализировали методами рентгеноспектрального микроанализа.

В процессе исследований выявлено формирование покрытия толщиной до 100 мкм с градиентной структурой, в которой выявляются три слоя с различной степенью химической травимости. Распределение элементов, как по глубине, так и в вдоль каждого слоя однородно. В процессе исследований выявлено формирование покрытия толщиной до 100 мкм с градиентной структурой, в которой выражены три слоя с различной степенью химической травимости. Распределение элементов, как по глубине, так и в вдоль каждого слоя, неоднородно. ЭПО приводит к выглаживанию поверхности облучения и перераспределению элементов вдоль поверхности покрытия. Выявляются области, элементный состав которых близок к составу частиц TiC, области, имеющие дендритную структуру, образованную TiC и Mo, и области с малым содержанием TiC, имеют наноразмерную ячеистую структуру. Увеличение поверхностной плотности энергии от 45 до 55 Дж/см² приводит к более равномерному распределению элементов покрытия вдоль поверхности. По глубине зоны комбинированной обработки обнаруживаются несколько слоев с различной степенью однородности распределения TiC и Mo. Увеличение поверхностной плотности энергии приводит к уменьшению толщины слоев и увеличению их количества.

Глубина зоны ЭПО достигает 30 мкм. При ЭПО с поверхностной плотностью энергии 60 Дж/см², временем воздействия 100 мкс и числе импульсов 10, структура покрытия характеризуется однородным распределением частиц TiC с размерами 0,5-1 мкм в Mo матрице, а глубина ЭПО 45 мкм. Установлено, что высокие скорости охлаждения, инициированные ЭПО, приводят к формированию структуры субмикро- и наномасштабного уровня, что позволяет прогнозировать высокие прочностные и трибологические свойства модифицированного материала.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых кандидатов наук МК-4166.2015.2 и докторов наук МД-2920.2015.8, РФФИ в рамках научных проектов №№ 13-02-12009 офи_м, 15-08-03411, 14-08-00506а, госзаданий Минобрнауки № 2708 и 3.1496.2014/К на выполнение научно-исследовательских работ. Исследование выполнено в центре «Материаловедение» СибГИУ.

АНАЛИЗ ВРЕМЕНИ ДО УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОЙ НАГРУЗКЕ МАТЕРИАЛОВ И ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ БОРТОВОЙ РАДИОЭЛЕКТРОННОЙ АППАРАТУРЫ

Рошин К.В.

Россия, г. Краснодар, КГУ, E-mail: kostik777@mail.ru

В процессе проектирования блоков кассетного типа (БКТ) и блоков этажерочного типа (БЭТ) бортовой радиоэлектронной аппаратуры (РЭА) решается задача выполнения требований по виброускорениям радиоэлементов (РЭ) и по времени до усталостного разрушения выводов РЭ. При этом вначале проводится расчет конструкции с использованием разработанных автором моделей, а затем на основе анализа соответствующих функций параметрической чувствительности (ФПЧ) вносятся изменения в конструкцию с целью улучшения ее механических характеристик. Конструкции БКТ и БЭТ в соответствии с разработанным в диссертации методом оценки времени до усталостного разрушения выводов РЭ при вибрационных воздействиях разбиваются на конструктивные уровни разукрупнения. На каждом уровне иерархии проводится анализ механических характеристик и, в случае необходимости, корректировка очередного варианта конструкции. Для придания этому процессу законченного типового характера разработана методика анализа и обеспечения длительной работоспособности РЭ в составе БКТ и БЭТ времени до усталостного разрушения пластинчатых и стержневых элементов конструкций БКТ и БЭТ при вибрационных воздействиях.

В докладе подробно рассмотрен алгоритм разработанной методики. В основу метода оценки времени до усталостного разрушения выводов РЭ положен иерархический подход. Конструкция блока подразделяется на конструктивные уровни разукрупнения. При этом для каждого уровня используются свои математические модели.

Математическая постановка задачи анализа и обеспечения длительной работоспособности РЭ в составе БКТ и БЭТ при вибрационных воздействиях разработана на основе представления блока РЭА как целостной механической системы, связывающей значения \bar{y} выходных характеристик механических процессов в блоке (виброускорения на РЭ a_{RE} и время до усталостного разрушения выводов РЭ t_p) с входным воздействием a в виде амплитуды виброускорения в диапазоне частот для гармонической вибрации и среднеквадратического ускорения в диапазоне частот для случайной вибрации, внешним воздействием \bar{T} в виде температуры участков печатных плат и вектором внутренних параметров \bar{q} , к которым относятся геометрические и физико-механические параметры материалов стенок корпуса БКТ (БЭТ), шпилек, печатных плат, РЭ. Математическая постановка задачи разделяется на две части:

1. Разработка моделей механических процессов в блоке, ЭК, ПУ и РЭ, позволяющих определить вектор выходных воздействий

$$\bar{y}(f) = \bar{W} \{a(f), q(\bar{T})\},$$

где \bar{W} – операторы моделей, связывающие между собой входные, выходные и внутренние параметры блока; f – независимый аргумент (частота).

2. Исследование полученных математических моделей с целью удовлетворения требуемым выходным характеристикам.

УСТАЛОСТНАЯ ВЫНОСЛИВОСТЬ СТЕКЛОПОЛНЕННЫХ ПОЛИАМИДОВ

Саморядов А.В., Сигейкин Г.И.

Россия, г. Москва, МЦАИ РАН, E-mail: mzai2@ipiran.ru

В работах [1-2] представлены результаты исследований усталостной выносливости стеклонаполненных полиамидов (СПА) с различной степенью наполнения (0-40 мас. %), полученных как «кабельным», так и экструзионным способами стеклонаполнения. Показано, что оптимальным, с точки зрения достижения комплекса эксплуатационных свойств, является наполнение полиамидов экструзионным способом в количестве от 30 до 40 мас. %.

В данном докладе представлены результаты исследований по влиянию модифицирующих добавок на формирование надмолекулярной, пористой структуры и усталостной выносливости СПА.

Показано, что введение в СПА модифицирующих добавок различной химической природы (органические вещества, олигомеры, полимеры, искусственные структурообразователи) в количестве от 0,75 до 2,0 мас.% позволило повысить статические показатели прочности на 15-25%, а усталостную выносливость - до 40-60%. При этом следует отметить, что широко применяемые для улучшения свойств СПА модификаторы (бутилкаучук, АБС-пластик, кремнийорганический олигомер триметилсилоксифенилсилан и дисульфид молибдена) незначительно увеличивая статические механические свойства, заметно снизили его усталостную выносливость.

Исследование несколькими современными методами физико-химического анализа (ДСК, кинетика изотермической кристаллизации, кинетика сорбции паров уксусной кислоты, динамический термомеханический метод и др.) основных закономерностей модификации СПА показало, что введение модификаторов способствует формированию в модифицированном материале более совершенной и равновесной структуры полимерной матрицы, что выражается в увеличении доли кристаллической составляющей и уменьшении ее дефектности, а также в повышении структурной однородности полиамида в аморфных прослойках. Как следует из порометрических исследований, модифицированные СПА имеют на 10-15% более низкие параметры пористой структуры материала в изделии, полученном литьем под давлением.

Изучено влияние структуры и типа стекловолокна на свойства СПА и показано, что состав замасливателя, содержащий в качестве аппрета кремнийорганические соединения различного химического строения, нанесенного на стекловолокно, значимо влияет на формируемую длину стекловолокна в исходных гранулах материала, прочностные свойства и усталостную выносливость СПА, а использование рубленного стекловолокна вместо стекловолокна обеспечивает получение материалов с более высокими на 10-20% характеристиками.

Исследованиями границы раздела стекловолокно-полиамид установлено, что красовой угол смачивания (определялся методом «покоящейся капли») в диапазоне температур от 240 до 280⁰С) стеклонаполнителя полимером в модифицированных СПА и время достижения равновесия меньше, чем в не модифицированном материале. Улучшение смачивания наполнителя расплавом полиамида в присутствии наиболее «эффетивных» модификаторов и замасливателей привело к заметному повышению адгезионного взаимодействия полиамида со стекловолокном и уменьшению количества пор на поверхности наполнителя.

В результате проведенных исследований были получены образцы модифицированных СПА, которые имеют в 6-10 раз более высокую устойчивость к ударно-циклическим нагрузкам по сравнению с исходными экструзионными стеклонаполненными полиамидами и в 1,5-2 раза превышают усталостную выносливость «длинноволокнистых» стеклонаполненных полиамидов.

Литература

1. Саморядов А.В., Сигейкин Г.И., Кацевман М.Л. Исследования усталостной выносливости стеклонаполненных полиамидов // Пластические массы. – 2013. - № 1. - С.19-23.
2. Саморядов А.В., Сигейкин Г.И. Влияние композиционного состава на усталостную выносливость стеклонаполненного полиамида // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. Сборник материалов VI международной конференции DFMN-2015. Г. Москва. 11-13 ноября 2015 г.» - М.: ИМЕТ РАН, 2015.- С. 677-679.

СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЗАИМОСВЯЗЕЙ МЕЖДУ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ КАЧЕСТВЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

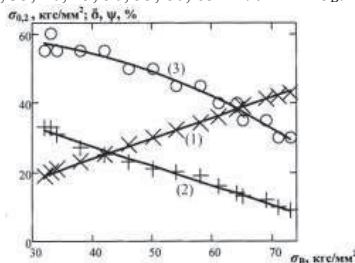
Сандомирский С.Г.

Беларусь, г. Минск, ОИМ НАН Беларуси, E-mail: sand@iaph.bas-net.by

Качественные углеродистые стали выплавляют кислородно-конверторным способом в мартеновских или электропечах с соблюдением строгих условий по составу шихты, ведению плавки и разливки. Эти стали являются наиболее распространенным в настоящее время конструкционными материалами для использования в строительных сварных конструкциях (стали 15, 20, 25 с низким содержанием углерода), для изготовления разных деталей машиностроения (среднеуглеродистые стали 30, 35, 40, 50) и деталей, работающих в условиях трения и вибраций (высокоуглеродистые стали 60, 65, 70, 75, 89, 85).

Механические свойства сталей: предел прочности σ_B (наибольшая нагрузка, предшествующая разрушению образца) и условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ (напряжение, вызывающую остаточную деформацию, равную 0,2%), определяют по диаграмме растяжения [1]. При испытаниях на растяжение определяют и характеристики пластичности: относительное удлинение δ и относительное сужение ψ [1]. Все указанные механические характеристики важны для расчета эксплуатационных свойств стальных изделий. Но в справочной литературе (например, [2]) для многих сталей приведен не весь комплекс характеристик, а лишь некоторые из них. Поэтому важно установить взаимосвязь между механическими характеристиками сталей заданного класса, если таковая существует.

Для определения связей между механическими свойствами качественных конструкционных углеродистых сталей воспользуемся данными [1, табл. 7]. В этой таблице механические свойства сталей приведены в зависимости от содержания в них углерода. На рисунке представлены зависимости $\sigma_{0,2}$, δ и ψ сталей 08, 10пк, 10, 15, 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60, 65 и 70 от их σ_B .



Зависимости $\sigma_{0,2}(x)$, δ (+) и ψ (o) качественных углеродистых сталей от их σ_B и линии (1) – (3) тренда.

Статистическая обработка представленных на рисунке зависимостей позволила получить следующие их линии тренда (где $\tau = 1 \text{ мм}^2/\text{кгс}$ – размерный множитель):

$$\sigma_{0,2} \approx 0,595 \cdot \sigma_B \quad (1)$$

$$\delta \approx 50 - 0,564 \cdot \tau \cdot \sigma_B \quad (2)$$

$$\psi \approx 55 + 0,39 \cdot \tau \cdot \sigma_B - 0,01015 \cdot (\tau \cdot \sigma_B)^2 \quad (3)$$

Достоверность аппроксимации R^2 (квадрат коэффициента R корреляции) табличных [1, табл. 7] данных составила для линий тренда (1) – (3) соответственно: 0,998; 0,982; 0,97.

Полученный результат позволяет практически точно прогнозировать величину механических характеристик качественных углеродистых сталей по результату измерения одной из них. Например, σ_B

стали 20 кп, пс после химико-термической обработки составляет 490 МПа, а $\sigma_{0,2} = 295$ МПа [2]. Расчетное по формуле (1) значение $\sigma_{0,2} \approx 293$ отличается от справочного значения менее чем на 1%.

Литература.

1. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. *Материаловедение: Учебник для машиностроительных вузов.* – 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение. 1980. – 493 с.
2. 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.

ПОДХОДЫ К ИССЛЕДОВАНИЮ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНЕВЫХ СПЛАВОВ (В95, В-1461) НА СИЛОВЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕССА ОБРАБОТКИ

Серебренникова А.Г., Куржий Д.Р.

Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ФГБОУ ВО "КнАГТУ"

В настоящее время в промышленности алюминий находят применение как конструкционный материал, обладающий низкой плотностью и достаточно высокими механическими свойствами. Из него изготавливается большое количество деталей, в том числе сложного профиля.

Сплавы на основе алюминия являются деформируемыми, т.е. получают методом прокатки, прессования,ковки и т.д. Алюминиевые сплавы характеризуются высокими тепло- и электропроводностью, хорошей коррозионной стойкостью, высокой технологической пластичностью, хорошей обрабатываемостью резанием и большим разнообразием механических, физических, антифрикционных свойств и др.

Для возможности сравнительного исследования влияния режимов резания алюминиевых сплавов на силовые характеристики процесса резания при точении, возьмем за основу высокопрочные алюминиевые сплавы В95очТ2 и В-1461.

В95 – это высокопрочный термоупрочняемый сплав алюминия с цинком, магнием и медью (Al-Zn-Mg-Cu). Это самый прочный из наиболее известных сплавов алюминия. Он применяется для высоконагруженных конструкций, работающих под большим давлением на сжатие. Сплав обладает высокой твердостью и прочностью в виду образования твердых кристаллических образований в нём.

Являясь самым прочным из существующих алюминиевых деформируемых сплавов, алюминий марки В95, несмотря на изначальную пластичность основного элемента – Al, отлично подходит для использования в составе материалов высоконагруженных конструкций, которые работают на сжатие. Такой прочности удастся достичь благодаря технологии термоупрочнения сплава алюминия, куда добавляется магний, цинк и медь.

Высокопрочный сплав алюминия В95 хорошо обрабатывается резанием.

Одной из важнейших задач, стоящих сегодня перед авиационной отраслью, является повышение весовой эффективности техники, ее прочности и ресурса. Она может быть решена благодаря разработке и внедрению сверхлегких высокопрочных материалов.

Для обеспечения возрастающих требований к надежности, ресурсу и весовой эффективности конструкций происходит постоянное совершенствование композиций алюминиевых сплавов по легирующим элементам и примесям, технологических процессов и параметров производства, осуществляется поиск новых режимов термической и термомеханической обработок полуфабрикатов для получения необходимого и сбалансированного комплекса механических, коррозионных и технологических характеристик.

Последним важнейшим достижением является внедрение отечественного высокопрочного алюминий-литиевого сплава В-1461. Высокопрочные алюминий-литиевые сплавы марки В-1461 могут применяться взамен В95очТ2 для силового внутреннего набора планера. Они обладают улучшенным комплексом прочностных, ресурсных характеристик и исключительной коррозионной стойкостью, подтвержденной лабораторными и длительными натурными климатическими испытаниями.

Высокопрочный, коррозионностойкий, свариваемый сплав пониженной плотности В-1461 (2,63 г/см³) разработан на базе Al-Cu-Li-Zn. Удельная прочность различных полуфабрикатов из сплава В-1461 составляет 21,3-21,8 км. Применение сплава В-1461 может обеспечить снижение веса конструкции на 8-15%.

Плотность высокопрочного коррозионностойкого сплава нового поколения В-1461 системы Al-Cu-Li, ниже плотности В95очТ2 на 8%, а характеристики прочности выше на 10-15 %.

Алюминиевые сплавы обладают малой твердостью, более низким временным сопротивлением и лучшей теплопроводностью, что позволяет значительно повышать скорость резания и подачу. Однако

выбор оптимальных условий обработки затруднен из-за совместного действия целого ряда факторов. Высокая вязкость ряда алюминиевых сплавов интенсифицирует налипание частиц на рабочие поверхности режущего инструмента. Это затрудняет стружкоотвод, может вызвать пакетирование стружки в канавках инструмента и образование задиры на обработанной поверхности. При нагревании алюминий сильно расширяется. Это препятствует достижению высокой точности обработки.

Между уровнем сил резания и механических свойств алюминиевых сплавов нет отчетливой зависимости. Очевидно, последние оказывают сложное совокупное влияние на сопротивление металла пластическому деформированию при образовании стружки и на ее трение о переднюю поверхность инструмента. В целом при повышении прочности сплавов уровень сил резания увеличивается. Связь между силами резания и характером микроструктуры алюминиевых сплавов следующая: сила резания выше при обработке сплавов с равномерной структурой, когда содержание твердого раствора кремния в алюминии преобладает над содержанием эвтектики; если частицы эвтектики имеют более грубую пластинчатую форму, силы резания меньше.

Обрабатываемость алюминиевых сплавов можно значительно улучшить за счет применения оптимальных геометрических и конструктивных параметров инструментов, тщательной доводки их режущих кромок и правильного выбора технологической среды. Необходимо конструктивно обеспечить свободное размещение стружки в канавках инструмента. Они должны иметь гладкие поверхности с плавными переходами, что уменьшает возможность налипания на них стружки.

Использование технологических сред наиболее эффективно при чистовой обработке, когда лимитирующим показателем обрабатываемости является шероховатость обработанной поверхности. Выше отмечалось, что резание алюминиевых сплавов сопровождается интенсивным наростообразованием. Поэтому для снижения шероховатости необходимо работать вне зоны нароста либо применять эффективные СОТС.

Обработка алюминия характеризуется высокой скоростью при равной стойкости инструмента. Вследствие высокого коэффициента трения между алюминием и сталью при низких скоростях резания, даже при соблюдении рекомендуемых углов резания, на режущей кромке инструмента может образоваться нарост, который, помимо всего прочего, значительно ухудшает качество поверхности. Поэтому алюминий должен обрабатываться резанием со скоростями не ниже 90 м/мин.

Высокая скорость резания, большой передний угол и гладкая передняя грань препятствуют в совокупности с действием смазки и охлаждения (при остром инструменте) образованию нароста, из-за которого может получаться неровная, с задирами поверхность обработки.

Материал для режущего инструмента определяют, исходя из конкретных условий резания. Для обработки резанием алюминия используют преимущественно быстрорежущие (БРС) и твердые сплавы (ТС), а наряду с ними для тонкой обработки – и алмазы.

При назначении элементов режима резания учитывают характер обработки, тип и размеры инструмента, материал его режущей части, материал и состояние заготовки, тип и состояние оборудования. Элементы режима резания обычно устанавливают в порядке, указанном ниже.

Режимы резания при точении характеризуются скоростью резания, подачей и глубиной резания.

Скорость резания – это скорость рассматриваемой точки заготовки в главном движении резания, т. е. в вращательном движении заготовки. Скорость резания обозначается V и измеряется в м/мин.

Подача – это величина перемещения резца за один оборот обрабатываемой заготовки; она обозначается буквой S и выражается в миллиметрах за один оборот (мм/об) заготовки (шпинделя).

Глубина резания – это толщина снимаемого за один рабочий ход (проход) слоя металла, измеряемая перпендикулярно к поверхности обрабатываемой заготовки. Глубина резания обозначается буквой t , измеряется в миллиметрах (мм).

Определение режимов обработки для высокопрочных алюминиевых сплавов В95счТ2 и В-1461 с использованием специальных справочных таблиц:

Глубина резания t при чистовом точении назначается исходя из заданных параметров шероховатости поверхности $Ra = 3,2$ мкм ($t = 0,5 \dots 2,0$ мм);

Подача при чистовом точении и исходя из заданной шероховатости поверхности и диаметра обрабатываемой детали $\varnothing 35$ мм равна $0,15$ мм/об;

Количество оборотов исходя из заданной шероховатости поверхности и диаметра обрабатываемой детали $\varnothing 35$ мм равно 2000 об/мин;

Скорость резания определяется по формуле:

$$V = \frac{\pi \cdot d \cdot n}{1000}, \quad (1)$$

$$V = \frac{3.14 \cdot 35 \cdot 2000}{1000} = 220 \text{ м/мин.}$$

Марка инструментального материала ВК8, проходной резец.

Задав оптимальные режимы резания, марку инструментального материала, можно провести исследования силовых характеристик в процессе резания с целью сравнения динамики сил при точении сплавов систем Al-Zn-Mg-Cu и Al-Cu-Li.

Список использованных источников:

1. Хохлатова, Л.Б., Колобнев, Н.И., Оглодков, М.С., Михайлов Е.Д. *Алюминийлитиевые сплавы для самолетостроения: «Металлург»*, издание №5, 2012 г, С. 31-36.
2. Бёзязычный, В.Ф., Аверьянов И.Н., Кордюков А.В. *«Расчет режимов резания»*, учебное пособие, 2009 г, С. 33-53.
3. Луц, А.Р., Сулина, А.А. *«Алюминий и его сплавы»*, учебное пособие, 2013 г, С. 19-34.
4. *Машиностроение. Всё о машиностроении [Электронный ресурс]* http://dlja-mashinostroitelja.info/2011/02/instrumenty_dlya_tokarnoi_obrabotki/.
5. Корягин, С.И., Пименов, И.В., Худяков, В.К. *«Способы обработки материалов»*. Учебное пособие, 2000 г, С. 178-188.

СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВ МАГНИЕВОГО СПЛАВА МА2-1ПЧ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПОДВЕРГНУТЫХ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Серебряный В.Н., Харьковская М.А., Лукьянова Е.А., Карелин Ф.Р., Севостьянов М.А.

Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

E-mail: yns@imet.ac.ru, markharkova@gmail.com, helenelukyanova@gmail.com, karelinfr@yandex.ru, cmakp@mail.ru

Исследовали текстуру, структуру и параметры механические свойства листов магниевого сплава МА2–1пч, полученных горячим прямым прессованием и равноканальным угловым прессованием (РКУП) по маршруту Вс за 4 прохода при температуре 245°С, отжигом при 375°С в течение 1 часа (схема №1) и только горячим прямым прессованием (схема №2) и последующей для обеих схем тепловой прокаткой при 300°С с суммарными деформациями 68% и промежуточным отжигом. После теплой прокатки по схеме №1 микроструктура листов сплава преимущественно равноосная со средним размером зерна 7,9 мкм, в более половины зерен (56%) видны следы двойников. Интенсивное двойникование приводит к заметной фрагментации зеренной структуры. Текстура листов сплава - острая базисная с максимальной ориентационной плотностью ≈ 20,1. После тепловой прокатки по схеме №2 микроструктура листов сплава близка к микроструктуре после схемы №1, однако средний размер зерна меньше и составляет 6,2 мкм, а доля зерен с двойниками больше (58%), чем после схемы №1. Текстура листов после схемы №2 также острая базисная (максимальная ориентационная плотность составляет 20,6). Однако, в процессе одноосного растяжения в листах, полученных по схеме №1, появляются призматические компоненты текстуры. Аналогичный эффект отсутствует при растяжении листов, полученных по схеме №2. Механические свойства листов сплава, полученные по схемам №1 и №2 и определенные после испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре, приведены в Таблице.

Таблица. Механические свойства листов сплава, полученных по схемам №1 и №2.

№ схемы	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1	154	275	22,3
2	132	265	11,6

Видно, что механические свойства ($\sigma_{0.2}$, σ_B и δ) листов, полученных по схеме 1 превышают аналогичные параметры, полученные по схеме 2.

Выявленное одновременное повышение прочностных и пластических свойств в листах сплава связывают с изменениями структуры и текстуры в процессах РКУП, отжигов, тепловой прокатки и одноосного растяжения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 15-03-02829-а).

О ПРОЧНОСТИ ОДНООСНО ОРИЕНТИРОВАННЫХ ЖЕСТКОЦЕПНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ СИСТЕМ ПРИ СЖАТИИ ВДОЛЬ ЭТОЙ ОСИ

Сидоров О.В.

Россия, г. Москва, РЭУ им. Г. В. Плеханова, E-mail:sid_ov@mail.ru

Высокоориентированные полимеры могут находиться в паракристаллическом состоянии, что наблюдается в одноосно вытянутых пленках и волокнах. В таком состоянии при сжатии вдоль оси ориентации в них при потере прочности материала в целом образуются нанопереходы (рис.1), которые аналогичны линиям скольжения в трехмерных неорганических кристаллах.

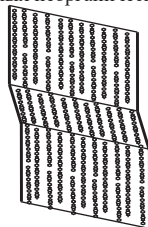


Рис. 1. Нанопереход в волокне с вытянутыми вдоль оси жесткоцепными полимерными макромолекулами.

В докладе рассматривается механизм образования нанопереходов, сравниваются линии скольжения и нанопереходы, обсуждаются свойства и перспективные направления применения последних [1,2].

При квазистатическом чистом осевом сжатии сначала образуется лишь один нанопереход в одноосноориентированных полимерах. При этом такие нанопереходы характеризуются по данным оптической и электронной микроскопии, рефрактометрии и ИК-спектроскопии определенными значениями угла наклона осей полимерных цепей в них к границе полосы сброса ($20^\circ \div 70^\circ$), угла наклона самой полосы к оси образца ($40^\circ \div 50^\circ$), толщины наноперехода ($40 \div 130$ нм) и средней длины макромолекул в полосе (10-100 нм) для конкретного полимера или сополимера. Особенно важен процесс образования нанопереходов в высокомолекулярных волокнах с предельной ориентацией, которая может быть достигнута только в таких волокнах. В них такие нанопереходы обладают постоянными упругими свойствами, отличными от упругих свойств самих волокон. При осевом сжатии таких высокоориентированных волокон по диаграмме сжатия были определены модули упругости высокомолекулярных волокон при сжатии, напряжение начала образования наноперехода, работа при его образовании и его упругие свойства при растяжении и сжатии. В результате исследования было установлено, что при растяжении такой нанопереход почти полностью исчезает, если преодолевается механический порог, а при повторном сжатии она вновь образуется при напряжении, почти на 10 % меньше, чем при первоначальном образовании этой полосы. Возможно, это часть работы, которая пошла на преодоление межфибриллярных взаимодействий, т.е. на частичное расслоение надмолекулярной структуры полимера. На краях полосы сброса толщиной нескольких нанометров молекулярные цепи изгибаются, что для жесткоцепных полимеров говорит о том, что они находятся в напряженном состоянии.

Так, образование нанопереходов и их геометрические параметры связаны с наличием концевых дефектов, обусловленных конечной длиной макромолекул, и их расположением в пространстве. При этом толщина наноперехода может составлять приблизительно половину длины макромолекулы $40 \div 130$ нм, а угол наклона к оси ориентации может варьироваться в зависимости от приложенной силы и составлять до $40 \div 60^\circ$.

Теоретический анализ показывает, что на микроскопическом уровне и причиной появления нанопереходов является потеря устойчивости макромолекул вблизи концевых дефектов и как следствие потеря устойчивости материала в целом на макроуровне. Проведенные экспериментальные исследования хорошо согласуются с теоретическими выводами.

Список литературы

1. O.V. Sidorov, Proceedings of International Workshop on Micro Robots, Micro Machines and Systems (RAS, IPM, Russia, 24-25 November, 1999).
2. Сидоров О.В., Мерзликин В.Г., Бурланков С.П. О механических свойствах углеродных наностержней и нановолокон из графенов при продольном растяжении и сжатии. Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2016. Выпуск: №3 (108). С. 119 – 124.

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ НИХРОМОВ И ИХ СВОЙСТВА

Солнцев В.П., Скороход В.В., Назаренко В.А., Петраш К.Н., Бродниковский Н.П., Луговой Ю.Ф., Солнцева Т.А.
Украина, г. Киев, ИИМ НАН Украины, E-mail: SolntcevVP@gmail.com

Последние достижения экспериментального и теоретического изучения кинетики гетерогенных процессов в порошковых реагирующих системах позволило существенно продвинуться в решении проблемы создания самоорганизующихся материалов, в технологии реакционного спекания и синтеза неорганических соединений [1,2]. Дальнейшее развитие неформальной кинетики гетерогенных процессов, несомненно, является ключом к созданию новых управляемых неравновесных технологий и нового поколения материалов, а также разработок основ прогнозирования поведения их в экстремальных условиях эксплуатации. Решение проблемы технологической наследственности в отношении свойств конечного порошкового продукта, получаемого по той или иной технологии, также связано с разработкой физико-химических основ гетерогенной кинетики.

В работе предложены два новых технологических аспекта, включающих введение в нанодисперсном состоянии дисперсноупрочняющих добавок, оксидов редкоземельных металлов, например оксида иттрия или лантана, что позволит увеличить высокотемпературную прочность при сохранении высокой технологической пластичности. Другой технологический аспект связан с разработкой методов реакционного спекания, позволяющего эффективно использовать влияние необратимых процессов реакционного взаимодействия на консолидацию порошкового материала [3], а также формирование структуры и новых свойств. Так, при использовании такого метода получен материал на основе нихрома, характеристики пластичности которого практически в два раза выше аналога материала полученного по традиционной металлургической технологии. На основе технологии реакционного спекания получены дисперсно-упрочненные сплавы, которые в технологическом процессе полностью теряют наследование структурных дефектов, свойственную большинству порошковых материалов. Изучались технологические и механические свойства нихрома с различным содержанием алюминия и оксида иттрия. Оксид иттрия вводился в нанодисперсном состоянии, вследствие чего наблюдалось существенное увеличение жаропрочности материала, а также возможные изменения в характере технологической обработки сплава.

Увеличение более 1% содержания оксида иттрия позволило существенно повысить предел прочности до 56 МПа при температуре 1200⁰С и сохранении достаточно высокой пластичности в области комнатных температурах. Удлинение при разрыве составило не менее 15 %. Температура рекристаллизации после деформационного упрочнения составляет 0,9 от температуры плавления сплава. Поэтому применение высокотемпературной термомеханической обработки, как правило, неэффективно с целью достижения максимальных степеней деформации. При холодной прокатке наблюдается максимальная степень упрочнения, твердость по Роквеллу, шкала С достигает 44 ед. Ограниченный предел выносливости исследованного материала на базе испытаний $N = 10^7$ циклов составляет не менее 570 МПа, что значительно превышает требуемую величину $0,4 \sigma_s = 400$ МПа.

Понимание динамики взаимодействия позволило сформулировать основные принципы формирования плотной пленки оксидов на металлической поверхности. Это дало возможность разработать научные основы выбора состава и целенаправленного легирования существенно большего количества металлических сплавов не только на основе традиционных жаростойких металлов (никеля, кобальта, хрома железа), но и разработать новые сплавы на основе жаропрочных металлов жаростойкость которых весьма мала: титана, ниобия и тантала.

Список литературы

1. Солнцев В.П. Термохимическая кинетика гетерогенных процессов в порошковых системах различной физико-химической природы / В. П. Солнцев, В. В. Скороход, Т. А. Солнцева // Космический вызов 21 века. Химическая и радиационная физика. Под ред. Ассовского И.Г.- М:ТОРУС ПРЕСС, 2011.- Т.4. – С.170-174
2. Солнцев В.П. Термокинетическая модель и механизм реакционного взаимодействия, инициированного перитектическим плавлением /В.П.Солнцев, В.В.Скороход // Доп. НАНУ - 2009 - №11 - С. 91-97.
3. Солнцев В.П. Коллективные процессы при реакционном спекании с участием жидкой фазы / В.П. Солнцев, В.В. Скороход, Т.А. Солнцева. // Порошковая металлургия 2010.- №3/4.- С. 22 - 29.

СВОЙСТВА ЭПОКСИПОЛИСУЛЬФОНОВЫХ МАТРИЦ И АРМИРОВАННЫХ ПЛАСТИКОВ НА ИХ ОСНОВЕ В УСЛОВИЯХ НИЗКОСКОРОСТНОГО УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

¹Солодилов В.И., ¹Корохин Р.А., ¹Горбаткина Ю.А., ¹Куперман А.М., ²Шапагин А.В., ³Бамборин М.Ю., ³Савин В.Н.

¹ Россия, г. Москва, ИХФ РАН, E-mail:vital-yo@yandex.ru

² Россия, г. Москва, ИФХЭ РАН, E-mail:shapagin@mail.ru

³Россия, г. Москва, АО «НИИГрафит», E-mail:bamborin_m@hotmail.com

Повреждение армированных пластиков при низкоскоростных ударных воздействиях может привести к нарушению структуры материала (видимому или скрытому) и, как следствие, к значительному снижению их прочности, или даже к полному разрушению изделия. Один из путей увеличения ударостойкости армированных пластиков – подбор матриц с высокими диссипативными свойствами. Часто для этих целей используются смеси реактопласт – термопласт.

В данной работе исследованы структура и свойства эпоксидных матриц, модифицированных полисульфоном, и стекло- (СП), органо- (ОП) и углепластиков (УП) на их основе в условиях низкоскоростного удара.

В качестве связующего использовали эпоксидную смолу ЭД-20, в которую вводили от 5 до 20 мас. % полисульфона ПСК-1. Смесевые композиции отверждали триэтаноламинотитанатом (ТЭАТ) (8ч.- 160°C) или диаминодифенилсульфоном (ДАДФС) (6ч.- 180°C).

Из отвержденных связующих получали образцы прямоугольного сечения для измерения энергии разрушения E_F^M и прочности σ при изгибе по трехточечной схеме при скорости нагружения 4 м/с. Однонаправленные СП, ОП и УП изготавливали намоткой или прессованием. Кольцевые образцы намоточных композитов разрезали на сегменты для испытаний на сдвиг (методом изгиба короткой балки) при скорости нагружения 4 и 5,4 м/с. Остаточную прочность определяли на плоских образцах СП, полученных прессованием, при четырехточечном изгибе. Для нанесения на образцы повреждений использовали стальной шарик, по которому наносился удар со скоростью от 1,2 до 4 м/с (с энергией от 2 до 19 Дж). Во всех опытах записывались осциллограммы ударного импульса $F - t$. Структуру матриц исследовали на сканирующем электронном микроскопе Philips SEM – 500, оборудованном рентгеноспектральным микроанализатором с энергодисперсионным детектором KEVEX RAY.

Установлено, что:

Модифицирование эпоксидных матриц термопластичными полимерами заметно повышает их устойчивость к динамическим воздействиям, однако существенного прироста энергии E_F^M удается достичь только при концентрации ПСК-1 $C \geq 20$ мас. %.

Эффективность модифицирования зависит от природы отвердителя. При использовании ТЭАТ рост энергии разрушения составляет 20%; при отверждении ДАДФС достигает 90%.

При ударном нагружении эпоксиполисульфоновых армированных пластиков введение в матрицу 5 – 10 мас. % ПСК-1 практически не изменяет значений E_F^{KM} . Для обоих отвердителей рост энергии разрушения композитов (на 20-30 %) достигается лишь при добавлении в матрицу более 20% ПСК-1.

Энергия E_F^{KM} существенно зависит от стойкости матрицы к удару, которая, в свою очередь, определяется типом структуры, формирующейся в процессе отверждения эпоксиполисульфоновой композиции.

Из корреляционных кривых $E_F^{KM} - E_F^M$ следует, что увеличение энергии разрушения матрицы приводит к росту энергии разрушения СП, ОП и УП.

Остаточная прочность СП при скоростях нанесения удара 1,2 – 2,4 м/с остается на уровне прочности исходного материала; при скорости удара 4 м/с снижение прочности при изгибе составляет 20 - 30%. Следует отметить, что в условиях жесткого удара (повреждение наносится на образец, лежащий на сплошной подложке) увеличения остаточной прочности при введении термопластов не наблюдается.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ОБЛУЧЕННЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ИХ ПЛАСТИЧНОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ

Сорокин А.А., Марголин Б.З.

Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», E-mail: margolinbz@yandex.ru

К настоящему времени получен большой массив экспериментальных данных по механическим свойствам сильнооблученных аустенитных сталей, в частности по пластичности и трещиностойкости материала. Полученные данные говорят о незначительном снижении пластичности материала, характеризуемой относительным сужением в момент разрушения (Z). Так при разрушении гладких цилиндрических образцов критическая деформация $\epsilon_f^{\text{uniaxial}} = -\ln(1-Z)$ снижается на 40% при повреждающей дозе 25 сна. При дальнейшем увеличении повреждающей дозы, снижение ϵ_f практически не происходит.

В отличие от незначительного падения ϵ_f , трещиностойкость аустенитных сталей очень резко снижается под влиянием облучения. Так при повреждающей дозе нейтронного облучения 15-20 сна в области вязкого разрушения критическое значение J -интеграла J_c снижается в 5-6 раз по сравнению с материалом в исходном состоянии.

Подобное поведение материалов может быть вызвано сильным влиянием жесткости напряженного состояния на снижение критической деформации под облучением. Существующие модели вязкого разрушения не позволяют описать такое влияние. Например, при вязком разрушении трещиностойкость связана с пластичностью зависимостью вида:

$$J_c = \eta \cdot \sigma_Y \cdot \Gamma_f \cdot \epsilon_f^{\text{crack}}, \quad (1)$$

где J_c – критическое значение J -интеграла, σ_Y – предел текучести материала, Γ_f – характеристический размер зоны процесса, $\epsilon_f^{\text{crack}}$ – критическая деформация в вершине трещины, определенная с учетом характерной для трещины жесткости напряженного состояния, η – некоторый численный коэффициент.

Предположим, что жесткость напряженного состояния не влияет на зависимость $\epsilon_f(D)$. Тогда можно записать, что $\epsilon_f^{\text{crack}} = \text{const} \cdot \epsilon_f^{\text{uniaxial}}$. Учитывая, что при дозе 25 сна, $\epsilon_f^{\text{uniaxial}}$ снижается на 40%, а σ_Y увеличивается более чем в 3 раза, получим, что J_c согласно (1) увеличивается более чем в 1,5 раза. Реальное значение J_c снижается при этом более чем в 5 раз. Это подтверждает предположение о сильном влиянии жесткости напряженного состояния на темп снижения пластичности под облучением.

Помимо этого, снижение пластичности и трещиностойкости материала под облучением значительно усиливается вследствие радиационного набухания, приводящего к образованию вакансионной пористости.

Авторами разработана модель вязкого разрушения, позволяющая адекватно описать влияние облучения на пластичность материала при различной трехосности напряженного состояния с учетом радиационного набухания. Это дает возможность как оценивать пластичность сильнооблученных аустенитных сталей, так и прогнозировать трещиностойкость на основании испытаний малоразмерных образцов на одноосное растяжение.

В докладе представлены основные положения разработанной модели и сравнение спрогнозированных и экспериментальных значений пластичности и трещиностойкости облученной аустенитной стали при наличии и отсутствии набухания.

КИНЕТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ РЕБЕР ДВОЙНИКОВЫХ НЕКОГЕРЕНТНЫХ ГРАНИЦ

Сурсаева В.Г.

Россия, г. Черноозовка, ИФТТ РАН, E-mail: sursaeva@issp.ac.ru

Границы зёрен могут быть гладкими или состоящими из гладких участков, в месте встречи которых производная функции, которая описывает форму границы, терпит разрыв. Граница между гладкими участками представляет из себя линейный дефект, который называется ребром. Гладкие участки границы могут быть криволинейными или плоскими. Плоские участки границы называются фасетками. Как правило поверхностная энергия фасеток ниже поверхностной энергии криволинейной поверхности, что и приводит к фасетированию. Показано, что рост и исчезновение фасеток при движении границ зависит как

от термодинамических причин (поверхностной энергии), так и от кинетических факторов – подвижностей фасеток. В работах по изучению подвижности индивидуальных границ зёрен использовались изготовленные по разработанной нами методике плоские бикристаллы цинка с наперёд заданной кристаллогеометрией границ зёрен в форме полупетли. Это обеспечивало постоянные параметры миграции при стационарном движении.



Постоянная движущая сила позволяла вычислять подвижность измеряя скорость перемещения полупетли, а неизменная форма полупетли давала возможность изучать зависимость подвижности от геометрических параметров границы- угла и оси разориентации и ориентации границы в пространстве. Однако точность получения заданных кристаллогеометрических параметров поддерживалась в пределах экспериментальной ошибки. В природе существуют естественные объекты такой конфигурации- двойники деформации, например, в цинке. При определённой схеме приложения точечной нагрузки в плоских $[11\bar{2}0]$ монокристаллах цинка толщиной 1 мм можно создать двойники в виде плоских пластин, перпендикулярных плоскости $(11\bar{2}0)$, которые на плоской части образцов выглядят как полупетли. Нами были получены такие двойниковые пластины различной толщины от 9 микрон до 100 микрон. Преимущество таких объектов заключается в том, что двойникование проходит по строго определённым плоскостям. Поэтому мы всегда уверены, что воспроизводим одинаковые границы и можем сравнивать результаты, полученные при их движении. Особенно это важно при исследовании влияния фасеток и рёбер на движение некогерентной двойниковой границы. Существование зернограницных рёбер и их влияние на движение некогерентной двойниковой границы наблюдалось экспериментально в широком температурном интервале 310-410С. Форма движущейся границы в температурном интервале 320- 380С – плоская фасетка под углом 84 градуса к когерентной границе. В температурном интервале 380-410 наряду с фасеткой под углом 84 градуса к когерентной границе появляется ребро, которое на поверхности образца выглядит как излом на линии под углом 135 градусов. На рисунке стрелкой показано зернограницное ребро на некогерентной двойниковой границе. Установлено, что движение зернограницной системы с ребром активационное. Значение энthalпии активации находится между значениями энthalпии активации объёмной и зернограницной диффузии. Тормозящее влияние зернограницного ребра на движение границы характеризуется низким значением параметра торможения $0.4\div 1.1$. Это означает, что миграция зернограницной системы в нашем эксперименте управляется ребром с фасетированными сегментами.

Автор благодарит РФФИ за финансовую поддержку направления исследований в рамках программы № 16 03 00248

ФОН ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В НАНОКОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Сыщиков А.А., Кульков В.Г.

Россия, г. Волжский, Филиал «НИУ «МЭИ» в г. Волжском, E-mail: alexsyshchikov@yandex.ru

В работе [1] было показано, что зависимость фона внутреннего трения от температуры описывается формулой:

$$Q_0^{-1} = \frac{\pi^4 9 \beta^2 C_{об} \Omega^2 \delta G}{32 k T L} F(Z), \quad F(Z) = \frac{1}{Z \Sigma_0} \sum_{m,l} \frac{m^2 + l^2}{m^2 l^2 ((m^2 + l^2)^2 + Z^2)}. \quad (1)$$

Обозначения приведены в той же работе. Так же в работе [1] развита модель процесса и показано, что энергия активации внутреннего трения изменяется от одного постоянного значения до другого в очень

узкой температурной области. Более высокое значение соответствует повышенным температурам. Положение этой области определяется размерами включений второй фазы и протяженностью межфазных границ. Более точная модель должна учитывать такие факторы как наличие текстуры (если есть) в направлении протяженных включений в матрице и соответствующее бимодальное распределение протяженностей границ фаз в разных направлениях; различие коэффициентов самодиффузии вакансий, принадлежащих приграничным областям двух контактирующих вдоль границ фаз; возможность учета тепловых вакансий в границах наряду с геометрически необходимыми структурными вакансиями, изменение энергии активации самодиффузии при структурной перестройке границы.

Эти факторы в общем случае приводят к тому, что с каждым из них связаны дополнительные точки излома в зависимости $\ln Q^{-1} - T^{-1}$, между которыми расположены прямолинейные участки в описанных зависимостях, как это представлено на рисунке. Каждая точка излома связана со сменой величины энергии активации основного процесса, контролирующего величину фона внутреннего трения.

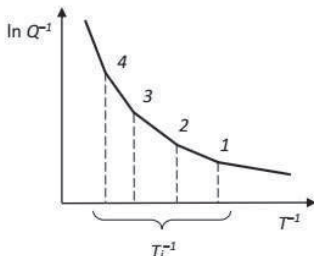


Рисунок – Зависимость внутреннего трения от обратной температуры в полулогарифмических координатах

Таким образом, описанный в работе [1] излом на таком графике при более низких температурах, определявшийся геометрическими размерами включений в нанокompозите, не является единственным.

Литература

Дешевых В.В., Кульков В.Г., Коротков Л.Н., Тарасов Д.П. Высокотемпературный фон внутреннего трения в нанокompозиционном материале // Композиты и наноструктуры. – 2012 – №2 – С. 24–34.

Лариов Л.И., Исаичев В.И. Диффузия в металлах и сплавах. Справочник – Киев.: Наукова-думка, 1989. – 510 с.

Новиков И. И., Розин К.М. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки. М.: Металлургия, 1990. – 336 с.

Чувильдеев В.Н. Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 304 с.

К ПРОБЛЕМЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ПОКРЫТИЯМИ

^{1,2}Телятников И.С., ²Колесников М.Н.

¹Россия, г. Ростов-на-Дону, ФГБН ЮНЦ РАН

²Россия, г. Краснодар, ФГБОУ ВО "КубГУ"

Динамические задачи взаимодействия для покрытий с деформируемым основанием имеют многочисленные приложения в материаловедении, машиностроении и строительстве при использовании композиционных тонкостенных конструкций, а также в сейсмологии и других областях. Изучение их привлекает внимание многих исследователей своей сложностью с экспериментальной и математической точек зрения и актуальностью, при этом разнообразие моделей покрытий, используемых для расчета материалов в технике и строительстве, достаточно широко: стрингеры, накладки, пластины и т.д.

Общая закономерность исследования задач для пластин и оболочек – сведение трехмерных задач теории упругости к двумерным уравнениям, в качестве модели покрытия обычно рассматривается деформируемая пластина, имеющая усредненные по толщине параметры. В работе рассматривается задача о гармонических колебаниях двух протяженных граничащих вдоль прямой пластин, жестко сцепленных с упругодеформируемой подложкой. Предлагается модификация метода собственных функций с использованием метода блочного элемента применительно к построению решения пространственных задач об установившихся колебаниях разнотипных контактирующих вдоль

прямолинейного разлома пластин с усредненными по толщине параметрами на поверхности упругого основания, а также задач, описывающих их статическое взаимодействие.

В принятой модели плоскость x_1Ox_2 совпадает со срединной поверхностью покрытия. Смещения пластин удовлетворяют двумерным дифференциальным уравнениям с частными производными в соответствующих полуплоскостях [1]

$$\mathbf{R}_j \mathbf{u}_j - \mathbf{E} \mathbf{g}_j = \mathbf{b}_j, \text{ для } j=1, x_1 > 0, \text{ для } j=2, x_1 < 0, -\infty < x_2 < +\infty.$$

Здесь $\mathbf{u}_j = \{u_{1j}, u_{2j}, u_{3j}\}$, $j=1, 2$ – векторы перемещений точек пластины, $\mathbf{g}_j = \{g_{1j}, g_{2j}, g_{3j}\}$ – векторы контактных напряжений, действующих на нижние границы пластин со стороны подложки, элементы матричного дифференциального оператора \mathbf{R}_j и диагональной матрицы \mathbf{E}_j зависят от физико-механических характеристик пластин: модуля Юнга, коэффициент Пуассона, плотности, толщины, – и частоты колебаний для случая установившегося процесса. Вектора \mathbf{b}_j описывают воздействия на верхние поверхности пластин покрытия.

Для упругой подложки задаются интегральные соотношения между перемещениями и напряжениями на ее поверхности, получаемые из решения граничной задачи об установившихся колебаниях упругого основания, описываемых уравнениями Ляме. Предполагается, что пластины жестко сцеплены с подложкой, т.е. задаются условия непрерывности перемещений и напряжений на границе покрытие/подложка. В области стыковки пластин могут быть поставлены различные краевые условия. В качестве условий излучения используется принцип предельного поглощения.

Применение к уравнениям для смещений пластин преобразования Фурье по переменной x_2 , приводит к системе обыкновенных дифференциальных уравнений, решение которой в совокупности с функциональными соотношениями для подложки и условиями ее сопряжения с покрытием позволяет построить систему функциональных уравнений относительно трансформант Фурье амплитуд контактных напряжений между покрытием и подложкой \mathbf{G}_j , решаемую методом Винера – Хофа. Предложены алгоритмы построения систем для нахождения неизвестных значений Фурье-образов \mathbf{G}_j , а также их производных по α_j для статического случая, в нулях $\det \mathbf{R}_j(-i\alpha, -i\alpha_2)$, входящих в уравнения Винера – Хофа.

Подход к построению модели многослойных протяженных пластин с учетом особенностей перехода от трехмерной теории упругости к двумерной для пластин и оболочек приводит к модели однослойной пластины с приведенными механическими характеристиками. Задачи для таких пластин на упругом основании могут быть решены по той же схеме, что и задачи для однородных, в соответствии с рассматриваемым режимом (установившийся или статический).

Полученные результаты способствуют дальнейшему совершенствованию математических методов изучения напряженно-деформированного состояния сред сложной структуры и могут найти приложения в инженерной практике, где использование материалов с покрытиями, в том числе разнотипными, для изготовления рабочих частей элементов конструкций и деталей машин позволяет улучшить их эксплуатационные характеристики.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-31-00067 мол_а.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ОТПУСКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП СТАЛИ

¹Терентьев В.Ф., ²Матюнин В.М., Ашмарин А.А.¹, Слизов А.К.¹, ¹Титов Д.Д., ¹Марченков А.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ», E-mail:fatig@mail.ru

Исследовали влияние отпуска (вакуум) в интервале температур 400⁰С - 700⁰С на механические свойства холоднокатанной ленты толщиной 0,3 мм из высокопрочной аустенитно – мартенситной трип-стали ВНС9-III (23X15H5AM3-III). Химический состав стали ВНС 9-III, % (мас.): 0,20-0,25 С; 14,5-16,0 Cr; 4,8-5,8 Ni; 2,7-3,2 Mo; Mn ≤1,0; Si ≤0,6; 0,03-0,07 N; S ≤0,01; P≤0,015; Fe-основа. Лента получена холодной прокаткой горячекатаного подката за несколько переходов с промежуточной термической обработкой. Структура стали в исходном состоянии представляет собой мартенсит деформации и метастабильный нагартованный аустенит (по данным рентгенофазового анализа 62% мартенсита и 38% аустенита). Испытания на статическое растяжение плоских образцов (размер рабочей части 0,3x7x20 мм) осуществляли при комнатной температуре на машине Instron 3382 со скоростью от 1 мм/мин.

В исходном состоянии материал имел следующие механические свойства: предел прочности $\sigma_b = 1714$ МПа, условный предел текучести $\sigma_{0,2} = 1209$ МПа, относительное удлинение $\delta = 20,6\%$. Изменение вида кривой растяжения образцов из стали ВНС9-Ш в зависимости температуры отпуска представлено на рис. 1. На кривой растяжения образцов в исходном состоянии отсутствует четко выраженный физический предел текучести, хотя наклон кривой на стадии деформационного упрочнения после деформации $\sim 2\%$ изменяется. Также на этой стадии наблюдается зубчатость, характерная для трип - сталей, которая свидетельствует о дополнительном образовании мартенсита деформации. Окончательное разрушение происходит практически при достижении максимального напряжения без сужения поперечного сечения (рис. 1, а). Отпуск при 400°C приводит к появлению на кривой растяжения четко выраженной протяженной ($\sim 7,5\%$) площадки текучести (рис. 1, б). После отпуска при 700°C кривая растяжения приобретает вид типичной кривой, характерной для аустенитных сталей: без площадки текучести и с образованием сужения поперечного сечения. Судя по характеру этой кривой на стадии деформационного упрочнения и резкого снижения пластичности, после этого режима отпуска трип - эффект в материале отсутствует.

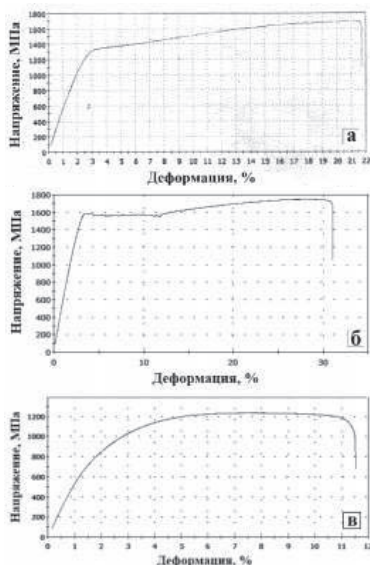


Рис. 1. Изменение вида кривой усталости в зависимости от температуры отжига в образцах из трип-стали ВНС9 - Ш: а – без отпуска; б – отпуск при 400°C ; в – 700°C .

На рис. 2, а представлены экспериментальные данные по изменению механических свойств стали ВНС9 – Ш в зависимости от температуры отпуска в интервале от 400°C до 700°C . Видно, что уровень предела прочности σ_b исходного материала практически не изменяется и при температуре отпуска 400°C , а затем резко снижается с 1700 МПа почти до 1200 МПа (рис. 2, а, кривая 1). Похожая закономерность наблюдается и у условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ (рис. 2, а, кривая 3). Однако по сравнению с исходным состоянием $\sigma_{0,2}$ при 400°C возрос на 200 МПа. В интервале температур отпуска 500°C - 700°C наблюдается некоторая стабилизация прочностных свойств. Физический предел текучести σ_f наблюдается только у образцов после отпуска при 400°C и 500°C (рис. 2, а, кривая 2), но и здесь наблюдается резкое падение его значения после температуры отпуска 400°C . Изменение твердости в зависимости от температуры отпуска повторяет закономерность изменения σ_b (рис. 3,б). Относительное удлинение повышается при 400°C , затем резко снижается при 500°C и затем несколько стабилизируется (рис. 2, в). Среднее различие между максимальным и минимальным значениями твердости в исследованных структурных состояниях составляло 25HV1. Максимальное различие в 33HV1 наблюдалось в исходном состоянии материала, а минимальное - 16HV1 после отпуска 700°C .

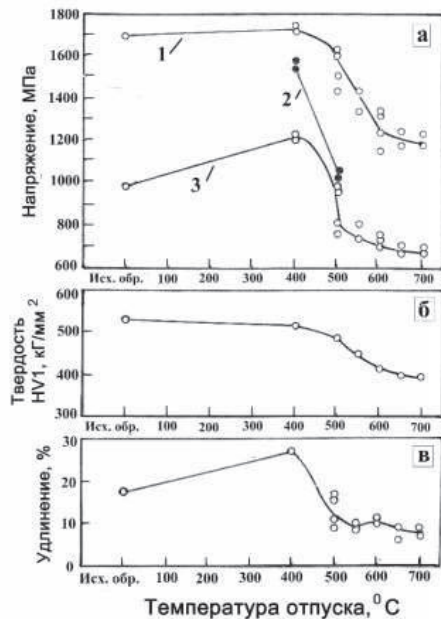


Рис. 2. Изменение механических свойств трип-стали ВНС9 - Ш в зависимости от температуры отпуска: а - 1 - σ_b ; 2 - σ_m ; 3 - σ_0 ; б - твердость; в - относительное удлинение.

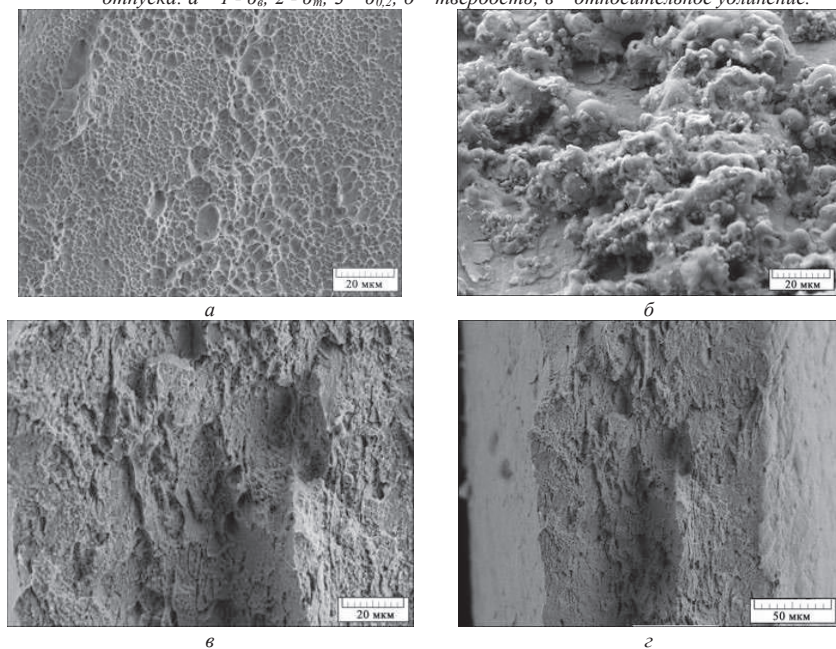


Рис. 3. Фрактография изломов статического растяжения стали ВНС9 - Ш после различных режимов отпуска: а - исходное состояние; б - отпуск при 400°C; в, г - отпуск 700°C.

На рис. 3 представлены фраттографические картины поверхности разрушения в зависимости от температуры отпуска. Видно, что в исходном состоянии наблюдается типичное вязкое ямочное разрушение (рис. 3, а), а после отпуска при 400 и 700°C рельеф поверхности разрушения также вязкий, но рельеф более грубый. По сравнению с исходным состоянием структура стали становится более сложной: присутствуют крупные карбиды типа Cr₂₃C₆, увеличивается количество аустенитной фазы (рис. 3, б-г).

ПЕРИОДИЧНОСТЬ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТОНКОЛИСТОВОЙ ТРИП-СТАЛИ

¹Терентьев В.Ф., ²Слизов А.К., ¹Просвирнин Д.В., ³Матюнин В.М., ³Марченков А.Ю.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Люберцы, ОАО «Камов», ³Россия, г. Москва, НИУ «МЭИ»

Исследовали периодичность усталостного разрушения холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм из аустенитно-мартенситной (43% α -фазы и 57% γ -фазы) трип-стали ВНС9-Ш (23X15H5AM3-Ш). Химический состав стали ВНС 9-Ш (% мас.): 0,20-0,25 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. Испытания на повторное растяжение с $\sigma_{\min} = 100$ МПа образцов с рабочей частью 0,3x20x30 мм проводили на сервогидравлической машине Instron при частоте нагружения $f = 30$ Гц. Материал имел следующие механические свойства: предел прочности $\sigma_b = 1795$ МПа; физический предел текучести $\sigma_s = 1620$ МПа, относительное удлинение $\delta = 37\%$. Длина площадки текучести $\epsilon_T = 6\%$. Кривая усталости представлена на рис. 1.

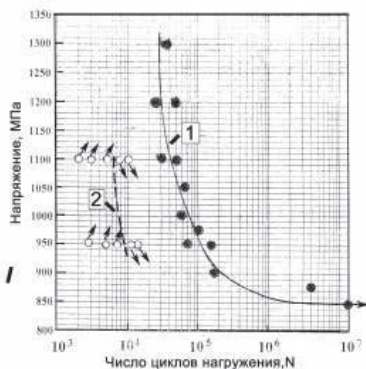


Рис. 1. Характеристики усталости образцов из трип-стали ВНС9-Ш: 1- кривая усталости; 2 – кривая повреждаемости (линия Френча)

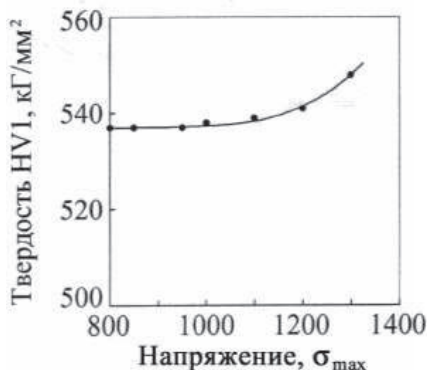


Рис. 2. Изменение твердости образцов из трип-стали ВНС9-Ш после испытания на усталость

Одной из задач исследования было определение долговечности, при которой заканчивается период зарождения усталостной трещины и начинается период ее распространения. Для этого, с использованием двух уровней максимальных напряжений цикла σ_{\max} равных 950 МПа и 1100 МПа, образцы нагружались до определенного числа циклов (меньшего долговечности до разрушения), а затем перегружались на уровень предела выносливости $\sigma_{\max} = 850$ МПа и испытывались до 10^6 циклов. Если образцы после предварительного числа циклов нагружения и перегрузки на $\sigma_{\max} = 850$ МПа на базу 10^6 циклов не разрушались, то у этих образцов ставили стрелку вверх, а если разрушались – стрелку вниз. Таким образом, определяли долговечность до зарождения усталостной трещины или окончание периода зарождения усталостной трещины и начала периода распространения трещины. Эта методика оценки усталостной повреждаемости носит названия метода Френча [1]. Кривая 2 на рис. 1 представляет собой линию повреждаемости Френча, которая характеризует окончание периода зарождения усталостной трещины и начала периода ее распространения. Обычно повреждаемость на линии Френча связана с длиной трещины порядка размера зерна. Из данных рис. 1 следует, что при $\sigma_{\max} = 1100$ МПа на период зарождения трещины приходится $\approx 13\%$ долговечности до разрушения, а при $\sigma_{\max} = 950$ МПа $\approx 10\%$. Большая продолжительность периода распространения трещины в трип-стали связана с тем, что впереди

растущей трещины образуется зона пластической деформации и добавочное количество мартенсита за счет фазового превращения. Эти процессы приводят к медленному распространению усталостной трещины.

Было также изучено, как изменилась твердость по Виккерсу (нагрузка 1 кГ, выдержка 5 с.) образцов после испытания на усталость при разных σ_{\max} . Эти данные значений твердости (определены по 10 измерениям) представлены на рис. 2. Видно, что вплоть до $\sigma_{\max} = 1100$ МПа твердость по сравнению с исходным состоянием (537 кг/мм²) практически не меняется и, начиная лишь с $\sigma_{\max} = 1200$ МПа, начинает незначительно возрастать. Следует отметить, что это напряжение значительно ниже предела текучести. При $\sigma_{\max} = 1300$ МПа твердость составляет 548 кг/мм². Известно [2], что у исследованной трип-стали наблюдается аномально большая микродеформация на стадии микротекучести (достигает 1%). Можно предположить, что напряжение 1200 МПа соответствует пороговому напряжению стадии микротекучести σ_A (по терминологии Брауна [3]), при которой в области микротекучести наблюдается интенсивное размножение дислокаций преимущественно в приповерхностных слоях металла. За счет этого происходит некоторое упрочнение трип-стали с возможным дополнительным образованием мартенсита деформации.

Литература

Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука. 2015. 485 с. 2.

Терентьев В.Ф., Слизов А.К., Просвирнин Д.В. и др. Влияние фазового состава поверхностного слоя на механические свойства тонколистовой трип – стали 23X15H5AM3-Ш // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 7. С. 30-33.

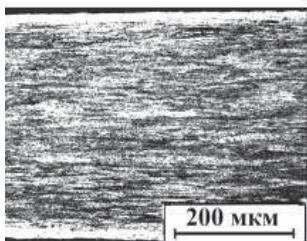
Браун Н. Наблюдения микропластичности. В сб. Микропластичность. Пер. с англ. М.: Металлургия. 1972. С. 37-61.

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ В УСЛОВИХ КОНСОЛЬНОГО ИЗГИБА С ВРАЩЕНИЕМ

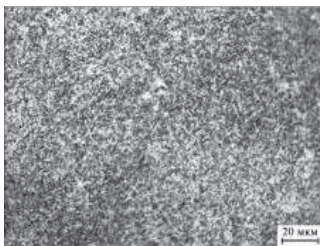
¹Терентьев В.Ф., ²Слизов А.К., ¹Просвирнин Д.В., ³Елисеев Э.А., ¹Копиев Г.В., ³Севальнёв Г.С., ¹Антонова О.С.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Люберцы, ОАО «Камов», ³Россия, г. Москва, ФГУП «ВИАМ»

На специальной установке в условиях консольного изгиба с вращением (при 30 Гц) исследовали усталостную прочность проволоки диам. 0,36 мм из коррозионно - стойкой аустенитно – мартенситной трип – стали ВНС9-Ш (% мас.: 0,20–0,25С; 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) и пружинной проволоки такого же диаметра из высокоуглеродистой стали КТ-2 (% мас.: 0,86-0,91С; 0,20-0,40Mn; 0,17-0,37Si; примеси S, P, Cr, Ni, Cu). Содержание мартенсита деформации в аустенитно – мартенситной структуре по данным измерения намагниченности насыщения $4\mu_s$ в объеме проволоки из стали ВНС9-Ш составляло 35% (рис.1, а). Структура проволоки из стали КТ-2 состояла из тонкопластинчатого сорбита (рис. 1, б). Предел прочности обеих проволок составлял ~ 2800 МПа.



а



б

Рис. 1. Структура проволок: а – сталь ВНС9-Ш; б – сталь КТ-2.

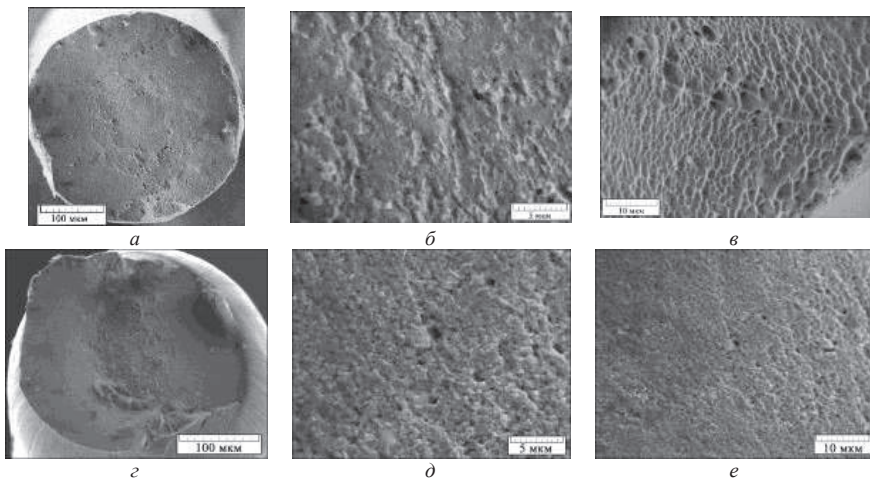


Рис. 2. Фрактография статического разрушения проволочных образцов при скорости нагружения 1 мм/мин: а, б, в – сталь ВНС9-Ш; г, д, е – сталь КТ-2.

На рис. 2 представлена фрактография статического разрушения проволочных образцов при скорости нагружения 1 мм/мин. Проволока из стали ВНС9-Ш разрушалась практически без образования шейки (рис. 2, а). Характер поверхности разрушения на большей части излома носит квазивязкий характер (рис. 2, б), а в некоторых зонах поверхности разрушения, примыкающих к поверхности проволоки, наблюдался вязкий ямочный рельеф (рис. 2, в). У проволоки из стали КТ-2 при статическом растяжении наблюдается типичный чашечный излом (рис. 2, г) с вязким ямочным характером поверхности разрушения, как внутри чашечки (рис. 2, д), так и в области сдвига (рис. 2, е).

Кривые усталости исследованных партий проволоки представлены на рис. 3. Видно, что пружинная проволока из высокоуглеродистой стали КТ-2 обладает более высокой долговечностью в интервале напряжений 1450 МПа – 950 МПа. И предел усталости для этой стали равен 950 МПа, что соответствует значению отношения предела усталости к пределу прочности 0,5. Сравнительно низкие значения характеристик усталости у проволоки из стали ВНС9 – Ш возможно связано с обратным мартенситным превращением при нагреве проволоки при проведении испытаний.

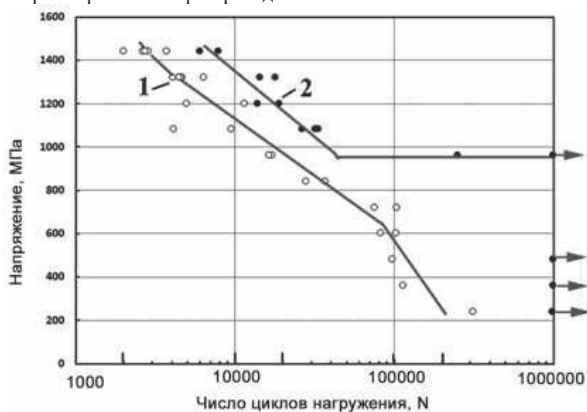


Рис. 3. Кривые усталости проволоки: 1 – сталь ВНС9-Ш; 2 – сталь КТ-2

На рис. 4 приведены результаты фрактографических исследований механизмов распространения усталостной трещины в образце из проволоки трип – стали ВНС9 –Ш. На общем виде усталостного излома отчетливо можно выделить зону усталостного разрушения (зона 1 на рис. 4, а) и две зоны связанные с окончательным доломом образца: зона 2а, которая не повреждена, и зона 2б, которая притёрлась в результате вращения образца. Зона начального роста усталостной трещины представлена на рис. 4, б. В

очаге зарождения трещины наблюдается довольно ровный вязкий рельеф поверхности разрушения без характерных признаков, свойственных усталостному разрушению (рис. 4, в). Механизм разрушения на стадии распространения усталостной трещины связан с гребенчатыми образованиями, вытянутыми вдоль направления роста трещины, между которыми наблюдается бороздчатый рельеф с наличием вторичного растрескивания. В центральной зоне долома наблюдается интекристаллитное хрупкое разрушение грубых образований (рис. 4, д). В зоне смятия (рис. 4, е - область 2) на отдельных участках наблюдается вязкое разрушение с размером ямок $\sim 3 - 4$ мкм (рис. 4, е - область 1).

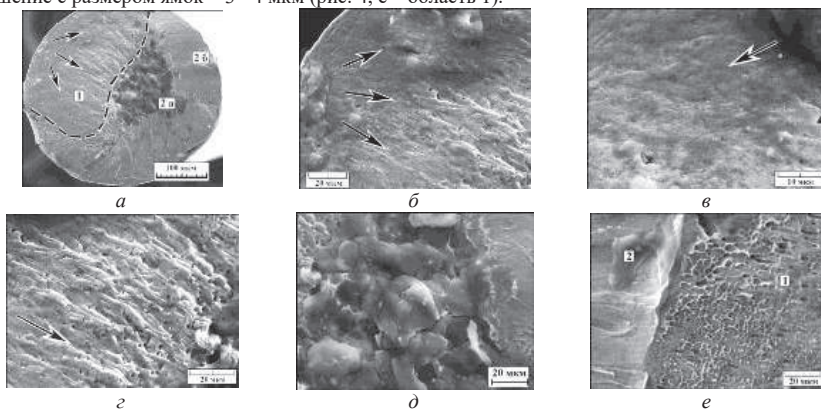


Рис. 4. Фрактография усталостного разрушения трещины в образце из проволоки диам. 0,36 мм трип – стали ВНС9 - Ш ($\sigma_{max} = 863$ МПа, долговечность до разрушения $2,8 \cdot 10^4$ циклов). Стрелками указано направление распространения усталостной трещины.

Фрактография усталостного разрушения проволоки из стали КТ-2 представлена на рис. 5. На общем виде усталостного излома можно отчетливо выделить зону усталостного роста трещины (рис. 5, а, зона А) и зону статического долома (рис. 5, а, зона Б). В отличие от проволоки из стали ВНС9 – Ш в зоне усталостного разрушения не наблюдается типичных признаков вязкого усталостного разрушения (гребенчатых образований, усталостных бороздок, см. рис. 4, г). В зоне усталостного разрушения наблюдается поверхностный рельеф разрушения, связанный с особенностями мелкодисперсной структуры проволоки (рис. 5, б).

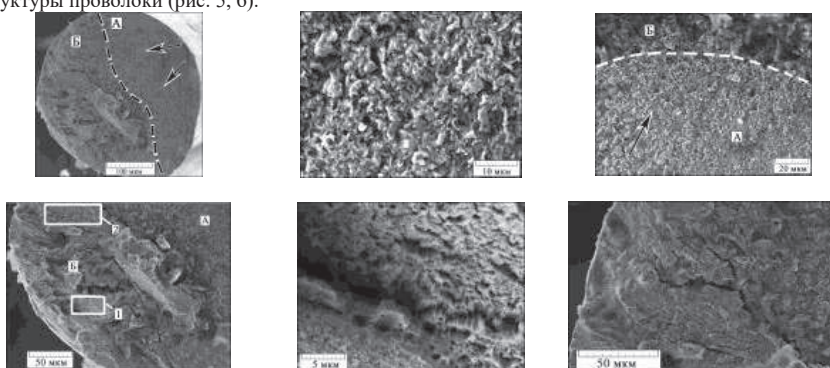


Рис. 5. Фрактография усталостного разрушения трещины в образце из проволоки диам. 0,36 мм стали КТ-2 ($\sigma_{max} = 1320$ МПа, долговечность до разрушения $1,4 \cdot 10^4$ циклов). Стрелками указано направление распространения усталостной трещины.

Выводы. Обе исследованные высокопрочные проволоки могут использоваться в качестве торсионов в ответственных конструкциях, работающих в условиях циклического нагружения, поскольку у них наблюдается вязкий характер распространения усталостной трещины.

ОСОБЕННОСТИ ОСТАТОЧНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НЕКОТОРЫХ ОДНОСЛОЙНЫХ ХОЛОДНОКАТАННЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ ТРУБ

¹Терехов В.М., ^{2,3}Кондратенко Л.А., ³Клауч Д.Н.

¹Россия, г. Подольск, АО «Зио-Подольск», ^{2,3}Россия, г. Москва, ГИЦ РФ ЦНИИТМАШ, E-mail: v.terehov@eatom.ru, kondrat.leonid@yandex.ru

При изготовлении ответственных энергетических аппаратов широко применяются однослойные холоднокатанные теплообменные трубы из таких материалов, как стали 08X18H10T, 08X14MФ, 10X2M и др. [1]. В таблице №1 приведены механические характеристики широко применяемых труб в состоянии поставки.

Таблица 1. Механические свойства холоднокатаных теплообменных труб

№ №	Размер, марка стали	Фактические при T= 20°С, МПа $\sigma_{0,2}$, σ_f	Нормативные МПа $\sigma_{0,2}$, σ_f	%		КСУ при T= 20°С, Дж/см ²
				Нормативное, фактическое δ_5 , δ_5	Нормативное, фактическое Δd_{max} до Δd_{max}	
1	Ø16x1,4 08X14MФ	324	320...390	34	45	160
		508	520...560	23-34	15	
2	Ø16x1,4 08X18H10T	380	196	36	44,4	245
		716	490	40	10	
3	Ø16x3 10X2M	385	295	35	35,6	100
		506	390...590	20	10	

Определение параметров, указанных в таблице №1, реальных труб производилось с помощью испытательных машин типа ТС- FR 100 TL/a 80, а также специальных образцов, изготавливаемых в соответствие с ГОСТ 8694-75. Окружные остаточные нормальные напряжения определялись оптико-механическим путем по методу Н.Н. Давиденкова, рис.1. Микротвердость подповерхностных слоев проводилась по методу косого шлифа с помощью прибора ПМТ-3, рис.2.

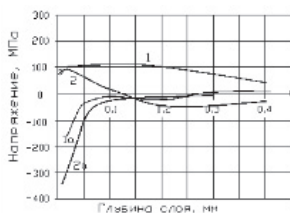


Рис. 1 Окружные остаточные нормальные напряжения в невальцованных трубах

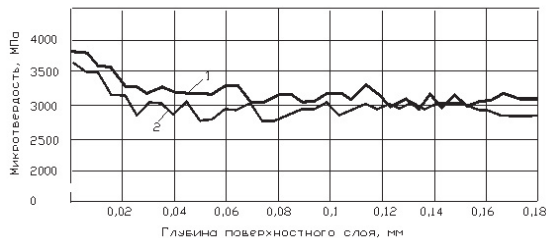


Рис. 2. Микротвердость поверхностей невальцованной трубы Ø16x1,5 сталь 08X18H10T: 1- наружная поверхность; 2- внутренняя поверхность

Исследуемые трубы имели следующие структуры: - 08X14MФ- феррит + карбиды, преимущественно расположенные по границам зерен; - 08X18H10T- аустенит; - 10X2M- феррит + перлит. Приведенная на рис. 1, 2 картина распределения по глубине остаточных напряжений и твердости получена на ограниченном объеме испытаний. Очевидно, что напряженное состояние в стенке трубы зависит от технологии их изготовления, отличающейся для разных заводов. Вероятно, не все трубы, поступающие на сборку, имеют описанные характеристики. Однако, если даже для части из них такое справедливо, то наличие в аустенитных трубах растягивающих напряжений близких 100 МПа в слоях, прилегающих к наружной поверхности, является опасным. Оба класса сталей склонны к коррозионному растрескиванию при наличии растягивающих напряжений.

Поэтому теплообменные аппараты, где используются трубы аустенитного класса, потенциально имеют недостаточную коррозионную стойкость, поскольку, если в отдельных образцах зафиксированы напряжения растяжения 100 МПа, то велика вероятность достижения критических значений.

Литература

1. Кондратенко Л.А., Терехов В.М., Винников В.С., Аверин А.С. Технологические возможности теплообменных труб в операции закрепления / Технология машиностроения. 2014. № 7. С. 28-33.

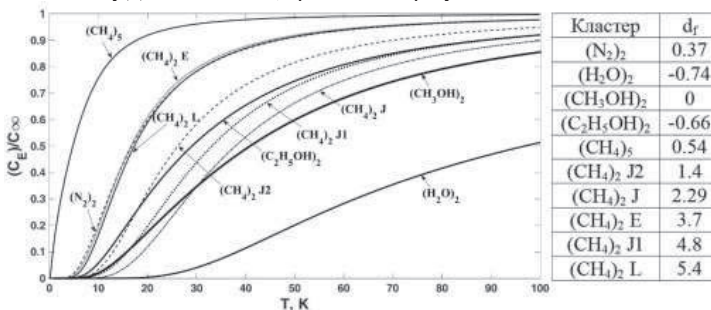
**КОНТИНУАЛЬНОЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ МАЛЫХ КЛАСТЕРОВ И
 НАНООБЪЕКТОВ**

^{1,2}Терешкина К.Б., ²Кузнецов В.М.,

¹Россия, г. Москва, ИХФ РАН, E-mail:ksenia.tereshkina@gmail.com

² Россия, г. Москва, РХТУ им. Д.И. Менделеева, E-mail:vadim.kuznetsov.37@mail.ru

Введенная в [1,2] фрактальная модель континуальной среды обобщает известную твердотельную модель Дебая с показателями размерности колебательных спектров $d_f=1, 2, 3$ на весь диапазон их целых и дробных значений $-\infty \leq d_f \leq +\infty$. Учитывая, что долгое время полагали, что для большинства кристаллических веществ должен выполняться закон Дебая ($d_f=3$) с возможными отклонениями в диапазоне $1 \leq d_f \leq 3$, представляет интерес выяснить, существуют ли реально вещества с иными значениями показателя d_f . С помощью упомянутой модели [1,2] и вычисления частот колебательных спектров методами *ab initio* с использованием универсального пакета квантово-химических программ Firefly с набором базисных функций 6-31G(d,p), 6-31G++(d,p) [3] были впервые обнаружены вещества (молекулярные кластеры) с размерностью спектров $d_f < 1$, $d_f = 0$, $d_f < 0$ [4,5]. Ими оказались, например, димеры $(N_2)_2$ ($d_f=0$), $(H_2O)_2$ ($d_f=-0.7$), кластеры $(H_2O)_{10-22}$ ($d_f=0.3-0.4$). В данной работе впервые получено, что размерность колебательного спектра в веществах может существенно превышать значения $d_f=3$. Так, для различных аллотропных модификаций димеров метана получены значения размерности $d_f=3.7$, $d_f=4.8$ и даже $d_f=5.4$. Соответствующие кривые низкотемпературных теплоемкостей C , нормированные к соответствующим закону Дюлонга-Пти C_∞ , приведены на рисунке.



Литература

1. В.М. Кузнецов, В.И. Хромов ЖТФ 78, 11, 11-16 (2008).
2. В.М. Кузнецов, В.И. Хромов Письма в ЖТФ, 38, 5, 11-18 (2012).
3. A. A. Granovsky, Firefly 7.1-8.1, <http://classic.chem.msu.su/gran/firefly/index.html>
4. В.М. Кузнецов, К.Б. Терешкина Вестник МГОУ. Сер. «Физ. Мат.», 2, 46-51 (2014).
5. В.М. Кузнецов, К.Б. Терешкина Вестник МГОУ. Сер. «Физ. Мат.», 4, 69-75 (2014).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ FE-18MN-0.6C

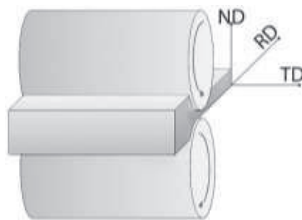
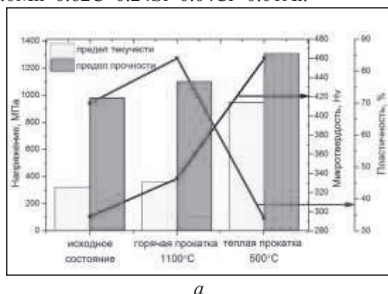
Торганчук В.И., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.

Россия, г. Белгород НИУ «БелГУ», E-mail:torganchuk@bsu.edu.ru

Высокомарганцевые стали, проявляющие эффекты деформации, наведенной двойникованием (TWIP) и наведенной фазовым превращением (TRIP), демонстрируют превосходное сочетание высокой пластичности и высокой прочности [1]. Именно эти свойства высокомарганцевых сталей делают их привлекательными для использования в автомобильной и многих других отраслях промышленности. Механизм деформации, в таких сталях, напрямую зависит от энергии дефекта упаковки (ЭДУ). Считается, что при значениях ЭДУ $\approx 20 \text{ мДж м}^{-2}$ проявляется эффект двойникования и мартенситное превращение при ЭДУ $\approx 10 \text{ мДж м}^{-2}$, в то время как преимущественное дислокационное скольжение реализуется при 80 мДж м^{-2} [2,3]. На сегодняшний день, существует множество работ, освещающих изменение структурно-фазового состояния и механических свойств в высокомарганцевых сталях после горячей прокатки,

холодной прокатки и термообработки, но практически нет работ по изучению влияния температуры прокатки, в частности, после теплой прокатки.

Для исследования был выбран слиток высокомарганцевой стали Fe-18Mn-0.6C после гомогенизационного отжига (1150°C) и прокатки при температуре 1150°C, химический состав: Fe-18.0Mn-0.62C-0.24Si-0.04Cr-0.01Al.



Механические свойства Fe-18Mn-0.6C в зависимости от температуры прокатки (а) и общая схема области исследования (б)

Прокатку проводили при температурах 1100 и 500°C. Степень деформации 60%: по 10% за проход; после каждого прохода проводили разогрев заготовки до заданной температуры. Образцы на растяжение, для исследования механических свойств, вырезали с плоскости вдоль направления прокатки (RD) и перпендикулярно ей (TD).

Как показали исследования механических свойств, представленных на рисунке, с уменьшением температуры прокатки растет твердость сплава. Она увеличивается с 295 Нв в исходном состоянии до 335 и 460 Нв в горячекатаном и после теплой прокатки, соответственно. При переходе от горячей к теплой прокатке растет предел текучести и предел прочности и достигает 950 и 1310МПа, соответственно, при этом пластичность сплава уменьшается более чем в два раза. Интересно отметить, что механические свойства в плоскости вдоль направления прокатки (RD), практически не отличаются от значений, полученный при испытании образцов вырезанных поперек направления прокатки (TD).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Соглашение № 14.578.21.0069 [RFMEFI57814X0069])

Литература

Sohn S. S. et al. Effects of Mn and Al contents on cryogenic-temperature tensile and Charpy impact properties in four austenitic high-Mn steels //Acta Materialia. – 2015.
 Pierce D. T. et al. The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe–Mn–Al–Si steels during tensile deformation //Acta Materialia. – 2015.
 Curtze S., Kuokkala V. T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate //Acta materialia. – 2010.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЛОПАТОК ЗАВИХРИТЕЛЯ МЕТОДОМ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЙ

Усманова Р.Р.

Россия, г. Стерлитамак, ГАНУ "Институт прикладных исследований Республики Башкортостан", E-mail: Usmanovarr@mail.ru

Несмотря на значительные успехи в области расчета конструкций методом конечных элементов, задача конечно-элементного статического расчета лопаток завихрителя до сих пор оставалась нерешенной. Для анализа напряженно-деформированного состояния лопатки проводился расчет в пакете вычислительной гидродинамики Ansys CFX. Напряженно-деформированное состояние исследовалось на относительном радиусе $R=0,2$ с целью сопоставления результатов расчета с экспериментом.

Для расчета использовалась треугольная конечно-элементарная сетка, которая сгущалась в расчетной зоне. Исследование проводилось в четыре этапа нагружения. Как и ожидалось, аэродинамическая нагрузка с учетом аэроупругих эффектов в целом оказалась выше по сравнению с нагрузкой, рассчитываемой при недеформированной схеме лопатки.

На рис. 1 представлена зависимость аэродинамических нагрузок F от радиуса R с учетом и без учета аэроупругих эффектов.



Рис. 1. Распределение аэродинамических нагрузок по относительному радиусу

В наиболее нагруженной области увеличение нагрузки составляет примерно 13%. Установлено, что возрастание аэродинамической нагрузки происходит вследствие деформации лопатки, приводящей к увеличению углов атаки в ее сечениях.

Наибольший интерес представляет сопоставительный анализ напряжений в расчетном сечении, полученных экспериментально и с помощью линейных и нелинейных расчетов. Эти напряжения приведены в таблице 1. Результат линейного расчета отличается от экспериментального значения на 11%, в то время как при нелинейном расчете расхождение составляет лишь 3%.

Таблица 1. Максимальные значения напряжений от аэродинамических нагрузок

	Эксперимент	Линейный расчет	Нелинейный расчет
σ_{\max} (Н/мм ²)	53,0	38,7	44,1

Проведенный анализ показывает, что нелинейный расчет напряженно-деформированного состояния лопаток завихрителя методом последовательных нагружений позволяет получить более точные значения напряжений и деформаций за сравнительно небольшое число шагов. Метод анализа оказывается, таким образом, достаточно эффективным, и его можно рекомендовать для применения в инженерной практике.

ВЛИЯНИЕ КОНТАКТНОГО ДАВЛЕНИЯ НА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛЬНОГО КОНТАКТА В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ С ТОКОСЪЕМОМ

¹Фадин В.В., ^{1,2}Алеутдинова М.И.

¹Россия, г. Томск, ИФПМ СО РАН,

²Россия, г. Северск, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, E-mail:fvvt@ismps.ru

Контактное давление является важным входным параметром трибосистемы. При трении с токо съёмом увеличение давления до определенного предела способствует повышению электропроводности и износостойкости контакта. Однако, начиная с некоторого значения давления, износостойкость уменьшается вследствие реализации большой пластической деформации. Материалами для скользящих электроконтактов служат, как правило, композиты на медной или железной основе, содержащие графит. Но для тяжелых условий работы предпочтительнее использовать компактные материалы. Представляет научный и практический интерес определить контактное давление, необходимое паре сталь/сталь для реализации высокой износостойкости при скольжении с высокой плотностью тока без смазки.

Цель настоящей работы – изучение взаимосвязи давления и параметров зоны трения стали 3 при скольжении с плотностью тока более 100 А/см² без смазки.

Наклёпанная сталь 3 (твёрдость $HV=2,74$ ГПа) служила модельным материалом для осуществления скользящего электроконтакта. Фазовый состав слоя вторичных структур определён на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 в излучении CoK_{α} . Металлографическое изучение образцов проведено на оптическом микроскопе Neophot-21. Испытания на износ стали 3 проведены по схеме “вал-колодка” в условиях скользящего электроконтакта без смазки при переменном токе (50 Гц), давлении 0,08-0,64 МПа, скорости скольжения 5 м/с на машине трения СМТ-1. Контртелом служила сталь 45 (50 НRC). Путь

трения при каждом испытании составлял 9 км. Линейная интенсивность изнашивания определена как $I_h=h/L$, где h – изменение высоты образца на пути трения L . Контактная плотность тока j определена как $j=i/A_a$, где i – ток, протекающий через номинальную площадь контакта $A_a=10 \text{ мм}^2$.

Самая высокая интенсивность изнашивания реализуется при давлении 0,08 МПа. При увеличении давления до 0,64 МПа интенсивность изнашивания I_h уменьшается. При давлениях 0,48 МПа и 0,64 МПа интенсивность изнашивания стремится к нулю при скольжении с плотностью тока менее 200 А/см^2 . Зависимость удельной поверхностной электропроводности $r_s^{-1}=j/U$ (U – контактное падение напряжения) от плотности тока для контакта сталь 3/сталь 45 имеет вид кривой с максимумом. При всех рассмотренных давлениях максимум электропроводности контакта соответствует резкому увеличению интенсивности изнашивания I_h , что указывает на начало катастрофического изнашивания. Электропроводность контакта заметно увеличивается при увеличении давления. Трение при рассмотренных давлениях вызывает появление слоя вторичных структур (ВС) белого цвета. Слой вторичных структур содержит фазы α -Fe, γ -Fe, оксид FeO, цементит Fe₃C и аморфную фазу. Расчет показывает суммарное уменьшение удельной поверхностной мощности q в зоне трения с ростом давления, при этом механическая компонента возрастает, а электрическая компонента уменьшается.

$$q = (F \cdot v + i \cdot U) / A_a = \left(f \cdot p \cdot v + j^2 / r_s^{-1} \right) = q_m + q_e, \text{ где } F - \text{ сила трения, } v - \text{ скорость скольжения,}$$

i – ток, U – контактное падение напряжения, A_a – номинальная площадь контакта, f – коэффициент трения, p – давление в контакте, j – контактная плотность тока, r_s^{-1} – удельная поверхностная электропроводность, q_m – механическая компонента удельной мощности ($q_m=fpv$), q_e – электрическая компонента удельной мощности ($q_e=j^2/r_s^{-1}$).

Заключение. Износостойкость и электропроводность скользящего электроконтакта сталь 3/сталь 45 увеличиваются при увеличении давления до 0,64 МПа в режиме нормального изнашивания без смазки. Контактная плотность тока, соответствующая переходу в режим катастрофического изнашивания, увеличивается при увеличении давления. Предполагается, что увеличение износостойкости и формирование малой толщины слоя вторичных структур при увеличении давления обусловлено уменьшением теплового потока в зоне трения.

Работа выполнена по проекту III.23.2.4 программы III.20.2 фундаментальных исследований СО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ БИМЕТАЛЛА С ВЫСОКОЙ ДЕМПИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ МЕТОДОМ ФОТОМЕТРИЧЕСКОГО АНАЛИЗА СТРУКТУРНЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Федотова Н.Л., Кормс И.А., Ермашкин В.А., Минина Н.А.
Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: minina1951@rambler.ru

Одной из наиболее актуальных проблем научно-технического прогресса является борьба с шумами и вибрациями машин и механизмов. Основой получения большинства высоко демпфирующих материалов являются сплавы, обладающие мартенситными превращениями.

Перспективной системой обеспечивающей высокий уровень рассеяния энергии в широком диапазоне амплитуд деформаций в сочетании с высоким комплексом механических свойств является система Mn – Cu. Промышленное значение имеют сплавы с содержанием Mn от 60% до 85%, благодаря сочетанию высокой демпфирующей способности с хорошими прочностными характеристиками $\sigma_B = 620 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 420 \text{ МПа}$. Сплавы высокого демпфирования в композиции со стальным прокатом представляют собой новый класс конструкционных материалов, используемых в разных отраслях промышленности.

Наиболее простой технологией соединения разнообразных металлов и сплавов является сварка взрывом. Опыты по получению двухслойных металлических материалов проводились по стандартной плоской схеме с параллельным расположением пластин. Давление соударения для пары 30ХГСА – 60Г40Д составляет $p=20,7 \text{ ГПа}$. Структура в зоне контакта во многом определяется давлением соударения пластин и режимом последующей термической обработки. Последеформационный нагрев способствует перераспределению дефектов решетки, которое приводит к уменьшению внутренней энергии.

Полученный биметалл был исследован методами дифракции рентгеновских лучей, электронно-зондового микроанализа, путем измерения характеристик демпфирования на разработанной в ЦНИИчермете автоматизированной установке с колебательной системой, а также способом фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ).

Установлено, что после термообработки по режиму 400⁰С 1 ÷ 3 часа, демпфирующая способности биметалла превышает демпфирующую способность сплава 60Г40Д более чем в два раза за счет создания особой структуры: большого количества дефектов и достаточно высокой степени тетрагональности.

Особое значение имеет способ фотометрического анализа структурных изображений (ФАСИ) для выяснения причины возникновения высокой демпфирующей способности биметалла при низком отпуске 400⁰С – 1 час, который основан на совместном анализе поверхности исследуемого объекта и его спектра отражающей способности белого света, которым она освещалась.

ОЦЕНКА ТВЕРДОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЦАРАПАНИИ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ИНДЕНТОРОМ РОКВЕЛЛА

Хворостяный В.В.

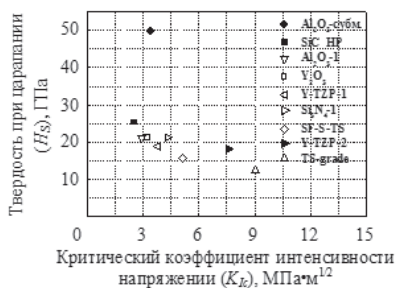
Украина, г. Киев, ИПП НАНУ, E-mail: plt2002@ukr.net

Проведение экспериментального исследования хрупких материалов при царапании поверхности образцов до скалывания их кромок (S+EF метод) стандартным алмазным индентором Роквелла в макродиапазоне приложенной нагрузки позволяет получать кроме параметров повреждаемости и сопротивления разрушению изучаемых материалов еще одну важную механическую характеристику – твердость.

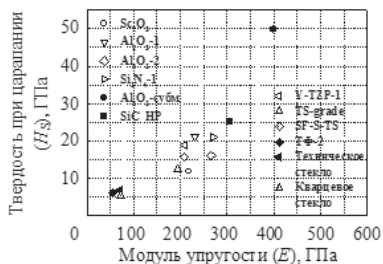
Целью настоящего исследования являлось определение величин твердости при царапании для разнообразных современных керамических материалов, сравнение их с литературными данными твердости, полученных другими стандартизованными и распространенными на практике методами, в частности при статическом индентировании с использованием инденторов Виккерса или Кнуппа, а также нахождение общих зависимостей твердости H_S с другими механическими свойствами материалов.

Для различной линейно-упругой керамики, включающей оксидную, нитридную, карбидную и диоксидциркониевую керамику, а также для силикатного стекла различных составов было установлено, что значения твердости при царапании H_S превышают значения твердости при индентировании HV (HK) преимущественно на 10 – 20%. Однако для субмикронного оксида алюминия сравнение осуществлялось с величиной его микротвердости, полученной как из литературных источников, так и при выполнении собственных испытаний на твердомере DuraScan 20 компании «EMCOTEST» (Австрия). Было показано, что твердость при царапании порядка в два раза выше микротвердости.

Известно, что с увеличением твердости материала, как правило, возрастает его хрупкость и уменьшается трещиностойкость. Такие же закономерности изменения твердости при царапании хрупких материалов прослеживаются из анализа результатов настоящего исследования (рис. 1, а). Для материалов с более высоким модулем упругости характерна и большая твердость, что продемонстрировано на соответствующей диаграмме (рис. 1, б).



(а)



(б)

Рисунок 1. Зависимость между твердостью при царапании H_S и трещиностойкостью K_{Ic} (а), модулем упругости E (б) для исследуемых керамических материалов.

В качестве общих выводов проведенного сравнения твердости исследуемых хрупких материалов можно отметить, что при царапании индентором Роквелла поверхности образца величина твердости H_S

определяется несколько завышенной по отношению к твердости при индентировании стандартным острым индентором. Таким образом, в экспериментах S+EF методом в дополнение к параметрам повреждаемости и сопротивления разрушению материалов можно получать также их величины твердости при царапании, которые следует рассматривать как оценочные и ориентировочные, близкие к значениям, вычисленных согласно стандартным методам.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КРОМОК ТВЕРДОСПЛАВНЫХ РЕЖУЩИХ ПЛАСТИН ПРИ ЛОКАЛЬНЫХ НАГРУЖЕНИЯХ

Хворостяный В.В., Родичев Ю.М., Сорока Е.Б.

Украина, г. Киев, ИПП НАНУ, E-mail: pl12002@ukr.net.

Анализ отказов режущего инструмента при обработке на тяжелых станках свидетельствует, что их причиной является не только износ инструмента, но в большей степени хрупкое разрушение режущей части твердосплавной пластины, которое проявляется в скалывании и выкрашивании режущих кромок. Наблюдаемые разрушения характеризуются неоднородностью уровня деградации различных участков рабочих поверхностей режущих инструментов.

В связи с этим представляется важным определять повреждаемость и сопротивление разрушению на реальных твердосплавных пластинах, а не на стандартных образцах, результаты испытаний которых не всегда можно перенести на режущий инструмент. Использование метода краевого локального нагружения способствует определению неоднородности материала по длине кромки, то есть решается задача нахождения так называемого «слабого звена» на рабочей поверхности режущей пластины.

Цель представленного исследования заключалась в определении закономерностей повреждаемости кромок твердосплавных пластин ВК8 с различными модификациями рабочих поверхностей, испытанных методом сканирования нагруженным цилиндрическим пуансоном вдоль этих кромок. Для этого были выбраны пластины в исходном состоянии, после применения магнитно-абразивной обработки (MAO), после обработки MAO и нанесения износостойкого вакуум-плазменного покрытия TiAlN столбчатой структуры, после обработки MAO и нанесения износостойкого вакуум-плазменного наноструктурированного TiAlSiN покрытия.

Вследствие сканирования кромки на задней поверхности испытываемой пластины образовывались хрупкие сколы. Первичные эмпирические данные, такие как глубина, длина и площадь скола служили для определения размерных и безразмерных параметров повреждаемости кромки при локальном нагружении. Использование предложенных параметров позволило выявить закономерности повреждаемости кромки с увеличением приложенной нагрузки на пуансон (рис. 1).

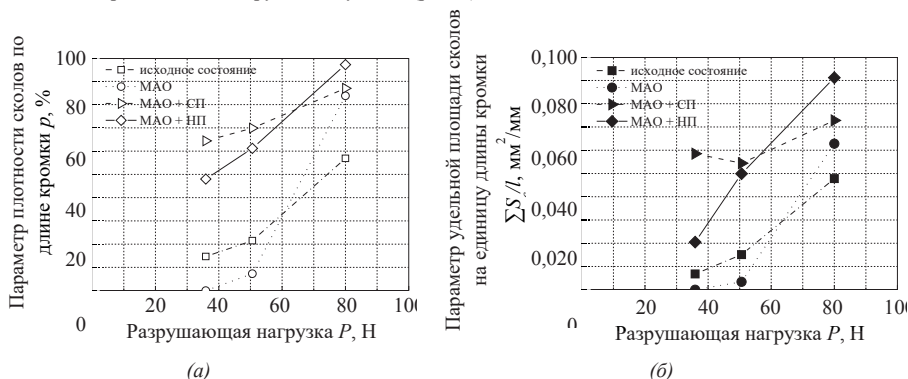


Рисунок 1. Закономерности повреждаемости кромок твердого сплава ВК8, испытанных методом сканирования пуансоном вдоль кромки пластины с увеличением приложенной нагрузки: а – по параметру плотности сколов по длине кромки $p = (\Sigma l_c / l) \cdot 100 \%$; б – по параметру площади сколов на единицу длины кромки $\Sigma S_c / l$ (l_c – суммарная длина поврежденного участка кромки, мм; l – длина просканированной кромки, мм; ΣS_c – суммарная площадь сколов, мм²).

Образец твердого сплава после обработки МАО характеризовался меньшей повреждаемостью в сравнении с образцом в исходном состоянии. Нанесение износостойких покрытий приводит к преждевременным разрушениям поверхности материала путем адгезионного отслаивания и когезионного растрескивания. При этом не только защитные функции покрытия нивелируются, но и ухудшается несущая способность материала. Максимально такой эффект проявляется при не больших значениях приложенной нагрузки. Сравнение влияния типа покрытия демонстрирует, что менее повреждается пластина с наноструктурированным покрытием.

РАСЧЕТНАЯ МОДЕЛЬ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАТЕРИАЛА С РАЗЛИЧНЫМИ СВОЙСТВАМИ ПОВЕРХНОСТНОГО И ВНУТРЕННИХ СЛОЕВ

Цыбанёв Г.В., Новиков А.И.

Украина, г. Киев, ИПП НАНУ, andrii.i.novikov@gmail.com

Высокие характеристики сопротивления материалов различным видам разрушения могут быть достигнуты не только разработкой новых высокопрочных материалов, но и модификацией существующих с учетом вида и условий эксплуатационного нагружения материала в конструкции. В случае неоднородного напряженного состояния, который чаще всего встречается в элементах конструкций, повышение их прочности и долговечности может быть получено применением традиционного материала с модифицированным поверхностным слоем определенной толщины и состава. Такая модификация позволяет также изменить в лучшую сторону соотношение прочностных характеристик внутренних и поверхностного слоев материала. Наличие поверхностного слоя с отличающимися свойствами от внутренних ставит задачу расчета изменившихся характеристик механических свойств материала. Авторами рассмотрена такая расчетная схема для случая циклического изгиба в многоцикловой области усталости бруса с отличающимися характеристиками неупругости поверхностного и глубинных слоев материала. В расчетной схеме используется разработанная модель предельного истощения циклической пластичности (ПИЦП) [1]. Входными данными для модели есть кривые усталости в силовых координатах при симметричном растяжении-сжатии, а также диаграммы циклического деформирования для материала каждого из слоев.

С помощью модели ПИЦП для некоторого объема материала, в котором реализуется однородное напряженно-деформированное состояние (НДС), в каждом полупериоде нагружения можно определить как кинетику повреждения и НДС за цикл, так и наступление предельного состояния, под которым подразумевается нарушение сплошности материала, имеющее разный масштаб: от разрыва атомных связей до образования трещины. Для описания процесса упрочнения-разупрочнения материала, который выражается в изменении циклического предела текучести (ЦПТ), введем в рассмотрение функцию истощения пластичности. Текущее значение ЦПТ на $(i+1)$ -ом полупериоде через текущее значение первой производной неопределенного аналитического уравнения диаграммы циклического истощения пластичности $-(\partial f(\varepsilon_{ine})/\partial \varepsilon_{ine})|_{\varepsilon_{ine,i}}$ запишется как:

$$\sigma_{T,i+1} = \sigma_{T,i} + \frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \cdot \left(\pm 1 - \frac{df(\varepsilon_{ine})}{d\varepsilon_{ine}} \right)^{-1} \Big|_{\varepsilon_{ine,i}} \cdot \varepsilon_{ine,i}, \quad (1)$$

где $\sigma_{T,i+1}, \sigma_{T,i}$ – ЦПТ в $(i+1)$ -ом и i -ом полупериоде нагружения, соответственно, причем $i \in \{0 \dots 2N\}$, а N – количество циклов до разрушения при заданной амплитуде циклического напряжения σ_a ; $\Delta\sigma_{T,i}$ – прирост ЦПТ в процессе наработки от i -того полупериода к $(i+1)$ -ому; $f(\varepsilon_{ine})$ – функция истощения пластичности; E – модуль упругости I -ого рода; $\varepsilon_{ine}, \varepsilon_{ine,i}$ – амплитуда неупругой деформации и ее значение в i -ом цикле нагружения.

Согласно модели [1], критерием предельного состояния материала есть условие $\sigma_T = \sigma_{T,cr}$. В начале нагружения, когда $\sigma_T = \sigma_{T,0}$ [1], функция повреждения равняется 0, при достижении предельного состояния она равняется 1. Тогда функцию усталостного повреждения D_ε можно определить исходя из описанной ранее модели предельного истощения циклической пластичности:

$$D_\varepsilon = \frac{\sigma_T - \sigma_{T,0}}{\sigma_{T,cr} - \sigma_{T,0}}, \quad (2)$$

где $\sigma_T, \sigma_{T,0}, \sigma_{T,cr}$ – текущее, исходное и критическое значения циклического предела текучести.

Далее модель ПИЦП используется для численного суммирования повреждений при циклическом изгибе материалов с покрытиями. Для этого материал и покрытие разбиваются на слои с определенной толщиной, для которых происходит поцикловой упругопластический расчет НДС и повреждения до

достижения предельного состояния на некоторой глубине от поверхностного слоя, что соответствует возникновению усталостной трещины, а соответственно, расчетной долговечности согласно модели. Особенность расчета состоит в том что основной материал и покрытие в процессе циклического нагружения изменяют свои упругопластические свойства, так как происходит изменения неупругих свойств при накоплении усталостного повреждения. Градиент напряжений и его слоистость приводят к неравномерному изменению повреждению по толщине материала.

Список литературы

Тыбан'ов G.V., Novikov A.I. Ultimate hardening/softening model of material for fatigue crack initiation onset and determination of its parameters// International Journal of Fatigue. – Vol. 39, 2012. – P. 15-24.

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ ПОДЪЕМНЫХ СООРУЖЕНИЙ

Челноков А.В., Гневко А.И., Гразюн С.В.

Россия, г. Балашиха, ВА ПБСН, E-mail:chelnokov-av@yandex.ru

Снижение несущей способности элементов металлоконструкций (МК) подъемных сооружений (ПС) в процессе длительной эксплуатации связано с развитием в материале ряда процессов, наибольшую опасность из которых представляют случаи распространения усталостных трещин, способные вызвать преждевременное разрушение, порой с катастрофическими последствиями. В связи с этим актуальны вопросы оценки трещиностойкости (вязкости разрушения) МК ПС с учетом влияния конструктивных, технологических и эксплуатационных факторов.

Задачей исследования стало выявление особенностей механизма разрушения сварных МК ПС, изготовленных из низколегированной конструкционной стали 10ХСНД, с учетом влияния дефектов технологического происхождения в виде слоистого растрескивания.

Проведены механические испытания для определения характеристик трещиностойкости образцов МК в соответствии с требованиями ГОСТ 25.506-85. Испытания проводились с учетом особенностей геометрической формы и дефектности для следующих зон сварного соединения: основной металл, сварной шов и зона термического влияния. По результатам проведенных испытаний определен коэффициент интенсивности напряжений (КИН) K_s для образцов определенной толщины и типа. Статистическая обработка результатов испытаний проведена с доверительной вероятностью $\beta=0,95$ в соответствии с требованиями РД 50-705-91.

Выявлено снижение трещиностойкости основного металла партии образцов толщиной 12 мм, разрушение которых сопровождалось слоистым растрескиванием. Значения КИН для данных образцов составили $86 \pm 4,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, что на 11-15 % ниже значений КИН аналогичных образцов, не подверженных слоистому растрескиванию.

Для определения особенностей механизма разрушения МК проведен комплекс металлофизических исследований разрушенных образцов: фрактографический и микроструктурный анализ. Характерный вид поверхности разрушения образца со слоистым растрескиванием представлен на рис. 1, а.

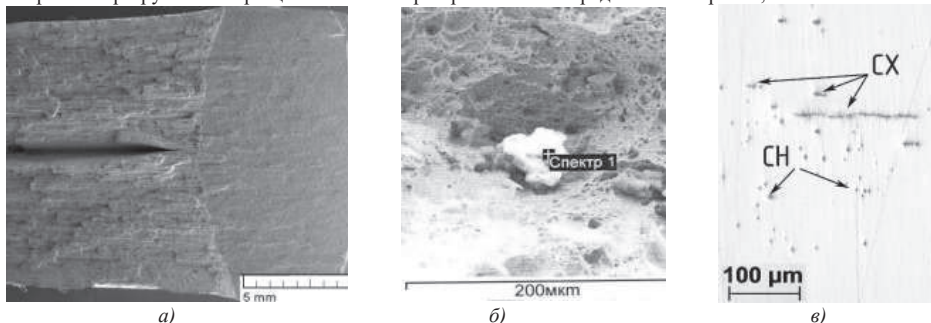


Рис. 1 – Поверхность разрушения образца со слоистым растрескиванием (а, $\times 12$), неметаллическое включение (б, $\times 600$), загрязненность неметаллическими включениями (в, $\times 100$)

Включение, по результатам локального рентгеноспектрального анализа оказавшееся точечным оксидом кремния, представлено на рис. 1, б. Наличие неметаллических включений, способствовавших

развитию слоистого растрескивания листового проката, также подтвердилось при проведении микроструктурного анализа в соответствии с требованиями ГОСТ 1778-70. Образцы, подверженные слоистому растрескиванию, оказались загрязнены сульфидами, оксидами точечными, силикатами хрупкими (СХ, рис. 1, в), а также силикатами недеформирующимися (СН, рис. 1, в).

Таким образом, такой технологический фактор, как особенности прокатки, выражен наличием неметаллических включений, которые приводят к слоистому растрескиванию в процессе статических испытаний и снижению трещиностойкости МК ПС.

Результаты исследований могут быть использованы при разработке программы технического диагностирования и экспертного обследования, а также при проектировании и производстве МК ПС.

РАЗРАБОТКА И РАСЧЕТ ДИЗАЙНА БИОДЕГРАДИРУЕМЫХ СТЕНТОВ С АУКСЕТИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Лисовенко Д.С., Ченцов А.В., Шушпанников П.С.

Россия, г. Москва, ИПМех РАН, E-mail: chentsov@ipmnet.ru

В мировой медицинской практике широко применяется коронарное стентирование. Стенты используются как каркасные устройства, поддерживающие просвет в сосудах после проведенной операции. Стандартными стали металлические стенты, но повторное стентирование пациентов создает протяженные металлические конструкции, что может затруднять проведение последующих необходимых хирургических вмешательств. Кроме того, металлические стенты создают артефакты для современных методик визуализации, таких как магнито-резонансная томография и мультиспиральная рентгеновская компьютерная томография.

Биодеградируемые стенты после полного растворения оставляют после себя только расширенный просвет сосуда позволяя сосуду самостоятельно восстановиться. При этом, полимерные стенты имеют потенциал по доставке лекарственных средств.

Очевидно, что упругие и пластические свойства металла и полимеров у стентов сильно отличаются. Таким образом, для биодеградируемых полимерных стентов необходим оригинальный дизайн, компенсирующий различия свойств, однако сохраняющий рабочие характеристики жесткости и упругой отдачи. Полимеры поли-L-молочной кислоты в сочетании с различными добавками хорошо зарекомендовали себя в стентировании.

Дизайн стента напрямую влияет на проходимость стента на системе доставки. В этом процессе значительная длина стента (10-20мм) осложняет прохождение изгибов. Увеличивается трение и усилие проталкивания.

Применение особого дизайна стента с ауксетическими свойствами (конструкции с отрицательным коэффициентом Пуассона) позволит использовать при доставке стенты меньшей длины по сравнению с конечной длиной стента в раскрытом состоянии.

Известны разработки расширяемых трубчатых протезов, использующих свойства ауксетичности в своей конструкции, которые применяются для протезирования пищевода человека. В указанных конструкциях имеются надрезы с острыми концентраторами, что делает невозможным применение этих дизайнов для кровеносных сосудов небольших диаметров.

Нами разработан вариант дизайна кардиоваскулярных стентов из полилактида с ауксетическими свойствами. Элементом геометрической модели является вогнутый шестиугольник. Основные элементы структуры при этом выбраны близкими к дизайну распространенных синусоидальных структур полимерных стентов. Размеры страт и округлых частей в основном определяются толщиной и диаметром исходной трубки (толщина около 0.2 мм, диаметр 2 мм), из которой производится лазерная резка, так, чтобы сечение страт было близко к прямоугольному. Проведена предварительная оценка деформирования ауксетического стента на численной модели стента. Расчет выполнен методом конечных элементов с учетом упруго-пластических свойств материала.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ №15-31-70005 мол а мос.

ОЦЕНКА ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ДЛЯ БАЛЛИСТИЧЕСКОЙ ЗАЩИТЫ

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

Россия, г. Нижний Новгород, НГТУ

Разработкой композиционных материалов с алюминиевой матрицей заняты ученые США, Канады, Японии, Франции, Испании, Германии и др. Композиты на основе алюминиевых сплавов применяются в авиастроении – крышки, локти, крепежные элементы, конструкционные элементы фюзеляжа, механических и гидравлических систем; в промышленности – роботостроение, высокоскоростные и высокоточные станки; для коммерческих применений – рамы велосипедов, и т.д.

Особый интерес представляет использование таких материалов для баллистической защиты техники, где большие площади бронирования с использованием керамических материалов значительно увеличивают конечную стоимость изделия. Однако при этом масса машин со стальной броней значительно выше. Для снижения стоимости получения ДУКМ в НГТУ им. Р.Е. Алексеева разрабатывается принципиально отличная технология получения дисперсно-упроченных композиционных материалов на основе алюминия, которая основана на процессе образования оксида алюминия при взаимодействии расплава алюминия с кислородом или кислород – азотной смесью. На рис 1 приведена микроструктура материала, размеры отпечатка пирамидки микротвердомера ПМТ-3 наглядно показывает различие в твердости между матричной основой и фазами включения.

Для разгона ударников применимы обычные стрелковые системы, однако их использование зачастую невозможно в лабораторных условиях. Поэтому для первоначальных оценок применяются лабораторные стенды различных конструкций. В нашем случае образцы испытывались на специально изготовленной машине, аналогичной описанной в [1]. Данная конструкция стенда позволяет с меньшими финансовыми затратами получить значительные ударные нагрузки. В ходе экспериментов испытывался материал в литом состоянии, толщина образца до 15 мм. Масса ударника (вместе с закрепленным сердечником) варьировалась от 10 до 70 кг, высота, с которой проводился сброс ударника - от 1 до 4 м. Установка индикатора была перпендикулярна поверхности испытываемого элемента. В качестве индикаторов использовались закаленные сердечники (сталь 65Г, 70, У10А и У12А). При этом сердечники (ПАБ-9, ПС-43 ТУС, 7Н10) разрушаются, характер разрушения показан на рис 2. Цифрами обозначены. 1 – сердечник 7Н10 (сталь 65Г / 70) сломан в месте крепления в установке, 2 – 7Н10 излом примерно на глубине внедрения в испытываемый материал, 3 – ПС-43 ТУС (сталь 65Г / 70) сломан в месте крепления в установке, 4 – ПАБ-9 излом внутри испытываемого материала.

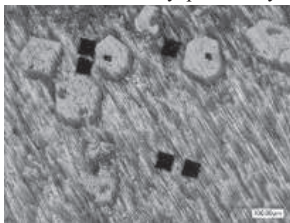


Рис.1. Микроструктура полученного материала, измерение твердости с использованием ПМТ-3



Рис. 2. Разрушение сердечников при испытании

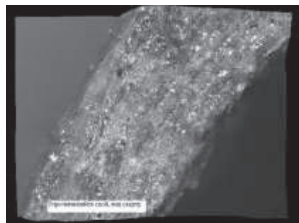


Рис 3. Упрочнившийся слой в месте попадания и разрушения сердечника пули.

Предполагается, что разрушение наступило не из-за повышенной твердости (твердость материала в литом состоянии до 75 HRF), а из-за значительного сопротивления внедрению сердечника. На рис 3. приведен снимок 3Д, упрочнившегося слоя в месте попадания и разрушения сердечника пули, вид сверху, обломок сердечника удален. Предположительно по мере проникновения сердечника в материал в слое непосредственно взаимодействующему с сердечником происходит значительное увеличение сопротивлению внедрения. При этом как при испытаниях на стенде, при испытании стандартных сплавов, так и при анализе литературных данных в настоящее время не выявил наблюдаемое явление в классических монокристаллических броневого алюминиях.

Список литературы

Yunus Eren Kalay Low velocity impact characterization of monolithic and laminated AA 2024 plates by drop weight test (2003) 149 p

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ СТАЛИ 12Х18Н10Т И ЕЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Чмыхало А.И.

Россия, г. Балашиха, ВА РВСН, E-mail:himoff2012@rambler.ru

Лабораторные испытания по определению стойкости металла к межкристаллитной коррозии, как правило, базируются на контролируемом электрохимическом воздействии условной среды на сварное соединение. Принципиальным является не химический состав и физические параметры лабораторной среды, а идентичность механизма коррозии в том и другом случаях. В настоящее время регламентированы методы определения склонности металлов и сварных соединений к межкристаллитической коррозии: ГОСТ 6032–2003. Для испытаний склонности к межкристаллической коррозии (МКК) сталей аустенитного класса наиболее информативны методы «АМУ» и «ДУ».

Принципиальное отличие метода «АМУ» от «ДУ» заключается в составе реагента для проведения испытаний. В методе «АМУ» образцы стали выдерживают в кипящем водном растворе сероуксидной меди и серной кислоты в присутствии стружки меди, а в «ДУ» образцы выдерживают в кипящем водном растворе 65 %-ной азотной кислоты. Для обоих методов испытаний подготавливают одинаковые образцы размером 75х20х10мм из исследуемого металла со сварным швом посередине, выполненным аргодуговой однопроходным током вольфрамовым неплавящимся электродом со скоростью 6,8 м/час с подачей присадочной проволоки Св 08Х20Н9С2БТЮ, а также ручной дуговой сваркой электродами Э 08Х17Н8М2.

Стойкость к МКК исследуемой марки стали и их сварных соединений обоими методами оценивали не только по потере массы образца, согласно ГОСТ, но и по глубине локальной коррозии, возникшей в образцах, оценку которой выполнили с использованием электронного микроскопа.

Для принципиальной возможности оценки работоспособности изделий из нержавеющей стали и их сварных соединений с целью повышения сопротивления МКК были проведены испытания по методу ДУ. При кипячении образцов в 65% HNO₃ обеспечивали соотношение 9 мл кислоты на 1 см² поверхности образца во всех пяти циклах испытаний.

Кипячению стали 12Х18Н10Т подвергли серии из 5 образцов каждого из 5 представленных на рис. 1 типа металла. Три серии образцов из основного металла и две серии образцов сварных соединений этого же металла.

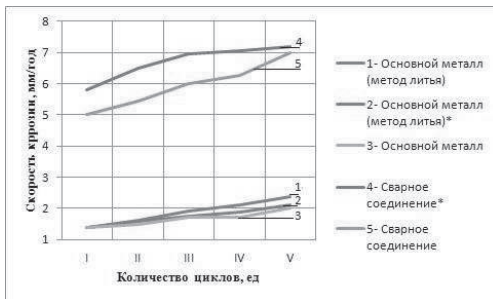


Рис. 1. Изменение скорости коррозии образцов стали 12Х18Н10Т по методу ДУ.

Выявленное изменение скорости коррозии различных образцов материала с увеличением продолжительности испытания графически представлено на рисунке (рис.1). Необходимо отметить, что 1 цикл испытаний равен 48 часам.

Анализируя представленную диаграмму можно прийти к выводу, что до III цикла испытания значительного увеличения скорости коррозии не выявлено, однако даже после V циклов испытания скорость коррозии образца из основного металла изготовленного методом литья, является меньше, чем у сварных соединений.

Касаемо сварных соединений установлено то, что скорость коррозии образца с микротрещиной* (L = 40мкм) после всех циклов испытания значительно выше, чем скорость коррозии основного образца.

Количество циклов испытаний по ГОСТ 6032–2003 ограничивается пятью, но если увеличить количество циклов испытаний в несколько раз, то скорость образования межкристаллитной коррозии будет существенно выше. Скорость распространения межкристаллитной коррозии в сварных соединениях

почти в 3 раза больше, чем скорость распространения непосредственно в металле, что обуславливает большую опасность возникновения трещины или течи в местах сварных соединений.

Скорость распространения коррозии у образцов с искусственно нанесенной микротрещиной больше, чем у аналогичных образцов без трещины.

Поэтому при оценке работоспособности металлоконструкций из стали 12Х18Н10Т целесообразно особое внимание уделять проверке состояния и качества сварных соединений в виду повышенной скорости распространения межкристаллитной коррозии в сварных соединениях.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ Fe-AL СПЛАВОВ, ОБЛАДАЮЩИХ ВЫСОКОЙ ДЕМПФИРУЮЩЕЙ СПОСОБНОСТЬЮ

¹Чудаков И.Б., ¹Александрова Н.М., ²Просвирнин Д.В., ¹Макушев С.Ю.

¹Россия, г. Москва, ФГУП ЦНИИЧермет, E-mail: i-chudakov@narod.ru

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, E-mail: mail@imetran.ru

Высокий уровень демпфирующей способности является востребованной характеристикой современных конструкционных материалов, т.к. в большинстве промышленных стран допустимые уровни шума и вибрации ограничены на законодательном уровне. Высокодempфирующие сплавы на основе системы Fe-Al являются перспективными для применения в промышленности из-за их низкой себестоимости [1], что открывает возможности использования этих материалов в серийных изделиях.

Целями настоящего исследования являлось: 1) оценка свойств высокодемпирующих сплавов на основе системы Fe-Al с точки зрения соответствия требованиям, применяемым к современным конструкционным материалам и 2) оценка способности данных материалов эффективно функционировать в условиях сложного напряженного состояния (в том числе в условиях асимметричного внешнего нагружения), т.к. именно такой тип нагружения реализуется на практике.

В работе исследовались высокочистые сплавы на основе металлической системы Fe-Al с содержанием алюминия от 3,5 до 8,5% по массе. Проводилось исследование структуры, демпфирующих, механических и технологических свойств сплавов. Демпфирующая способность сплавов исследовалась на установке, собранной по схеме обратного изгибного маятника. Измерения проводились в диапазоне амплитуд колебаний $\Delta l/l = \varepsilon = 2 \cdot 10^{-5} \div 8 \cdot 10^{-4}$. Удельная демпфирующая способность сплавов исследовалась как в свободном состоянии, так и под действием асимметричной внешней нагрузки. Исследовался комплекс конструкционных свойств сплавов: модуль упругости, пределы текучести и прочности при различных температурах, относительное удлинение, твердость, температурная зависимость ударной вязкости, циклическая прочность, стойкость свойств к термоциклированию. Исследования показали, что по сочетанию демпфирующих и конструкционных свойств наилучшие показатели наблюдаются у сплавов с концентрацией алюминия $C_{Al} \sim 5,5 \text{ масс.}\%$.

Сплавы, относящиеся к вышеуказанной области концентраций, характеризуются высокой ударной вязкостью, приемлемой циклической прочностью, не подвержены значительному охрупчиванию при температурах до -40°C , способны эксплуатироваться при температурах до $+550^\circ\text{C}$, не теряют свойств при термоциклировании.

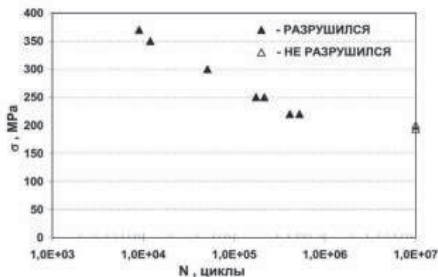


Рис.1. Кривая циклической прочности сплава Fe-5,5%Al (на базе 10^7 циклов)

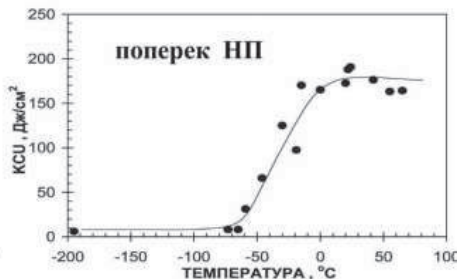


Рис.2. Температурная зависимость ударной вязкости сплава Fe-5,6%Al

Исследования показали, что в области повышенных амплитуд колебаний влияние внешней нагрузки на демпфирующие свойства сплава Fe-5,5%Al является незначительным.

Сочетание высокой демпфирующей способности с перспективным комплексом механических свойств и хорошей технологичностью позволяет рассматривать сплавы вышеуказанной области концентрации как перспективные для создания на их основе промышленных демпфирующих сталей.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 15-08-06765)

Литература

[1] V. A. Udovenko et al. Solid State Phenomena. 2008, Vol. 137, pp.119-128.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ ХРОМ-ГАФНИЕВОЙ БРОНЗЫ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

^{1,2}Шаньгина Д.В., ¹Терентьев В.Ф., ¹Просвирнин Д.В., ¹Бочвар Н.Р., ^{1,2}Добаткин С.В.

¹Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН, ²Россия, г. Москва, НИТУ «МИСИС», shanginadaria@mail.ru

В работе проводилось исследование электропроводности, механических свойств и усталостной долговечности сплава Cu-0,7%Cr-0,9%Ni после закалки с температуры 900°C и равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту Вс при комнатной температуре, угле пересечения каналов 90° и N=10 проходах, а также дополнительного старения при температуре 450 °С.

После РКУП формируется структура со средним размером зерен/субзерен ~220 нм. Из таблицы видно, что РКУП приводит к значительному повышению прочности сплава. Предел текучести после РКУП увеличивается более, чем в 5 раз (до 465 МПа), а предел прочности - более чем в два раза (до 571 МПа). После РКУП сохраняется достаточно большая пластичность (10,4%), однако уровень электропроводности в данном состоянии достаточно низкий (35%IACS). Последующее старение (450 °С, 2,5 ч) приводит к дополнительному увеличению пределов прочности и текучести за счет выделения частиц Cr и Cu₅Ni, при этом относительное удлинение до разрушения практически не изменяется, а электропроводность достигает значения 77%IACS.

Таблица. Механические свойства сплава Cu-0,7%Cr-0,9%Ni после различных обработок

Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Закалка	85	272	43
Закалка + 450 °С (3,5 ч)	168	306	31
РКУП	465	571	10,4
РКУП + 450 °С (2,5 ч)	525	605	11

Испытания на усталость показали, что РКУП приводит к повышению предела выносливости со 185 до 310 МПа. При этом отношение $\sigma_R / \sigma_B = 0,54$, что свидетельствует о высоком уровне сопротивлению усталостному разрушению. Старение при температуре 450 °С в течение 2,5 часов после РКУП позволяет дополнительно повысить предел выносливости до 375 МПа (рисунок).

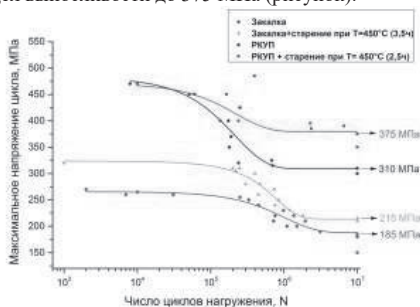


Рисунок - Кривые усталости сплава Cu-0,7%Cr-0,9%Ni после различных обработок.

Таким образом, показано, что применение обработки, включающей предварительную закалку, РКУП и старение позволяет получить в хром - гафниевои бронзе одновременно высокие значения прочности, усталостной долговечности и электропроводности.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ (проект №14.A12.31.0001) и Программы РАН I.II.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОГО ЛИСТА В ШЕСТИРОЛИКОВОЙ ПРАВИЛЬНОЙ МАШИНЕ

Шинкин В.Н.

Россия, г. Москва, НИТУ «МИСИС», E-mail:shinkin-korolev@yandex.ru

Основная задача технологии правки листа – рассчитать оптимальные режимы обжатия листовой заготовки рабочими роликами листоправильных машин таким образом, чтобы на выходе из машины лист имел минимальные остаточные напряжения и кривизну.

Для решения этой задачи автором предложен математический метод определения оптимальных параметров холодной правки стального листа из горячекатанного рулона на примере шестироликовой листоправильной машины испанской фирмы Fagor Arrasate (рис. 1). Расчеты позволяют определить вид и кривизну нейтральной линии стального листа при правке, а также остаточную кривизну листа после правки в зависимости от радиуса рабочих роликов, шага между роликами правильной машины, величины обжатия листа верхними роликами, толщины листа, а также модуля Юнга, предела текучести и модуля упругости металла листа. Результаты исследований могут быть использованы на металлургических заводах при производстве стального листа из горячекатанного рулона.

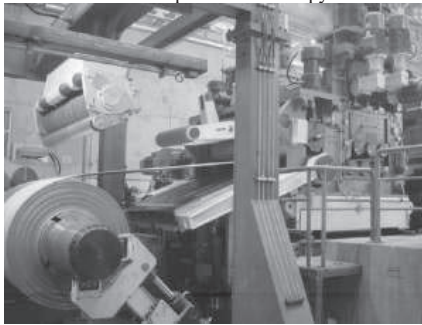


Рис. 1. Разматыватель рулона и шестироликовая листоправильная машина Fagor Arrasate

Пусть t – шаг между нижними роликами, H_2, H_4 и H_6 – величины обжатия срединной поверхности стального листа на втором, четвертом и шестом роликах, h – толщина стального листа, R – радиус рабочих роликов, $R_0 = R + h/2$; σ_t, E, Π_p и Π_c – предел текучести, модуль Юнга и модули упругости стали при растяжении и сжатии; ρ_i и $\epsilon_i = 1/\rho_i$ – радиусы кривизны и кривизна срединной линии листа в точках касания листа с роликами, φ_i – углы точек касания листа и роликов ($i = 1 \dots 6$).

Используя предложенный метод при $t = 0,27$ м, $R = 0,125$ м, $h = 0,01$ м, $E = 2 \cdot 10^{11}$ Па, $\sigma_t = 500 \cdot 10^6$ Па, $H_2 = 0,024$ м, $H_4 = 0,012$ м, $H_6 = -0,014$ м и $\rho_1 = -1$ м, получаем $\rho_2 = 0,160$ м, $\rho_3 = -0,174$ м, $\rho_4 = 0,284$ м, $\rho_5 = -1,578$ м, $\rho_6 = -25,517$ м, $\varphi_1 = 15,57^\circ$, $\varphi_2 = 4,34^\circ$, $\varphi_3 = 5,99^\circ$, $\varphi_4 = 2,47^\circ$, $\varphi_5 = 7,49^\circ$, and $\varphi_6 = -4,36^\circ$. Кривизна листа при правке показана на рис. 2.

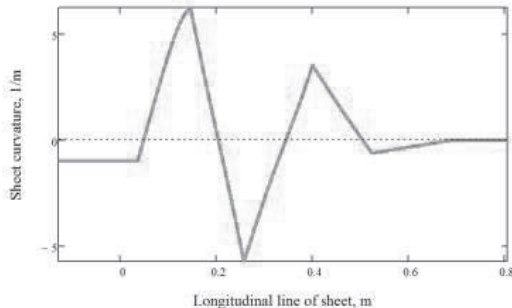


Рис. 2. Кривизна стального листа в шестироликовой правильной машине

ВЛИЯНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФЕРРИТОВ С ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Шипко М.Н., ²Степович М.А., ³Коровушкин В.В., ³Костишин В.Г.

¹Россия, г. Иваново, ИГЭУ им. В.И.Ленина

²Россия, г. Калуга, КГУ им. К.Э.Циолковского

³Россия, г. Москва, НИТУ «МИСИС»

E-mail: ivrgteu_nir@mail.ru, m.stepovich@rambler.ru, krysych@mail.ru, drvgkostishyn@mail.ru

Изучено влияние механического ударно-волнового воздействия на магнитные параметры и кристаллическую структуру феррита $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$. Исследования выполнены методом мёссбауэровской спектроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Для исследования использовались образцы поликристаллического феррита $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ после воздействия на прессуемый порошок ударной волны амплитудой (30-35) кбар. Порошок получен в результате дробления монокристалла $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$. Длительность ударного воздействия составляла не более 10^{-5} сек, а температура образца после воздействия ударной волны сжатия составила (430-450) К.

Анализ образцов после ударно-волнового воздействия показал, что они не содержат видимых дефектов и трещин, а их плотность составляет (90-95) % от теоретической. Мёссбауэровские и рентгеноструктурные исследования показали, что в структуре феррита содержатся локальные участки, состав которых соответствует соединениям BaFeO_{3-x} и BaFe_4O_7 . Такие участки содержатся преимущественно в приповерхностных зонах кристаллитов. Магнитные параметры образцов, полученных в результате ударно-волнового воздействия, ниже, чем у спечённых образцов: намагниченность насыщения ниже на 14 %, константа анизотропии ниже на 23 %, коэрцитивная сила ниже на 13%.

По данным мёссбауэровской спектроскопии, наблюдаемое уменьшение магнитных параметров после механического воздействия связано не только с изменением фазового состава приповерхностных зон кристаллитов $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$, но и с изменениями их кристаллической структуры. Наиболее существенные изменения происходят в гексагональном блоке феррита (подрешётках 2b и 4f₂). Уменьшение локального магнитного поля на ядрах Fe^{37} ионов Fe^{3+} , расположенных в этих подрешётках, а также увеличение квадрупольного расщепления, как показывают результаты рентгеноструктурных исследований, является следствием смещения ионов кислорода в направлении плоскости, перпендикулярной гексагональной оси кристаллитов. Подтверждением такого механизма является повышение изомерного сдвига, указывающего на изменение электронной плотности на ядрах ионов Fe^{3+} , расположенных в октаэдрах подрешётки 4f₂. В результате перемещения ионов кислорода в новые положения повышается энергия деформации, что сопровождается изменением энергии кристаллографической анизотропии и, как следствие, анизотропных свойств феррита.

Исследования проведены при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (базовая часть государственного задания, задание № 340/2015, проект № 1416, и проектная часть государственного задания, соглашение о предоставлении субсидии № 1457521003005 от 27 июня 2014 г.).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ОТЖИГА НА ПРОЧНОСТЬ ПОКРЫТИЯ ОРТОПЕДИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М., Сабирзянов Н.А.

Россия, г. Екатеринбург, ИХТТ УрО РАН, E-mail: chemi4@rambler.ru

В настоящее время при разработке материалов ортопедического и имплантологического назначения большое внимание уделяется технология формирования структуры поверхности с целью упрочнения конструкции «биологически активное покрытие – матрица» для надежной работы имплантата *in vivo*.

Одним из способов изменения поверхности является термический отжиг. В настоящей работе было исследовано его влияние на процесс импрегнирования пористого металлического образца биоактивным гидроксиапатитом (ГАП) и прочность образующегося покрытия. В качестве металлического каркаса мы использовали высокопористый ячеистый титан (пористость 45%), а в качестве биоактивного покрытия суспензию ГАП [1]. Формирование поверхностного слоя проводили в три стадии методом вакуумного импрегнирования [2]. Было выбрано три режима отжига: 1 – отжиг после первой стадии; 2 – отжиг после третьей стадии; 3 – отжиг после каждой стадии. Отжиг образцов проводился на воздухе при температуре

600°C в муфельной печи Nabertherm L 9/11 при скорости нагрева 10°C /мин., охлаждение до комнатной температуры проводилось с печью.

Общий прирост массы образца после трехкратного нанесения составил в первом случае 7.5 мас.% (в том числе 0.8% за счет окисления титановой матрицы), во втором – 5.5 мас.% (0.2% за счет окисления), в третьем – 8.2 мас.% (2.3% за счет окисления). Образец, не подвергавшийся термической обработке, имеет прирост массы при той же кратности обработки суспензией ГАП 11.4 мас.%. Установлено, что отжиг оказал негативное влияние не только на сорбционную способность металлической матрицы, но и на структуру сформированной биоактивной поверхности (рис. 1). Так площадь удельной поверхности по методу БЭТ, изученная с помощью автоматического анализатора площади поверхности и пористости Gemini VII 2390 V1.03 (V1.03 t, Micromeritics), у образца, не подвергнувшегося термообработке составила 11.4 м²/г, при термообработке поверхности по режиму 1 – 5.8 м²/г, по режиму 2 – 2.8 м²/г, по режиму 3 – 3.1 м²/г.

Результаты проведенных исследований показали, что термический отжиг препятствует образованию развитой пористой поверхности, а также снижает адгезионную прочность нанесенного ГАП – покрытия.

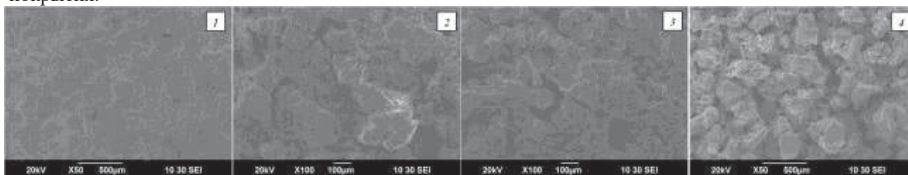


Рис. 1. Поверхность биокompозита в зависимости от режима нанесения покрытия:

- 1 – вакуумное импрегнирование, без термообработки поверхности;
- 2 – вакуумное импрегнирование, термообработка поверхности режим 1;
- 3 – вакуумное импрегнирование, термообработка поверхности режим 2;
- 4 – вакуумное импрегнирование, термообработка поверхности режим 3.

Литература

Сабирзянов Н.А., Богданова Е.А., Хонина Т.Г. Способ получения суспензии гидроксипатита. Патент РФ № 2406693, 2010.

Широкова А.Г., Богданова Е.А., Скачков В.М., Борисов С.В., Сабирзянов Н.А. Способ получения биомедицинского материала. Заявка на патент РФ № 2015116024 от 22.04.2015.

ТЕКСТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОЭРЦИТИВНАЯ СИЛА СТАЛЬНОГО РЕЗЕРВУАРА

Шкатуляк Н.М., Савчук Е.С., Драгомерецкая Е.А.

Украина, г. Одесса, ЮНТУ, E-mail:shkatulyak@mail.ru

Проведено исследование текстуры, механических свойств и коэрцитивной силы H_c образцов стали типа 09Г2С толщиной 20 мм, вырезанных после длительной эксплуатации в направлении прокатки (НП), в диагональном направлении (ДН, то есть в НП+45°) и поперечном направлении (ПН) из ректификационной колонны для нефтеперегонной установки. Механические испытания проводили на установке 1246-Р, скорость перемещения активного захвата 2 мм/мин. Испытывали не менее трех образцов в каждом направлении. В качестве значения свойства принимали среднее арифметическое. Соответствующие численные значения представлены в таблице. Текстуру изучали рентгеновским методом на дифрактометре ДРОН-3 по геометрии Брэгга-Брентано с построением обратных полюсных фигур (ОПФ) вышеуказанных направлений. Исследовали эталон (образец без текстуры), приготовленный из мелких рекристаллизованных опилок исследуемой стали, и текстуру изделия: по сечению стенки (НН), вдоль цилиндрической оси (НП), (ДН, то есть в НП+45°) и в направлении перпендикулярном к оси цилиндрической колонны (ПН). Перед съемкой соответствующие поверхности химически полировали на глубину 0,1 мм для удаления искаженного механической обработкой слоя. Соответствующие гистограммы распределения полюсной плотности в НП, (ДН, то есть в НП+45°) и ПН показаны на рисунке. Коэрцитивную силу H_c измеряли при помощи портативного коэрцитиметра КРМ-Ц-К2М в НП, ДН и ПН колонны. Результаты измерения H_c представлены в таблице. Текстура может быть описана как комбинация текстуры прокатки стали {001}<110> (основной компонент) + {112}<110> и текстуры сдвига

типа $\{110\}<100>$. Ректификационная колонна представляет собой цилиндрический объект. Поэтому в обозначении идеальных ориентировок $\{hkl\}<uvw>$ мы подразумеваем, что семейство плоскостей $\{hkl\}$ расположено в плоскости, касательной к цилиндрической поверхности. При этом совокупность кристаллографических направлений $<uvw>$, принадлежащих $\{hkl\}$, параллельны оси цилиндра.

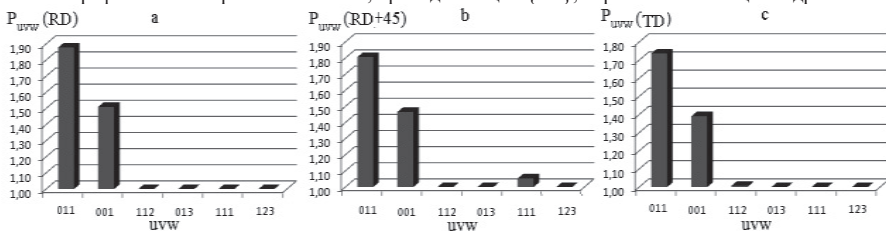


Рисунок. Распределение полюсной плотности в НП (а), ДН (б) и ПН (в) стали колонны.

Таблица. Механические свойства и коэрцитивная сила в образцах стали колонны

Направление в металле	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	H_c , А/сМ
НП	413	268	32	6,6
ДН (НП+45°)	415	265	31,7	6,3
ПН	420	266	31,6	5,9

Найдены тесные корреляции с коэффициентом корреляции равным 1 и уравнения регрессии (1) – (3) между полюсной плотностью ($P_{110} + P_{100}$)= P и механическими характеристиками стали колонны.

$$\sigma_B = 73,26P^2 - 504,58P + 1281,60 \quad (1)$$

$$\sigma_{0,2} = 123,63P^2 - 798,35P + 1553,70 \quad (2)$$

$$\delta = 6,87P^2 - 43,24P + 99,66 \quad (3)$$

Найдена тесная линейная корреляция с коэффициентом корреляции 0,99 между P_{110} и величиной H_c

$$H_c = 5,0P_{110} - 2,78 \quad (4)$$

ВЛИЯНИЕЗНАКОПЕРЕМЕННОГО ИЗГИБА НА ПОВРЕЖДЕННОСТЬ СТАЛИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Шкатуляк Н.М., Савчук Е.С., Усов В.В.

Украина, г. Одесса, ЮНПУ, E-mail:shkatulyak@mail.ru

Проведено исследование влияния малоциклового знакопеременного изгиба (ЗИ) и кристаллографической текстуры на анизотропию поврежденности листовой низкоуглеродистой стали при последующих испытаниях на одноосное растяжение. Внутренние напряжения, возникающие в процессе технологической обработки рулонной и листовой стали позволяют уменьшить и придать необходимые плоскостные характеристики операция правки на роликовых правильных машинах. При правке происходит пластическая деформация знакопеременным изгибом. Несмотря на относительно малую пластическую деформацию растяжения и сжатия при этом происходит изменение механических свойств и структуры металла, в том числе накапливаются неконтролируемые микротрещины, микропоры и их комплексы. При малых деформациях достаточно сложно зафиксировать непо микродфектов косвенно проявляется в изменении свойств материала, в частности, модуля упругости, что может быть использовано для измерения накопления повреждений в структуре металла.

Полосы стали 08кп ($\geq 0,06$ С%; $> 0,6$ % Мп; $0,025$ % S; $0,025$ % Р, остальное Fe в вес. %) толщиной 1 мм после рекристаллизационного отжига послужили материалом для исследования. Полосы размером 100×100 мм подвергали ЗИ на ролике диаметром 50 мм в направлении прокатки (НП). Скорость движения металла при изгибе составила ~ 150 мм/с, что соответствовало скорости деформации $\sim 10^{-2}$ с $^{-1}$. Из исходных полос и полос после изгиба на 0,5; 1; 3 и 5 циклов вырезали по три партии образцов для механических испытаний в направлении прокатки, диагональном направлении (ДН) – под углом 45° к НП – и поперечном направлении (ПН), а также образцы для исследования текстуры. Механические испытания проводили на разрывной машине Zwick Z250/SN5A с силовым датчиком на 20 кН при комнатной

температуре. Общая длина образцов – 90 мм, ширина рабочей части – 12,5 мм. Усредненную по трем партиям образцов в каждом направлении величину принимали в качестве значений механических свойств. Кристаллографическую текстуру исследовали рентгеновским методом на дифрактометре ДРОН-3м с помощью обратных полюсных фигур (ОПФ) в фильтрованном излучении $K\alpha$ -Mo с двух поверхностей образцов после указанного выше числа циклов ЗИ для направления нормали (ОПФ НН) и направления прокатки (ОПФ НП). Перед исследованием текстуры образцы химически полировали на глубину 0,1 мм для снятия искаженного поверхностного слоя. Эталонный образец (без текстуры) изготовили из мелкого рекристаллизованного порошка исследуемой стали. Для съемки ОПФ НН изготавливали наборные образцы в виде наклеенных друг на друга полосок шириной 3 мм, вырезанных перпендикулярно НП. Металлографическую структуру исследовали от торцовых поверхностей образцов, вырезанных в НП и ПН, на микроскопе Аxioplаn 2, фирмы KARL ZEISS. Анализ анизотропии поврежденности листового материала проводили с помощью симметричного тензора поврежденности D второго порядка. Для случая одноосных напряжений единственный ненулевой компонент тензора D определен по формуле:

$$D = 1 - \sqrt{E/E_0}, \quad (1)$$

где E_0 и E – модуль упругости неповрежденного материала и текущий модуль упругости, определяемый при одноосных испытаниях на растяжение в указанных выше направлениях, соответственно.

Установлено:

1. После знакопеременного изгиба имеет место анизотропия механических свойств и поврежденности D при механических испытаниях на одноосное растяжение.
2. Поврежденность $D_{\bar{n}\bar{\delta}}$ имеет минимальное значение после 3 циклов знакопеременного изгиба.
3. Поврежденность $D_{\bar{n}\bar{\delta}}$ растет с увеличением в текстуре «хрупких» компонентов, когда кристаллографические плоскости типа $\{001\}$ расположены параллельно плоскости прокатки.
4. Поврежденность $D_{\bar{n}\bar{\delta}}$ уменьшается с ростом «вязких» компонентов текстуры, когда кристаллографические плоскости типа $\{110\}$, $\{112\}$, $\{111\}$ расположены параллельно плоскости прокатки.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ БИМЕТАЛЛА

^{1,3}Шляхова Г.В., ¹Ли Ю.В., ¹Баранникова С.А.², ^{1,2}Зув Л.Б.

¹Россия, г. Томск, ИФПМ РАН, E-mail: lbz@ispms.tsc.ru

²Россия, г. Томск, ТГУ, E-mail: bsa@ispms.tsc.ru

³Россия, г. Северск, Северский технологический институт НИЯУ МИФИ, E-mail: shgv@ispms.tsc.ru

В настоящее время, современные тенденции развития промышленного производства характеризуются достаточно высокими требованиями к качеству и эксплуатационным свойствам используемых материалов. Развитие техники и областей ее применения приводит к необходимости использования материалов, обладающих комплексом свойств, обеспечивающих высокую прочность, коррозионную стойкость, теплопроводность, жаропрочность, износостойкость и др. Поэтому широкое применение нашли слоистые металлические композиты – биметаллы [1, 2]. В результате диффузии на границе раздела образуется более сложный сплав, чем каждый из соединяемых металлов. Для определения механических свойств полученного в результате диффузии промежуточного слоя необходимы детальное исследование структуры материала в области границ раздела двух металлов.

Для микроструктурных исследований в настоящей работе были изготовлены плоские образцы с размерами рабочей части 50×8×2 мм из композиции X18H9T+Ст.3. Данный вид коррозионно-стойкого биметалла получен методом заливки с последующей прокаткой на необходимую толщину 8 мм. Толщина плакирующего слоя нержавеющей стали X18H9T составила 0,7 мм (рис.1). Заливка жидким металлом твердой пластины, помещенной в изложницу, применяется для получения многих видов биметаллов различного назначения.

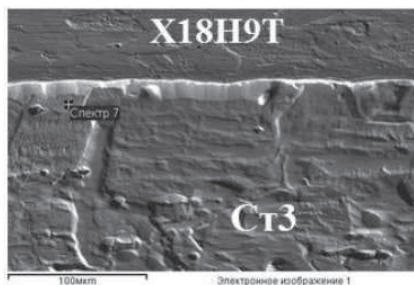


Рис. 1 РЭМ изображение биметалла

Металлографические исследования показали, что граница раздела формируется в виде тонкой сплошной линии при отсутствии дефектов в виде поры и несплошностей. Переходная зона от основного металла низкоуглеродистой стали к плакирующему слою нержавеющей стали представляет собой прослойку со стороны аустенитной стали. Глубина переходной зоны составила ≈ 25 мкм. Использование растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO 50 с приставкой Oxford Instruments для рентгеновского дисперсионного микроанализа (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) позволило определить фазовый состав трехслойного биметаллического соединения. Значения микротвердости в зоне интерфейса оказались несколько выше, чем в области основного (Ст.3) и плакирующих (X18H9T) слоев. Методами атомно-силовой микроскопии установлено, что в зоне интерфейса в основном металле Ст.3, образуется обезуглероженный слой, а в области слоя X18H9T – науглероженный слой.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук России на 2016 - 2020 годы и частично поддержана грантом РФФИ № 16-38-50234 мол_нр.

Литература:

Соловьев С.Д., Деменьтьев В.Б. Кинетика образования межатомных связей в биметаллах. Ижевск: ИПМ УрО РАН, 2006. С.152.

Москвитин С.П., Пудовкин А.П. Метод и система контроля характеристик качества биметалла // Вестник ТГТУ. 2009. Т. 15. № 2. С. 315-320.

НОВЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ ОХРУПЧИВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР ПРИ ТЕПЛОВОМ СТАРЕНИИ

Юрченко Е.В., Марголин Б.З.

Россия, г. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», E-mail:margolinb@yandex.ru

Предложенный метод дает возможность прогнозировать степень охрупчивания материалов корпусов реакторов ВВЭР за счет внутризеренных и зернограницных сегрегаций фосфора, развитие которых протекает при температуре эксплуатации корпусов реакторов типа ВВЭР. Метод базируется на результатах испытаний материала в двух состояниях: состаренного при повышенных температурах (относительно температуры эксплуатации) и отожженного после облучения. Для прогнозирования теплового старения корпусных реакторных сталей использованы уравнение МакЛина и зависимости, описывающие термоактивируемую и радиационно-индуцированную диффузию фосфора. Выполнены экспериментальные исследования по оценке теплового старения стали 15X2НМФА. На основании полученных экспериментальных данных и предложенного метода для времени $t = 5 \cdot 10^5$ часов (≈ 60 лет эксплуатации) даны оценки сдвига критической температуры хрупкости ΔT_k . Полученные сдвиги ΔT_k обусловлены охрупчиванием основного металла и металла шва корпусов реакторов ВВЭР-1000 за счет возникновения сегрегаций фосфора.

Показано, что при низких значениях $T_{к0}$, величина сдвига критической температуры хрупкости ΔT_k для стали 15X2НМФА вследствие теплового старения может достигать $\approx 100^\circ\text{C}$ даже при объемной концентрации фосфора менее 0,018%. При этом с увеличением $T_{к0}$ величина ΔT_k , обусловленная старением за счет сегрегаций фосфора, уменьшается.

Выполненные оценки показали, что при объемной концентрации фосфора менее 0,018%, $T_{\text{жстл}} = 320^\circ\text{C}$ и времени $t = 5 \cdot 10^5$ часов (≈ 60 лет) при варьировании $T_{\text{к0}}$ от -100 до 0°C значения $T_{\text{к}}$ за счет образования сегрегаций фосфора не превысят 5°C .

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НАНОВОЛОКНАХ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Яшин О.В.

Россия, г. Барнаул, АлГТУ, E-mail: rubtsovsk@inbox.ru

Объектом исследования является нановолокно ГЦК Ni размером порядка 10^4 атомов, в ортогональные и тетрагональные поры которого помещены атомы водорода. Количество атомов водорода, помещенного в поры нановолокна никеля не превышает 10^3 , соотношение количества атомов водорода, размещенных в тетрагональной и ортогональной поре соответствует соотношению объемов указанных типов пор в элементарной ячейке и равно 2 к 1. Расчеты движения атомов в нановолокне в процессе деформации производились методом молекулярной динамики, взаимодействие между атомами расчетного блока волокна рассчитывалось с использованием потенциальных функций Морзе, параметры которых заимствованы из работы [1]. Потенциал Морзе в достаточно полной мере позволяет описать энергетические характеристики основных дефектов, образующихся в процессе деформации нановолокон, известны работы по расчету энергетических характеристик как планарных [2-3], так и точечных дефектов [4]. Суммарная скорость движения захвата составляла 20 м/с и соответствовала скорости деформации порядка 10^9 с $^{-1}$. Точное значение скорости деформации зависело от длины исследуемого нановолокна. Существует множество примеров работ по моделированию деформации растяжения/сжатия со скоростями деформации аналогичного порядка [5-8]. Целью исследования представленной работы является рассмотрение степени влияния наводороживания на прочностные свойства нановолокон ГЦК металлов при различных температурах. В результате исследований получены графики зависимости «напряжение-деформация» для нановолокон Ni с различным содержанием водорода (от 0 до 10 %) при различных температурах в диапазоне от 10 К до 1400 К.

Автор выражает благодарность своему научному руководителю доктору физико-математических наук, профессору, заведующему кафедрой «Физика» Алтайского государственного технического университета, заслуженному деятелю науки Российской Федерации Старостенкову Михаилу Дмитриевичу. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ гранты №15-58-04033 Бел_мол_а «Исследование структурно-фазовых превращений в нанобъектах и их влияние на физические и физико-механические свойства материалов», гранты № 14-08-90416 Укр_А «Физическая природа предельно высокой прочности нанокристаллов и технология ее реализации в наноразмерных игольчатых кристаллах».

Литература

Кулабухова Н.А. Исследование процессов абсорбции и диффузии водорода в ГЦК металлах методом молекулярной динамики // диссертация на соискание степени кандидата физико-математических наук, АлГТУ им.И.И. Ползунова, г.Барнаул, 2014 год, 129 с.

Полетаев Г.М., Мартынов А.Н., Старостенков М.Д. Структура и энергия границ зерен кручения в ГЦК металлах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2010. Т. 7. № 4. С. 27-34.

Старостенков М.Д. Кристаллогеометрическое описание планарных дефектов в сверхструктурах // Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук / Барнаул, 1994

Медведев Н.Н., Старостенков М.Д., Полетаев Г.М., Пожидаева О.В., Терещенко О.А., Ракитин Р.Ю., Краснов В.Ю., Попов В.А. Образование и агрегатизация пар Френкеля при имплантации внедренных атомов в сплаве Ni $_3$ Al // Известия высших учебных заведений. Физика. 2007. № 9. С. 421.

Harold S. Park, Ken Gall, Jonathan A. Zimmerman. Deformation of FCC nanowires by twinning and slip, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2006, 54, 1862-1881

Wuwei Liang, Min Zhou Atomistic simulations reveal shape memory of FCC metal nanowires, Physical Review B, 73, 115409, 2006, 1-11

M. Sob, M. Friak, V. Vitek. Theoretical strength and onset of yielding in nanoindentation, Nanotech, 2002, V. 2, 279-282

УСТАЛОСТНАЯ ПРОЧНОСТЬ СТАЛЕЙ С КОМПЛЕКСНОЙ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРОЙ

¹Яшук С.В., ²Терентьев В.Ф., ²Просвирнин Д.В.

¹Россия, г. Москва, НИЦ МВТ

²Россия, г. Москва, ИМЕТ РАН

Исследовали механические свойства холоднокатаного проката с цинковым покрытием из двухфазной феррито – мартенситной стали марок DP600, DP800 и стали с комплексной фазовой структурой (Феррит, Бейнит и мартенсит) марки CP600. Химический состав стали представлен в таблице 1, а механические свойства в таблице 2. Микроструктура исследуемых вариантов стали представлена на рисунке 1.

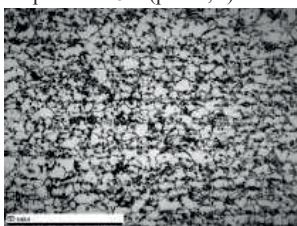
Таблица 1 - Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, % масс.								
	C	Si	Mn	Cr	Al	N	Nb	Mo	Ni
DP600	0,10	0,15	1,3	0,14	0,03	0,006	0,010	0,20	0,02
CP600	0,08	0,30	1,6	0,50	0,05	0,007	0,002	0,10	0,02
DP800	0,12	0,30	1,6	0,65	0,05	0,009	0,020	0,25	0,05

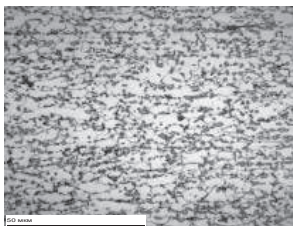
Таблица 2 - Механические свойства исследуемых сталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_4 , %	BH_2 , МПа	n_{10-20}	σ_R , МПа
DP600	405	610	27	60	0,16	450
CP600	450	640	22	50	0,15	480
DP800	500	867	19	65	0,14	475

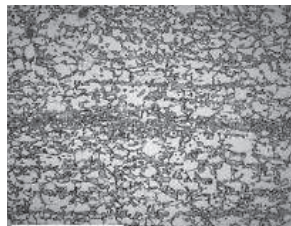
Микроструктура стали DP600 (рис. 1,а) и DP800 (рис. 1,б) состояла из феррита и мартенсита, который располагался преимущественно по границам ферритных зерен, так для стали DP600 доля второй фазы составляет 30 %, а для DP800 42 %. Структура стали CP600 состоит из феррита 75%, бейнита 20 % и мартенсита 5% (рис. 1, в).



а



б



в

Рисунок 1 – Микроструктура исследуемых образцов стали: а-DP600; б-CP600; в-DP800

Испытания на усталость при комнатной температуре образцов с размером 1,2 x 7 x 20 мм рабочей части проводили на сервогидравлической машине Instron 8801 в условиях повторного растяжения при асимметрии цикла $R = 0,1$ и частоте 30 Гц.. Предел выносливости на базе 107 циклов нагружения составляет 425МПа. А отношение предела выносливости к пределу прочности составляет 0,7, что свидетельствует о высоком уровне сопротивления усталостному разрушению данного материала.

На рис. 2 представлены кривые усталости исследованных сталей. В малоцикловой области усталостной долговечности (до 10^5 циклов) наблюдается наиболее существенное различие в уровне циклической прочности. Образцы стали DP800 выдерживают нагрузки при более высоком уровне максимального напряжения цикла (до 775МПа), а образцы сталей CP 600 и DP 600 до 630МПа. В этой области усталости наблюдается четкая зависимость от уровня предела прочности: чем выше предел прочности, тем выше циклическая прочность. Несмотря на различие в уровне предела прочности, предел выносливости исследованных сталей находится в диапазоне 450МПа – 480МПа. То, что у более высокопрочной стали DP800 предел выносливости не выше, чем у сталей CP600 и DP600, связано с меньшей пластичностью этого материала.

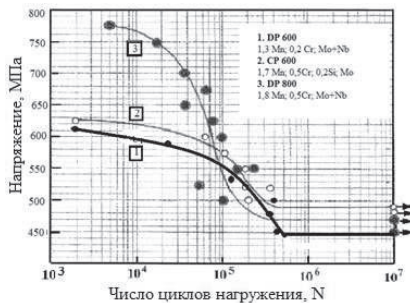


Рис.2. Кривые усталости исследуемых сталей.

Характер усталостного разрушения для всех вариантов исследуемых сталей схожий, поэтому рассмотрим его на примере стали DP600. На рис. 3 представлены результаты фрактографических исследований поверхности усталостного разрушения. На общем виде излома (рис. 3, а) хорошо видно различие поверхностного рельефа между зоной усталостного разрушения и зоной статического долома. В первом случае мы наблюдаем довольно плоский рельеф поверхности разрушения, а во втором – более грубый и более развитый. Зарождение усталостной трещины происходит в области одного из углов поверхности разрушения.

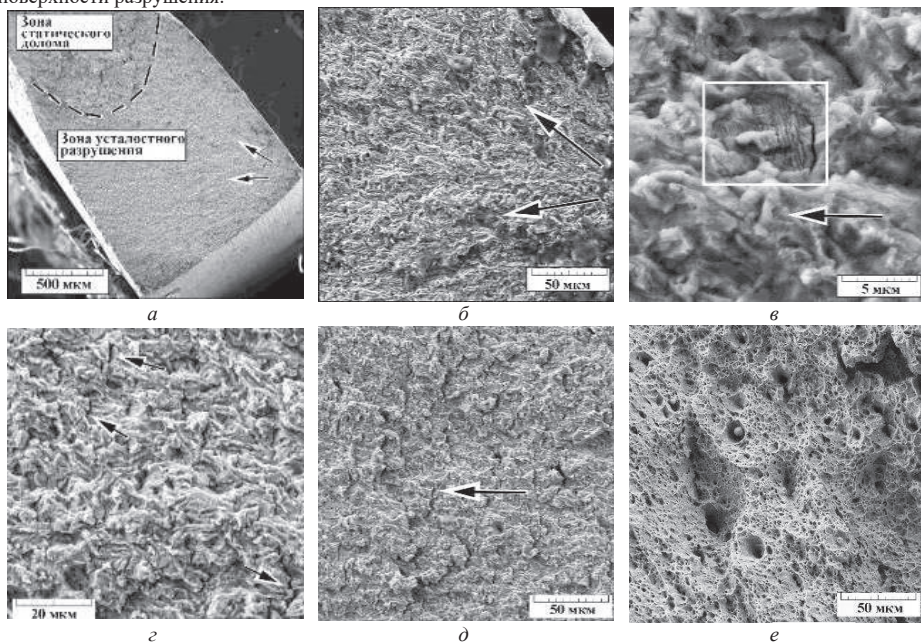


Рис. 3. Результаты фрактографических исследований образцов стали DP600

Особенности поверхностного рельефа в зоне начального распространения усталостной трещины представлены на рис. 3, б. Этот вязкий рельеф отражает связь с мелкозернистой структурой легированной стали. Обычно такой рельеф связывают с распространением трещины по смешанному модо разрушения. Однако, и на этой стадии роста усталостной трещины на отдельных участках поверхности разрушения (по-видимому, в более пластичной структурной составляющей) наблюдаются характерные для усталостного разрушения бороздки (рис. 3, в, выделенная область), расстояние между которыми составляет ~ 0,3 мкм.

На стадии стабильного распространения усталостной трещины общий характер поверхностного рельефа поверхности разрушения сильно не меняется. Однако наблюдается микрорастрескивание. Наблюдаются микротрещины размером 5 – 10 мкм, вытянутые перпендикулярно распространению магистральной усталостной трещины (рис. 3, г). На стадии ускоренного роста усталостной трещины

поверхностный рельеф разрушения приобретает черты квазивязкого «чешуйчатого» с наличием большого числа вторичных микротрещин. На фоне такого рельефа отчетливо видны немногочисленные включения, и появляющиеся микропоры (рис. 3, д). Также на этом чешуйчатом рельефе при большом увеличении можно видеть усталостные бороздки размером ~ 0,3 мкм. Окончательный статический долом связан с типичным вязким ямочным разрушением, причем в основном наблюдаются ямки размером 0,3 – 0,5 мкм (рис. 3, е).

ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ПРОВОЛОКИ И ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ БИМЕДИЦИНСКОГО СПЛАВА Ti-Nb-Ta-Zr

¹Севостьянов М.А., ²Шатова Л.А., ¹Насакина Е.О., ¹Баикин А.С., ¹Леонов А.В., ¹Колмаков А.Г.

¹Россия, Москва, ИМЕТ РАН, e-mail:cmakp@mail.ru

²Россия, Воронеж, Воронежский Государственный Технический Университет

Биоматериалы являются жизненно важными материалами для повышения качества и продолжительности жизни человека.

В настоящее время ведутся работы в области создания «безникелевых» титановых сплавов с памятью формы, проявляющих сверхупругое поведение, которые содержат только нетоксичные элементы и удовлетворяют потребностям имплантата по физико-химическим, механическим и биологическим свойствам. Материалы на основе титана, обладают уникальным сочетанием характеристик, таких как высокая прочность, низкая плотность (высокая удельная сила), высокая устойчивость к коррозии, полная инертность к окружающей среде тела, биосовместимость и низкий модуль упругости [1-3].

В данной работе описана технология получения и исследование свойств сплава Ti-(20±3)Nb-10Ta-5Zr.

Изготовление сплава осуществлялось в несколько этапов.

На первом этапе получают слитки по 25 г. Плавка сплавов проводится в семилучном медном водоохлаждаемом поддоне на электродуговой вакуумной печи ЛК-8 с нерасходуемым электродом в среде избыточного давления гелия или аргона при —1,8 атм. несколько раз, что обеспечивает точный состав по всему объему слитка. Далее в этих же условиях полученные слитки сплавлялись в слитки массой 100 г., а следующим этапом являлся гомогенизирующий отжиг в вакуумной горизонтально-шахтной печи.

После получения слитков проводилась ступенчатая прокатка образцов для получения прутков 3,8-4,2 мм и далее волочение до получения проволоки диаметром 300 мкм.

Проведены комплексные исследования однородности распределения элементов сплава Ti-Nb-Ta-Zr с помощью оже-спектрометра, структуры на оптическом микроскопе Olympus GX51, сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Vega SBU II фирмы Tescan и статические свойства с помощью испытательных машин Instron 3382.

Работа выполнена при поддержке РФФИ проекта № 16-08-01132 А.

Литература

С.М. Дубинский, С.Д. Прокошкин, В. Браиловский, А.В. Коротцкий, К.Э. Инакян, М.Р. Филонов, М.И. Петрижик. Структурообразование при термомеханической обработке сплавов Ti-Nb-(Zr,Ta) и проявление эффекта памяти формы. Физика металлов и металловедение, 2011, т. 112, No. 5, с. 503-516.

В.Т. Заболотный, А.Г. Колмаков, М.А. Севостьянов, Е.О. Насакина. Совершенствование медицинских изделий для эндоваскулярных операций. // Интеграл, 2013. - № 4 (72). - С. 42-45.

В.Т. Заболотный, О.К. Белоусов, Н.А. Палий, Б.А. Гончаренко, Е.А. Армадерова, М.А. Севостьянов. Материаловедческие аспекты получения, обработки и свойств никелида титана для применения в эндоваскулярной хирургии // Металлы, 2011. №3. С.47-59.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА СИСТЕМЫ AL-O-N

Просвирнин Д.В., **Ошибка! Закладка не определена.** Колмаков А.Г., Копнев Г.В., Антипов В.Н.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН, e-mail:imetran@yandex.ru

Целью настоящей работы было получение компактов и исследование свойств образцов керамики инструментального назначения на основе оксинитрида алюминия, спеченной из поликристаллических

порошков оксида алюминия (Al_2O_3) и нитрида алюминия, полученных способом плазмохимического синтеза.

Полученные компакты представляли из себя непрозрачные пластины серого цвета высотой 10-15 мм и диаметром 65 мм.

Образцы, полученные при температуре вблизи 1700 оС показали неплохие механические свойства: предел прочности на изгиб $\sigma_b = 122,13 \pm 13,37$ МПа, среднее значение критического коэффициента интенсивности напряжений KIC составило $4,02 \pm 0,37$ МПа·м^{1/2}, значения микротвердости $H_v = 700..1200$. Если сравнивать с показателями, обычно приводимыми для керамики типа ALON, то оказывается, что полученный материал в 2...2,4 раза превосходит его по значениям KIC, сопоставим с ним по твердости и примерно в 2 раза уступает по прочности на изгиб. На разброс механических свойств и их уровень негативное влияние оказывает наличие пористости, обнаруженное методом растровой электронной микроскопии. Исследование поверхности разрушения образцов показало относительно большой разброс в размерах кристаллитов (1-5 мкм), а также наличие в материале пор.

Необходимо проведение дальнейших исследований в направлении устранения из технологии присутствия углерода в вакуумной камере, и замены активации процесса спекания давлением на другие (повышения температуры спекания до 2000...2100°С, внедрение ступенчатых режимов спекания, использование специальных добавок, подача технологических газов в камеру и др.), что позволит добиться получения изделий сложной формы с необходимыми характеристиками.

Литература

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Цветков Ю.В., Самохин А.В., Щербаков А.В., Просвирнин Д.В., Алексеев Н.В., Аникин В.Н., Вепринцев К.В., Баранов Е.Е., Куфтырев Р.Ю., Виноградов Л.В., Лещинская К.В. Оценка возможных подходов к синтезу оксинитрида алюминия // Интергал, 2014. №2,3 (75-76).

Антипов В.И., Баранов Е.Е., Галахов А.В., Виноградов Л.В., Колмаков А.Г., Просвирнин Д.В., Клименко С.А., Ильющенко А.Ф., Хейфец М.Л. Жидкофазный синтез порошка оксинитрида алюминия с использованием органических соединений // Сб. науч. трудов "Порошковая металлургия" 2014. Вып. 37.

Опарина И.Б., Колмаков А.Г., Луковкин Г.М., Аржаков М.С., Жирнов А.Е., Севастьянов М.А., Баранов Е.Е., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Быков П.А. Новый композиционный материал с фрактальной структурой на основе полимерной матрицы с наноструктурными микрочастицами ZrO₂ // Материаловедение. 2011. №8.

Исследования поддержаны грантом РФФИ 16-08-00815 А.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СИНТЕЗА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРИАЛА, ПОЛУЧЕННОГО СИСТЕМЫ AL-O-N

Просвирнин Д.В., **Ошибка! Залкадка не определена.** Колмаков А.Г., Антипов В.Н.

Россия, Москва, ИМЕТ РАН, e-mail: imetran@vandex.ru

Проведен анализ технологий синтеза оксинитрида алюминия и получения компактов из него. При различных параметрах спекания получены образцы керамики.

В качестве исходных материалов использовались порошки, полученные методом плазмохимического синтеза. Такой метод отличается высокой производительностью и позволяет получать чистые исходные продукты (99,95 %) (Рис. 1 б.). Порошки Al_2O_3 и AlN в соотношении 40:60, смешивали в планетарной микромельнице в течении 30-60 минут. Данные проведенного количественного фазового анализа порошка, показали, что соотношение компонентов в весовом объеме в смеси составило 48,5% AlN – 51,5% Al_2O_3 .

Процесс спекания под давлением осуществляли в вакуумной камере при температурах 1650-1900оС и давлении 200-270 кг/см². Время процесса варьировалось в пределах 10..12 мин. Температуры были выбраны для проверки литературных данных, согласно которым спекание смеси порошков проводится при температуре до 1700оС.

Полученные компакты представляли из себя непрозрачные пластины серого цвета высотой 10-15 мм и диаметром 65 мм. На образцах заметны светлые пятна размером 1-3 мм. После проведения процесса спекания, полученные таблетки подвергались шлифовке. Время выдержки не оказывало влияние на процесс спекания.

Рентгенографические исследования показали, что полученный материал представляет собой композит состава 49% AlN - 52% Al_2O_3 , но без присутствия фазы $Al_23O_27N_5$. Использование метода дифракции и анализ электронограмм, позволили установить, что в материале присутствуют две фазы типа Al-N-O. Одна из которых соответствует аналогу $Al_23O_27N_5$ - $Al_28O_35N_5$ в кристаллической и аморфной

форме. Исходя из этого можно сделать вывод, что процесс синтеза Al₂O₃/ZrO₂ при указываемом в литературе значении температуры 1700°C только начинается, а для его завершения требуются большие значения температуры, которые позволят также значительно снизить пористость.

Увеличение температуры спекания до 1900°C приводит к увеличению переноса углерода в образец. Образцы, полученные в результате спекания, отличались темным оттенком цвета, что связано с наличием в них углерода. Применение обмазки, предотвращает прямую диффузию в твердой фазе углерода из графитовых пресс-форм в образцы, но не позволяет устранить диффузию через газовую фазу.

Необходимо проведение дальнейших исследований в направлении устранения из технологии присутствия углерода в вакуумной камере, и замены активации процесса спекания давлением на другие (повышения температуры спекания до 2000...2100°C, внедрение ступенчатых режимов спекания, использование специальных добавок, подача технологических газов в камеру и др.), что позволит добиться получения изделий сложной формы с необходимыми характеристиками..

Исследования поддержаны грантом РФФИ 16-08-00815 А.

Литература

Kolmakov A.G., Oparina I.B., Sevoctyanov M.A., Arzhakov M.S., Lukovkin G.M. Composite based on polymethylmethacrylate with fractal clusters of ZrO₂ particles // Eurasian Physical Technical Journal, 2015. V.12. №2(24).

Колмаков А.Г., Антипов В.И., Цветков Ю.В., Самохин А.В., Щербаков А.В., Просвирнин Д.В., Алексеев Н.В., Аникин В.Н., Вепринцев К.В., Баранов Е.Е., Куфтырев Р.Ю., Виноградов Л.В., Лещинская К.В. Оценка возможных подходов к синтезу оксинитрида алюминия // Интергал, 2014. №2,3 (75-76).

Алексеев Н.В., Самохин А.В., Куркин Е.Н., Агафонов К.Н., Цветков Ю.В. Синтез наночастиц оксида алюминия при окислении металла в потоках термической плазмы. Физика и химия обработки материалов. 1997. Т.3.

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.

А.Ю. Коваль, 79
Авилов Е.С., 60, 62, 65, 73
Адашкин А.М., 75
Аксёнова К.В., 41, 42, 43
Аладьев Н.А., 47
Александрова Н.М., 143
Алеутдинова М.И., 24
Алеутдинова М.И., 134
Антипов В.Н., 154, 155
Антонова О.С., 106, 128
Арканова Ю.А., 78
Артамонов М.А., 37
Асан Т.А., 49
Астафурова Е.Г., 81
Ахмедзянов М.В., 56
Ахмедов Э.Н., 25
Ашмарин А.А., 124
Баикин А.С., 53, 106, 154
Балева Ю.И., 26
Бамборин М.Ю., 120
Баранникова С.А., 149
Барахтин Б.К., 31
Баринов С.М., 47
Бахтеева Н.Д., 27
Беженев С.А., 28
Безымянный Ю.Г., 55
Белов В.А., 96
Белов Е.Г., 43
Белов Н.А., 92
Беляков А.Н., 132
Библик И.В., 29, 30
Богданова Е.А., 146
Бочвар Н.Р., 144
Бродниковский Н.П., 119
Бутрим В.Н., 75
Вакуленко К.В., 29
Вознюк А.В., 31
Войнов К.Н., 32
Волков М.Е., 37
Волченкова В.А., 52
Воробьева В.П., 101, 102
Гадолина И.В., 89
Газанова Н.Ш., 33
Гальченко Н.К., 81
Гладких Е.В., 34
Глазов А.Л., 91
Гневко А.И., 35, 139
Голубева М.В., 36
Голубовский Е.Р., 37
Гольдштейн Р.В., 77, 78
Гончарова Е.Н., 111
Горбаткина Ю.А., 67, 120
Гордиенко А.И., 45
Горицкий В.М., 38
Городцов В.А., 77, 78
Гостевская А.Н., 39
Гразион С.В., 38, 139
Гранаткина Ю.В., 95
Гриняев К.В., 110
Громов В.Е., 39, 40, 41, 42, 43, 111
Губенко С.И., 26, 100
Гудков В.Б., 35
Денисов С.В., 36
Деревягина Л.С., 45
Дин Кай Цзянь, 46
Дмитриев А.А., 109
Добаткин С.В., 144
Драгомерецкая Е.А., 147
Евдокимов В.Ю., 47
Егоров А.А., 47
Егорова Л.Ю., 48
Елисеев Э.А., 128
Ерёмин А.М., 50
Ермишкин В.А., 135
Жумадилова Ж.О., 49
Заболотникова В.И., 96
Захаров П.В., 50
Зверева У.Г., 67
Зенина Е.В., 39, 40
Зеньков Е.В., 51
Зуев Л.Б., 149
Иванников А.Ю., 53
Иванов Ю.Ф., 39, 40, 41, 42, 43, 111
Иванова Л.Д., 95
Ильин А.В., 70
Ильин Н.А., 52
Ильичёва А.А., 106
Казак И.Б., 29
Казенас Е.К., 52
Кайбышев Р.О., 132
Калдыбаев И.Д., 49
Калиненко А.А., 76
Калита В.И., 53
Канунникова И.Ю., 93
Капралов Е.В., 39
Кардашова Г.Д., 54
Карелин Ф.Р., 117
Катин И.В., 60, 62, 65, 73
Клауч Д.Н., 131
Клюев В.А., 84
Козирацкий Е.А., 55
Козлова О.Ю., 56
Колесников М.Н., 123
Колмаков А.Г., 154, 155
Колубаев Е.А., 109
Комаров А.И., 57

Комарова В.И., 57
 Комлев В.С., 53
 Комлев Д.И., 53
 Конаков Я.В., 59
 Кондратенко Л.А., 59, 131
 Коновалов С.В., 39, 40
 Копиев Г.В., 128, 154
 Копралов В.Е., 40
 Коржуев М.А., 60, 62, 65, 73
 Кормс И.А., 135
 Кормышев В.Е., 39, 40
 Коровушкин В.В., 146
 Корохин Р.А., 67, 120
 Коршунов Л.Г., 68
 Косинов Д.А., 43
 Костерев В.Б., 43
 Костин В.Л., 71
 Костин С.К., 70
 Костина В.С., 69
 Костина М.В., 69
 Костишин В.Г., 146
 Котоусов А.Г., 71
 Кочнев А.С., 72
 Кравченко Д.А., 108
 Кравчук К.С., 34
 Кретова М.А., 60, 62, 65, 73
 Кубаткин В.С., 75
 Кузнецов В.М., 132
 Кульков В.Г., 122
 Куперман А.М., 120
 Куржий Д.Р., 115
 Кусакин П.С., 76
 Лавигне О., 71
 Леонов А.В., 154
 Леонтьева-Смирнова М.В., 108
 Лепендин А.А., 109
 Ли Ю.В., 149
 Лисовенко Д.С., 77, 78, 140
 Литовченко И.Ю., 108
 Лознецова Н.Н., 84
 Лубяной Д.А., 78
 Луговской Ю.Ф., 79, 119
 Лукьянова Е.А., 117
 Луценко И.С., 50
 Луцык В.И., 101, 102
 Лушкин М.А., 38
 Лысенков А.С., 47
 Мазаев А.О., 80
 Майер Г.Г., 81
 Макарова Е.С., 82
 Макушев С.Ю., 143
 Малашенко В.В., 83
 Малашенко Т.И., 83
 Малкин А.И., 84
 Мальчев А.Г., 95
 Мамонтов В.И., 53
 Марголин Б.З., 121, 150
 Марков О.И., 82
 Маркова Е.В., 93, 94
 Марченков А., 124
 Марченков А.Ю., 85, 87, 127
 Матюнин В.М., 85, 87, 124, 127
 Медведева Е.С., 107
 Мельников Е.В., 81
 Минина Н.А., 135
 Миронова Л.И., 59, 88
 Михайлова А.Б., 60, 73
 Молодцов Р.К., 50
 Монахова А.А., 89
 Морозов К.В., 41
 Морозов Н.Ф., 91
 Москвина В.А., 81
 Мукомела М.В., 38
 Мурадян С.О., 69
 Муратиков К.Л., 91
 Мушникова С.Ю., 70
 Назаренко В.А., 79, 119
 Насакина Е.О., 154
 Наумова Е.А., 92
 Нечаев Л.М., 93, 94
 Никитин А.В., 96
 Никитина Е.Н., 42
 Никулин Д.С., 95
 Никулин С.А., 96, 110
 Нихезина И.Ю., 95
 Новиков А.И., 138
 Новоженнова О.Г., 96
 Овидько И.А., 59
 Овсепян С.В., 56
 Овсянников Н.А., 47
 Овчинникова О.А., 52
 Орлов В.В., 36
 Павлова А.В., 99
 Парусов Э.В., 100
 Парфенова М.Д., 101, 102
 Паунов А.К., 52
 Пахолка С.Н., 28
 Пенкин А.Г., 103
 Пенькова О.И., 106
 Перегудов О.А., 41
 Петраш К.Н., 119
 Петрова Л.И., 95
 Пилюгин В.П., 48
 Подзорова Л.И., 106
 Полетаев Г.М., 107
 Полежина Н.А., 108
 Поляков В.В., 109
 Помельникова А.С., 56
 Просвирнин Д.В., 87, 127, 128, 143, 144, 152, 154, 155

Пруцков М.Е., 47
Радишевский В.Л., 110
Радюк А.А., 53
Рогачев С.О., 110
Родионова С.К., 52
Родичев Ю.М., 137
Рожнов А.Б., 96
Романов А.Д., 141
Романов Д.А., 111
Романова Е.А., 141
Рощин К.В., 112
Рошупкин В.В., 103
Рубанникова Ю.А., 39, 40
Рубцов С.Е., 99
Русakov А.А., 34
Ряшенцев В.В., 52
Сабирзянов Н.А., 146
Савенко В.И., 84
Савин В.Н., 120
Савчук Е.С., 147, 148
Саморядов А.В., 113
Сандомирский С.Г., 114
Сапронов И.Ю., 75
Севальнёв Г.С., 128
Севастьянов М.А., 53
Севостьянов М.А., 17, 117, 154
Семенов М.Ю., 46
Серебренникова А.Г., 115
Серебрякова И.Л., 89
Серебряный В.Н., 117
Сержантова Г.В., 94
Сигейкин Г.И., 113
Сидоров О.В., 118
Сиротинкин В.П., 103
Скачков В.М., 146
Скороход В.В., 119
Слизов А.К., 87, 103, 124, 127, 128
Смирнов А.Е., 46
Смирнов В.В., 47
Смирнов И.В., 53, 110
Солнцев В.П., 119
Солнцева Т.А., 119
Солодилов В.И., 67, 120
Сорока Е.Б., 137
Сорокин А.А., 38, 121
Старостенков М.Д., 50
Степович М.А., 146
Сурикова Н.С., 45
Сурсаева В.Г., 121
Сыч О.В., 36
Сыщиков А.А., 122
Талько О.В., 55
Телятников И.С., 123
Терентьев В.Ф., 87, 103, 124, 127, 128, 144, 152
Терехов В.М., 131
Терешкина К.Б., 132
Тетерина А.Ю., 53
Титов Д.Д., 124
Тодорова Е.В., 27
Толстикова Ю.А., 78
Топоров Ю.П., 84
Торганчук В.И., 132
Тюменцев А.Н., 108
Тютюкова Ю.Б., 47
Усеинов А.С., 34
Усманова Р.Р., 133
Усов В.В., 148
Фадин В.В., 24
Фадин В.В., 134
Федотова Н.Л., 135
Фомин А.С., 47
Фомина А.А., 52
Фомичева Н.Б., 93, 94
Ханжин В.Г., 96
Харькова М.А., 117
Хаткевич В.М., 110
Хворостяный В.В., 136, 137
Хлебникова Ю.В., 48
Хрипунов Ю.В., 82
Цыбанёв Г.В., 138
Челноков А.В., 139
Ченцов А.В., 140
Черненко Н.Л., 68
Чернов В.М., 108
Чернышов В.В., 84
Чернышов Е.А., 141
Чмыхало А.И., 142
Чудаков И.Б., 143
Шабанов Ш.Ш., 54
Шаньгина Д.В., 144
Шапагин А.В., 120
Шатова Л.А., 154
Шевченко В.А., 35
Шевченко С.Ю., 78
Шейнерман А.Г., 59
Шинкин В.Н., 145
Шипко М.Н., 146
Широкова А.Г., 146
Ширяев А.А., 84
Шкатуляк Н.М., 147, 148
Шляхова Г.В., 149
Шнейдеров Г.Р., 38
Шушпанников П.С., 140
Юнусова Н.Р., 54
Юрченко Е.В., 150
Янушкевич В.А., 35
Яшин О.В., 151
Ящук С.В., 152

Сборник материалов
**«МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
СОВРЕМЕННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ»**

Научные чтения им. чл.-корр. РАН И.А. Одингга

Материалы опубликованы в авторской редакции.

Отпечатано в цифровой типографии ООО «Буки Веди»
на оборудовании Konica Minolta
119049, г. Москва, Ленинский проспект, д. 4, стр. 1 А Тел.:
(495) 926-63-96, www.bukivedi.com, info@bukivedi.com

ООО «Ваш полиграфический партнер»
127238, Москва, Ильменский пр, д. 1, стр. 6
Подписано в печать 26.08.2016
Тираж 155 экз. Заказ №7194

ISBN 978-5-4465-1200-3

