

LVIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности»



**16-19 мая 2017 года
Пермь, Россия**

Федеральное Агентство Научных Организаций
Министерство образования и науки Российской Федерации
Отделение энергетики, машиностроения, механики и процессов
управления РАН
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Научный Совет Президиума РАН по материалам и наноматериалам
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
Институт механики сплошных сред УрО РАН
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Пермский национальный исследовательский политехнический университет

**Конференция проводится при финансовой поддержке
Российского Научного Фонда (грант № 15-12-30010)**

LVIII Международная конференция

**«Актуальные
проблемы прочности»**

*16–19 мая 2017 года
Пермь, Россия*

**Конференция посвящается памяти
профессора Эдуарда Викторовича Козлова**

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

Пермь
2017

УДК 539.4 (06)
ББК 22.25я43
А 43

Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LVIII международной конференции, 16-19 мая, 2017 г. - Пермь, 2017. – 274 с.

Тезисы публикуются в авторской редакции

ISBN 978-5-9908245-6-0

АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

(История организации и проведения конференции)

Бетехтин В.И.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,

С.-Петербург, Россия

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Актualityные проблемы прочности (АПП) были организованы по инициативе двух ведомств Советского союза (Академии наук СССР и Министерства Высшей школы СССР) первоначально в форме Всесоюзного семинара. На организационном собрании, которое состоялось 26 марта 1980 года в Ленинграде, присутствовали представители как Высшей школы (Ленинградского Университета – ЛГУ и Ленинградского Политехнического института – ЛПИ), так и Академии наук (Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе – ФТИ). Одним из основных инициаторов и в дальнейшем организаторов проведения АПП был Владимир Александрович Лихачев, тесно связанный с ЛГУ, ФТИ, ЛПИ.

Всесоюзный семинар АПП был задуман как средство общения не вообще ученых-прочнистов, а ученых, которые объединяют в себе знания в области физики прочности и в области механики прочности. Главная задача такого семинара заключалась поэтому в объединении усилий и знаний физиков и механиков, с целью разработки единого учения о прочности и пластичности материалов. В.А. Лихачев по этому поводу писал: «Физика занимается, в основном, изучением природы явлений, основных закономерностей их, физических механизмов формирования свойств и т.д. А механика – это дисциплина инженерного уровня, её задачей является описание и прогнозирование свойств материала, расчет элементов конструкций и т.д. И, казалось бы, что механика должна базироваться на основных достижениях физики. Но, как это ни странно, так в свое время не произошло. Механика развивалась как самостоятельная дисциплина, физика прочности и пластичности – тоже как самостоятельная дисциплина. В результате возникли естественные трудности, когда физика, не располагая арсеналом средств для выхода на инженерный уровень, оставалась наукой фундаментального плана, где специалисты изучали природу вещей, а механика была не в состоянии впитать идеи физики для того, чтобы стать дисциплиной современного глубинного звучания».

Так получилось, что Всесоюзный семинар называется «Актualityные проблемы прочности». Это, однако, не означает, что остальные направления не актуальны. Но на АПП всегда концентрировались доклады, которые, во всяком случае, на момент постановки, по части перспективы развития того или иного направления, действительно были актуальны. Ряд заседаний АПП проходили по тематикам, которые уже отражались в названии конкретного семинара. Например: «Проблемы физики и механики разрушения реальных твердых тел», «Кинетика и термодинамика пластической деформации», «Физика аморфных сплавов», «Пластическая деформация в порошковых технологиях», «Материалы с эффектом памяти формы», «Микро и нанопористость материалов и др.» (табл. 1)

Одной из важных особенностей заседаний АПП стала их очень широкая география. Она, кстати, тоже была рекомендована Академией наук и Высшей школой. Семинары проводились, как правило, не в таких ведущих центрах, как Москва и Ленинград, а в разных городах страны, где в ВУЗах и институтах Академии наук работали коллективы сотрудников, связанных с прочнистской тематикой. Для выступления с пленарными (или приглашенными) докладами привлекались ведущие специалисты в области физики и механики прочности. Это обстоятельство и широкая география проведения АПП способствовала сохранению и развитию богатейшего научного потенциала, который складывался на протяжении многих десятилетий на обширной территории бывшего СССР. При проведении АПП выработалась традиция требовательного и в тоже время доброже-

лательного отношения к различным точкам зрения и подходам к современным проблемам физики и механики прочности, плодотворных дискуссий представителей различных научных школ.

Большую роль в «долгожительстве» АПП после прекращения существования СССР и АН СССР сыграло образование Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности материалов. МКС был организован в 1992 году на базе секции «Физика прочности и пластичности», входившей в АН СССР. Председателем МКС (как и секции) был избран профессор В.А. Лихачев, а его заместителями (по регионам) профессора О.М. Ивасишин (Киев), В.И. Бетехтин (С.-Петербург), Э.В. Козлов (Томск). МКС (со штабом-квартирой в С.-Петербурге) был создан как общественная, самостоятельная организация, которая не альтернативна и не подотчетна государственным, министерским и академическим институтам власти и управления стран, входивших ранее в состав СССР.

В 1996 году ушел из жизни В.А. Лихачев, председателем МКС был избран Владимир Иванович Бетехтин, он же со стороны МКС принимал участие в организации и проведении АПП. За последние 20 лет (1996 – 2016 г.г.) удалось сохранить традиционно высокий научный уровень и ежегодную периодичность этого форума. Впервые после распада СССР были проведены заседания АПП вне России – четыре раза в Украине (Киев, Харьков), шесть раз в Беларуси (Витебск). Следует отметить, что в успешную организацию и проведение АПП в Украине и Беларуси большой вклад внесли академики НАНУ И.М. Неклюдов и С.А. Фирстов, а в Витебске – профессор (ныне член-корреспондент НАНБ) В.В. Рубаник. Много сделали для успешного проведения АПП: в Екатеринбурге (2013) чл.-корр. РАН В.В. Сагарадзе; в Калуге (2004), Москве (2002, 2015), Севастополе (2016) – профессор А.М. Глезер; в Белгороде (2006) – профессор Ю.Р. Колобов; в Тамбове – (1998, 2003) профессор В.А. Федоров; в Н.Новгороде (2008) – профессор В.Н. Перевезенцев; в Уфе (2012) – профессор Р.Р. Муликов; в Тольятти (2009, 2017) – профессор М.М. Криштал; в Пскове (1993, 1999) – профессор В.В. Осташев; в В.Новгороде (1994, 1997) – профессор М.А. Хусаинов; в Перми (2017) – профессора О.Б. Наймарк и А.Г. Кадомцев, а также представители научных коллективов в тех городах, где состоялись АПП. Большую работу по подготовке тезисов и трудов АПП проводила З.П. Каменцева, а последние более 20 лет – секретарь МКС – к.т.н. Е.В. Черняева.

Учитывая представительный состав и большое количество участников из разных городов и стран, в том числе, и дальнего зарубежья, Актуальные проблемы прочности уже давно приобрели статус Международной конференции. Именно как Международная конференция АПП, начиная с 2004 года (Витебск), проходит традиционно ежегодно. Очередные Международные конференции АПП (соответственно LVIII и LIX) пройдут в Перми и Тольятти.

Конференция «Актуальные проблемы прочности» в Перми посвящается памяти профессора Эдуарда Викторовича Козлова – выдающегося ученого в области физики прочности, работы которого широко известны и получили высокую оценку российских и зарубежных специалистов. Э.В. Козлов был одним из самых активных и постоянных участников этой конференции, выступая на её заседаниях с пленарными докладами и организуя плодотворные научные дискуссии. В качестве заместителя председателя МКС (1982 – 2016 гг.), Э.В. Козлов внес большой вклад в успешную работу Совета.

Конференция «Актуальные проблемы прочности» стала одним из престижных научных форумов. Большое число кандидатов и докторов наук в своих авторефератах, связанных с прочностной тематикой, отмечают, что работа была доложена на этой конференции.

Всего, за 37 лет конференция (семинары) «Актуальные проблемы прочности» прошла в 31 городе трех стран (Россия, Украина, Беларусь), а до распада СССР – в республиках Эстония, Латвия, Таджикистан.

По городам АПП состоялись: в Вологде (3 раза), Ижевск – 5, Лосево – 1, Горьком (Н. Новгород) – 2, Тарту – 1, Томске – 1, Барнауле – 3, В. Новгород – 6, Риге – 1, Череповце – 1, Боровичах – 1, Туле – 1, Ленинабаде – 1, Рубежном – 1, Ст. Руссе – 1, Пскове – 2, Тамбове – 2, Витебске – 5, Киеве – 2, Черноголовке – 1, Калуге – 1, Белгороде – 1, Тольятти – 2, Уфе – 1, Харькове – 2, Екатеринбурге – 1, Москве – 1, С.-Петербурге (Ленинграде) – 5, Севастополе – 1, Перми – 1.

Многие конференции АПП были поддержаны грантами РФФИ.

Таблица 1. Время и место проведения Международной конференции «АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ» (АКП)

НОМЕР		Тематика (АКП)	Год	Даты	Город
1	I	Организационный	1980	26 марта	Ленинград
2	II	Модели пластической деформации	1980	15–17 октября	Вологда
3	III	Актуальные проблемы прочности	1981	30 июня – 02 июля	Ижевск
4	IV	Проблемы разрушения твёрдых тел	1982	20–23 апреля	Ижевск
5	V	Пластическая деформация и актуальные проблемы прочности сплавов и порошковых материалов.	1982	1–4 декабря	Томск
7	VII	Современное состояние физики и пластичности	1983	24–29 мая	Лосево
8	VIII	Проблемы физики и механики разрушения реальных твердых тел	1984	27–29 марта	Горький
9	IX	Физика аморфных сплавов	1984	2–5 октября	Ижевск
10	X	Пластичность материалов и конструкций	1985	23–26 апреля	Тарту
11	XI	Роль дефектов в физико–механических свойствах твердых тел	1985	10–13 сентября	Барнаул
12	XII	Современное состояние в области физики прочности и пластичности (проблемы и перспективы)	1986	11–13 июня	В. Новгород
13	XIII	Пленарные дефекты в упорядоченных сплавах и интерметаллидах	1987	11–13 сентября	Барнаул
14	XIV	Роль структуры в формировании механических свойств твердых тел	1987	8–10 октября	Рига
15	XV	Строение и природа металлических и неметаллических стекол	1987	20–23 октября	Ижевск
16	XVI	Поверхности раздела, структурные дефекты и свойства металлов и сплавов	1988	13–17 июня	Череповец
17	XVII	Новая технология, физические процессы прочности и пластичности прецизионных материалов	1988	3–7 октября	Боровичи

18	XVIII	Кинетика и термодинамика пластической деформации	1988	6–8 сентября	Барнаул
19	XIX	Инженерные методы расчетов на прочность и технология получения материалов с новыми функциональными свойствами.	1989	15–20 мая	В. Новгород
20	XX	Строение и природа металлических и неметаллических стекол	1989	24–26 октября	Ижевск
21	XXI	Пластическая деформация в порошковых технологиях	1990	26 февраля–1 марта	Тула
22	XXII	Материалы с новыми функциональными свойствами	1990	14–19 мая	В.Новгород–Боровичи
23	XXIII	Кинетика и разрушение новых материалов	1990	24–26 октября	Ленинабад
24	XXIV	Механика прочности материалов с новыми функциональными свойствами	1990	17–21 декабря	Рубежное
25	XXV	Прогнозирование механического поведения материалов	1991	1–5 апреля	Старая Русса
26	XXVI	Материалы с эффектом памяти формы и их применение	1992	20–21 апреля	Санкт-Петербург
27	XXVII	Функционально-механические свойства сплавов с мартенситным механизмом неупругости	1992	20–24 октября	Ухта
28	XXVIII	Физика и механика длительной прочности и усталости материалов и элементов конструкций	1992	27–30 октября	Вологда
29	XXIX	Функционально-механические свойства материалов и их компьютерное конструирование	1993	14–18 июня	Псков
30	XXX	Материалы со сложными функционально-механическими свойствами. Компьютерное конструирование материалов.	1994	16–19 мая	В.Новгород
31	XXXI	Материалы с эффектом памяти формы	1995	13–17 ноября	Санкт-Петербург
32	XXXII	Современные вопросы физики и механики материалов (посвящается памяти профессора В.А. Лихачева)	1996	12–14 ноября	Санкт-Петербург
33	XXXIII	Актуальные проблемы прочности	1997	15–18 октября	В.Новгород
34	XXXIV	Актуальные проблемы прочности	1998	21–25 сентября	Тамбов
35	XXXV	Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов	1999	15–18 сентября	Псков

36	XXXVI	Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование механического поведения материалов.	2000	26–29 сентября	Витебск, Беларусь
37	XXXVII	Актуальные проблемы прочности	2001	3–5 июля	Киев, Украина
38	XXXVIII	Сплавы с эффектом памяти формы и их применение (посвящается памяти профессора В.А. Лихачева)	2001	24–27 сентября	Санкт-Петербург
39	XXXIX	Всероссийская конференция «Дефекты структуры и прочность кристаллов», посвященная 100-летию со дня рождения академика Г.В.Курдюмова, организована на базе XXXIX семинара «Актуальные проблемы прочности» и X Московского семинара «Физика деформации и разрушения твердых тел»	2002	4–7 июня	Черноголовка
40	XL	Структура и свойства перспективных материалов	2002	30 сентября – 4 октября	В. Новгород
41	XLI	III Международная конференция «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» на базе XLI Междун. семинара «Актуальные проблемы прочности»	2003	23–27 июня	Тамбов
42	XLII	Актуальные проблемы прочности	2004	25–28 мая	Калуга
43	XLIII	Актуальные проблемы прочности	2004	27 сентября–01 октября	Витебск, Беларусь
44	XLIV	Актуальные проблемы прочности	2005	3–7 октября	Вологда
45	XLV	Актуальные проблемы прочности	2006	25–28 сентября	Белгород
46	XLVI	Актуальные проблемы прочности	2007	15–17 октября	Витебск, Беларусь
47	XLVII	Актуальные проблемы прочности	2008	1–5 июня	Н. Новгород
48	XLVIII	Актуальные проблемы прочности (посвящается памяти профессора М.А. Криштала)	2009	15–18 сентября	Тольятти
49	XLIX	Актуальные проблемы прочности	2010	17–21 мая	Киев, Украина
50	L	Актуальные проблемы прочности (посвящается 35-лет ИТА НАН Беларуси)	2010	27 сентября–01 октября	Витебск, Беларусь
51	LI	Актуальные проблемы прочности	2011	16–20 мая	Харьков, Украина
52	LII	Актуальные проблемы прочности	2012	4–8 июня	Уфа

53	LIII	Актуальные проблемы прочности	2012	2–5 октября	Витебск, Беларусь
54	LIV	Актуальные проблемы прочности	2013	11–15 ноября	Екатеринбург
55	LV	Актуальные проблемы прочности	2014	10–12 июня	Харьков, Украина
56	LVI	Актуальные проблемы прочности	2015	10–13 ноября	Москва
57	LVII	Актуальные проблемы прочности	2016	24–27 мая	Севастополь
58	LVIII	Актуальные проблемы прочности (посвящается памяти профессора Э. В. Козлова)	2017	16–19 мая	Пермь
59	LIX	Актуальные проблемы прочности	2017	5–8 сентября	Тольятти

ЭНЦИКЛОПЕДИСТ ФИЗИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Настоящая конференция посвящена памяти выдающегося специалиста в области физического материаловедения, физики прочности и пластичности доктора физико-математических наук, профессора Эдуарда Викторовича Козлова. Эдуард Викторович являлся на протяжении ряда десятилетий сподвижником и идейным со-организатором конференций по Актуальным проблемам прочности, определял ее атмосферу, притягательность для многих поколений молодых исследователей.

Эдуард Викторович Козлов родился 29 сентября 1934 г. в г. Ростове-на-Дону. Его детство совпало с трудными годами нашей Родины. Их семья дважды эвакуировалась из г. Ростова-на-Дону. В школу он пошел в 9 лет, когда г. Ростов-на-Дону второй раз освободили от фашистов. После окончания с серебряной медалью средней школы он поступил на физический факультет Ростовского государственного университета, который закончил в 1957 г. по специальности «физика». После окончания университета работал некоторое время на одном из заводов г. Ростова-на-Дону, затем на кафедрах физики педагогического университета г. Чебоксары и Ростовского высшего командного училища. Начиная с первых школьных лет, Э. Козлов увлекался шахматами. Это увлечение было очень серьезным и могло определить всю его дальнейшую жизнь. Он был уже кандидатом в мастера по шахматам.. Но еще более шахмат его увлекала наука о металлах.

В 1962 г. по приглашению профессора М.А. Большаниной он приехал в г. Томск, где обучался в аспирантуре Томского государственного университета и в 1966 г. защитил кандидатскую диссертацию в Ученом совете при ТГУ. Докторскую диссертацию он защитил в 1986 г. в Ученом Совете при ЦНИИ ЧерМет им. И.П. Бардина (г. Москва). Э.В. Козлов – профессор по кафедре «Физика» с 1988 г. В 1994 г. он избран академиком МАН ВШ.

В Томском государственном архитектурно-строительном университете работал зав. кафедрой физики с 1967 г. Под руководством Э.В. Козлова кафедра физики выросла в развитый учебно-научный коллектив, в котором проводятся на высоком уровне учебные, методические и научно-исследовательские работы. В настоящее время на кафедре – 6 докторов наук и 4 кандидата наук. Э.В. Козлов создал Научную школу, которая признана в России и за ее пределами как одна из ведущих научных школ по физике фазовых переходов и физике прочности и пластичности.

Э.В. Козлов создал при кафедре физики научную лабораторию. Она оснащена оборудованием, позволяющим проводить всесторонние исследования структуры металлов, сплавов и сталей. Э.В. Козлов со своими учениками и коллегами экспериментально и теоретически исследовал закономерности фазовых переходов порядок–беспорядок и предпереходных явлений в металлах и сплавах. Он установил существование глубокой взаимосвязи субструктурных и фазовых превращений в сплавах и сталях, установил закономерности формирования и эволюции дефектов, фазовых превращений, происходящих при этих воздействиях, сформулировал термодинамические концепции наблюдаемых явлений. Последние годы Э.В. Козлов посвятил разработке новых высокопрочных материалов и физическому обоснованию новейших технологий. К ним относятся ультрадисперсные среды, металлы с субмикронным размером зерна, суперсплавы, ионная имплантация и др.

Профессор Э.В. Козлов уделял большое внимание работе с молодыми учеными. Им подготовлено свыше 30 кандидатов наук и 11 докторов наук. Эти цифры относятся только к тем диссертациям, где его фамилия стоит на титульном листе. А сколько было диссертаций, где его фамилия отсутствует, но были его идеи, работа... Ученики Э.В. Козлова работают в ВУЗах и научных учреждениях г. Томска и других городов нашей страны, а также за рубежом. Со своими учениками и коллегами Э.В. Козлов опубликовал 52 монографии, в том числе две монографии изданы в США, и более 1000 научных

статей. Э.В. Козлов был постоянным участником Российских и международных научных конференций и симпозиумов, как в нашей стране, так и за рубежом.

Профессор Э.В. Козлов являлся членом координационных советов и ученых советов по присуждению ученых степеней докторов и кандидатов наук. Э.В. Козлов был академиком-секретарем секции естественных наук Сибирского отделения МАН ВШ, членом редакционных коллегий нескольких научных журналов, в том числе Международного журнала «Успехи физики металлов». Ежегодно он входил в Оргкомитеты ведущих российских и международных конференций. Э.В. Козлов обладал уникальной энциклопедичностью знаний в самых разных областях, в том числе, по истории, литературе, особенно поэзии, географии и, конечно, по шахматам и др. Он собрал богатую библиотеку в самых разнообразных направлениях знаний. Э.В. Козлов обладал феноменальной памятью и способностью сопоставлять и анализировать события, относящиеся к совершенно различным явлениям природы. Он очень увлекался поэзией, знал и любил ее. А. Блок, Сергей Есенин, Р. Рождественский, Е. Евтушенко, Н. Рубцов... Он часто читал стихи (очень много наизусть) и преподавателям, и студентам.

Э.В. Козлова приглашали для чтения лекций по современным проблемам физики конденсированного состояния на научные конференции и ВУЗы других городов. По приглашениям крупных зарубежных ученых Великобритании, США, Китая он выступал с лекциями в ведущих зарубежных университетах. Э.В. Козлов имел большой авторитет среди студентов, коллег по работе, ученых в нашей стране и за рубежом. Он постоянно консультировал представителей разных научных организаций и промышленных предприятий по различным проблемам физики конденсированного состояния.

За выдающиеся заслуги в научной и педагогической работе Э.В. Козлову было присвоено почетное звание Заслуженного профессора Томского государственного архитектурно-строительного университета, он дважды был лауреатом Томской области в сфере образования и науки, награжден медалью «400 лет городу Томску», медалью «За заслуги перед Томским государственным архитектурно-строительным университетом». Научная и педагогическая деятельность профессора Э.В. Козлова отмечена тремя правительственными наградами: юбилейной медалью «За доблестный труд. В ознаменование 100-летия со дня рождения Владимира Ильича Ленина» (1970г.), медалью «За трудовое отличие» (1981г.) и Орденом дружбы (2004г.). В 2010г. он был включен в биографическую энциклопедию успешных людей России «Who is who в России».

Эдуард Викторович Козлов был достойным представителем Российской науки.

*Конева Н.А.
Бетехтин В.И.
Наймарк О.Б.*

НЕКОТОРЫЕ ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ФИЗИКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Конева Н.А.

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

*Доклад посвящается светлой памяти
профессора Эдуарда Викторовича
Козлова*

В докладе представлено обобщение экспериментальных исследований, выполненных автором вместе с профессором Э.В. Козловым. На основе этих обобщений был сформулирован ряд фундаментальных положений физики пластической деформации. Ниже приведены некоторые из них.

1. Выполнена классификация дислокационных субструктур (ДСС) и установлены две основные последовательности их превращений при активной пластической деформации ГЦК металлов и сплавов. Одна из них – низкоэнергетическая последовательность (LEDS), характерна для металлов и сплавов с высокой энергией дефекта упаковки (ЭДУ) и низким твердорастворным упрочнением (τ_f). Вторая последовательность – высокоэнергетическая (HEDS) – наблюдается в металлах и сплавах с низкой ЭДУ и высокими значениями τ_f . Возможны промежуточные варианты.
2. Зависимости «напряжение σ – деформация ϵ » при активной пластической деформации в общем случае имеют четырехстадийный характер. Смена стадий деформации определяется сменой ДСС. Начало новой стадии связано с появлением нового типа ДСС. Скалярная плотность дислокаций является управляющим параметром субструктурных превращений.
3. Превращения ДСС при деформации имеют черты кинетического фазового перехода:
1) «двухфазность» (одновременное сосуществование двух различных ДСС);
2) наличие критических плотностей дислокаций и точек бифуркации; 3) возможность введения параметров порядка в организации дислокационного ансамбля;
4) уменьшение энтропии дислокационного ансамбля при превращениях ДСС;
5) различные удельные энергии субструктур, создающие возможность термодинамического описания их превращений в процессе деформации. «Фаза» в дефектной подсистеме кристалла представляет собой определенное распределение дислокаций в дислокационном ансамбле.
4. Разработана оригинальная методика измерения мезоскопических внутренних напряжений (ВН), основанная на использовании параметров изгибных экстинкционных контуров, наблюдаемых на электронномикроскопических изображениях структуры материалов при различных энергетических воздействиях. Использование этой методики позволило получить ряд фундаментальных результатов. Выполнена оценка вклада ВН в сопротивление деформированию, установлена роль ВН в формировании и эволюции дефектной структуры, установлено распределение ВН в зернах деформированных поликристаллов микро- и мезоуровня.
5. На основе оригинальных экспериментальных исследований и анализа литературных данных установлено существование на микро- и мезоуровнях четырех критических размеров зерен поликристаллов. Переход через критические размеры зерен кардинально изменяет дефектную структуру поликристаллов и их механические свойства.

КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Изучение природы разрушения твердых тел являются одной из приоритетных проблем физики и механики прочности. Большой вклад в решение этой проблемы внесли работы представителей Ленинградской школы прочнистов (С.Н. Журков, В.В. Новожилов и др.). Согласно этим работам, разрушение нагруженных материалов является непрерывным (кинетическим) процессом накопления повреждаемости (пластического «разрыхления», разуплотнения), обусловленного главным образом образованием и развитием разномасштабных по размерам (от десятков нанометров и более) пор и трещин. Существенную роль при кинетическом подходе к разрушению приобретает долговечность – время от момента приложения нагрузки до макроразрушения материала. В зависимости от условий испытания (температура, нагрузки) и структурного состояния материала закономерности развития повреждаемости могут отличаться. В качестве примера в работе рассмотрены особенности развития повреждаемости в объеме и в поверхностных слоях металлах при их длительных испытаниях. Показано, что в зависимости от условий испытания интенсивное накопление микропор и трещин происходит либо в поверхностных слоях, либо в объеме. В силу этого «очаг» макроразрушения формируется либо вблизи поверхности, либо в центральной части образца [1, 2].

С позиции кинетического подхода к прочности рассмотрены некоторые особенности длительного разрушения нано и микроструктурных металлов и сплавов, полученных различными методами интенсивной пластической деформации (ИПД) (титан ВТ1-0, Al, Al+0.2%Sc и др.) [3]. Показано, что и для наноструктурных металлических материалов разрушения при длительных испытаниях также связано с развитием нано и микропористости. Впервые установлено, что в процессе ИПД (винтовой и продольной прокатке, равноканального углового прессования, криопробки) образуются нанопоры. Образование этих нанопор не влияет на высокие характеристики предела прочности, текучести, микротвердость. Однако, при длительных испытаниях эти нанопоры ведут к резкому снижению долговечности. Последнее может быть связано с тем, что нанопоры либо становятся «очагами» развития повреждаемости при длительном нагружении, либо, они интенсифицируют межзеренное проскальзывание и динамическую рекристаллизацию. Показано, что уменьшение «исходной» (после ИПД) нанопористости ведет к повышению долговечности, т.е. механической стабильности нано и микроструктурных металлов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда – проект № 15-12-30010.

1. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. // ФТТ. 2005. 47. 5. С. 801-807.
2. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В., Баников М.В., Абраимов С.Б., Ахатов И.Ш., Palin-Luc T., Наймарк О.Б. // Физическая мезомеханика. 2017. 20. 1.
3. Бетехтин В.И., Sklenicka V., Кадомцев А.Г., Колобов Ю.Р., Нарыкова М.В. // ПЖТФ. 2017. 5.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Исследование высокопрочных субмикроструктурных (СМК) материалов является одним из актуальных направлений современного материаловедения. Для получения таких материалов используют обычно различные способы интенсивных пластических деформаций (ИПД). Практический интерес к СМК материалам обусловлен их высокими механическими свойствами в сравнении с их крупнозернистым поликристаллическим состоянием. При этом изучаются обычно такие механические свойства как микротвердость, предел прочности, предел текучести, макропластичность. Упруго-пластические свойства являются важными и практически малоизученными для СМК металлов и сплавов характеристиками.

В данной работе рассмотрены результаты исследования модуля Юнга E , декремента упругих колебаний δ и напряжения микропластического течения σ для некоторых металлов и сплавов (Al, Ti и сплавы на их основе), полученных различными методами ИПД (равноканальное угловое прессование – РКУП, винтовая прокатка, криопробитка). Измерение упруго-пластических свойств было выполнено резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора [1].

Для СМК металлов и сплавов после ИПД наблюдается изменение упруго-пластических свойств, обусловленных, как показал анализ, различными факторами. Так, увеличение плотности дислокаций в процессе пластической деформации (ИПД) ведет к уменьшению модуля E и росту декремента [2]. Такое поведение модуля закономерно, т.к. с точки зрения теории, рассматривающей взаимодействие дислокаций с точечными дефектами модуль упругости, как правило, падает при введении дислокаций в образец [3]. Во-вторых, известно, что любая несплошность может только уменьшать модуль Юнга. Поэтому понижение модуля E после ИПД может быть связано также и с образованием нанопор [2]. Действительно, в результате воздействия высокого гидростатического давления на СМК образцы обнаружено залечивание образовавшихся в процессе ИПД нанопор, что и ведет к росту модуля Юнга. В-третьих, обнаружено, что повышение степени ИПД (например, с ростом числа проходов РКУП) может приводить к росту модуля E , что можно объяснить только развитием высоких локальных внутренних напряжений [4]. И, наконец, еще одним фактором, в значительной степени определяющим упругие свойства, является исходная (до ИПД) структура материала [5]. Указанные факторы имеют большое практическое значение, так как оказывают заметное влияние на прочность и пластичность материалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда – проект № 15-12-30010.

1. Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука, 1985. 254с.
2. Кардашев Б.К., Бетехтин В.И. Нарыкова М.В. // ЖТФ. 2015. Т.85. Вып.12. С.94-106.
3. G.Gremaud // Mat.Sci.Forum. 2001. 178. Р. 366-368
4. Кардашев Б.К., Плаксин О.А., Степанов В.А., Чернов В.М. // ФТТ.2004. Т.46. Вып.8. С. 1409-1415.
5. Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. и др. // ЖТФ. 2017. № 9. В печати.

О НЕКОТОРЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ КРИТИЧНОСТИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ

Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН,

Пермь, Россия

naimark@icmm.ru

Закономерности скейлинга в процессах неустойчивого пластического течения в твердых телах связываются с проявлениями специального типа критического поведения (структурно-скейлинговыми переходами), наблюдаемыми в ансамблях мезоскопических дефектов и обусловленных ими механизмами «структурной» релаксации [1–3]. Особенностью переходов является качественное изменение метастабильных реакций в нелинейной системе в терминах структурных переменных, характеризующих ансамбль дефектов – микросдвигов. Динамика неравновесных переходов при качественном изменении типов метастабильности сопровождается «подчинением» поведения неравновесной системы различным типам автомодельных решений, с которыми связываются качественные различия в поведении материалов при интенсивных воздействиях.

Теоретическое и экспериментальное исследование посвящено изучению связи механизмов структурной релаксации, обусловленных различными типами метастабильных состояний в сплошных средах с дефектами, неустойчивостью деформирования и развитием разрушения в широком диапазоне интенсивностей нагружения. Показано, что «распад» метастабильных состояний сопровождается зарождением и развитием многомасштабных коллективных мод ансамблей мезодефектов (микросдвигов, микротрещин) в условиях неравновесных (структурно-скейлинговых) переходов и описывается кинетикой двух структурных переменных – тензора плотности дефектов, имеющего смысл деформации, обусловленной дефектами, и параметра структурного скейлинга, представляющего отношение двух характерных масштабов – среднего размера дефекта и расстояния между ними. Закономерности «возбуждения» и развития коллективных мод связываются с механизмами неустойчивости и разрушения в материалах с дефектами и использованы для объяснения оригинальных экспериментов: упруго-пластические переходы в ударных волнах (релаксация упругого предвестника, степенная универсальность пластических волновых фронтов в металлах и жидкостях), «резонансное» возбуждение множественных очагов разрушения при отколе, «волн разрушения», пространственно-временная универсальность статистики фрагментации в стеклах и керамиках.

1. Наймарк О.Б. О некоторых закономерностях скейлинга в процессах пластичности, разрушения, турбулентности. // Физическая мезомеханика, -2015.-Т. 18.-№3.-С. 71-83.
2. Наймарк О.Б. Неустойчивости в конденсированных средах, обусловленные дефектами // Письма в ЖЭТФ.- 1998.-Т. 67.- № 9.- С. 751-757.
3. Naimark O.B. Defect induced transitions as mechanisms of plasticity and failure in multifield continua // In: Advances in multifield theories of continua with substructure. Ed.: G.Capriz, P.Mariano.- Boston, Birkhauser.- 2004. -P.75-114.

НОВЫЕ «СТРАННЫЕ» ЯВЛЕНИЯ, ОБНАРУЖЕННЫЕ В ПОСЛЕДНЕЕ ВРЕМЯ ПРИ ИЗУЧЕНИИ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ ОЧЕНЬ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Глезер А.М.^{1,2}, Тимшин И.А.¹

¹ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,*

² *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
имени И.П. Бардина, Москва, Россия;*

a.glezer@mail.ru

1. Очень большую (МЕГАпластическую) деформацию следует рассматривать как физически обусловленную стадию пластической деформации, наступающую вслед за МИКРОскопической и МАКРОскопической стадиями деформации вне зависимости от характера и величины механических напряжений, приложенных к твердому телу.

2. Мегапластическую деформацию необходимо описывать в рамках неравновесной термодинамики в качестве открытой синергетической системы и существования в ней дополнительных (относительно макроскопической деформации) каналов диссипации механической энергии.

3. Мегапластическая деформация характеризуется рядом основополагающих и присущих исключительно ей процессами и явлениями:

- Фрагментация. Образование высокоугловых границ зерен.
- Отсутствие деформационного упрочнения.
- Низкотемпературная динамическая рекристаллизация.
- Циклический характер структурно - фазовых превращений.
- Аномально высокая диффузионная подвижность атомов.
- Фазовые превращения, ведущие как к повышению, так и к понижению свободной энергии системы.
- Аморфизация.

4. За последние годы было обнаружено еще несколько «странных» явлений, присущих мегапластическим деформациям:

- Обратимость характера структурных и фазовых превращений при изменении температуры деформации.
- Восстановление дальнего атомного порядка по мере роста величины деформации.
- Заметное повышение намагниченности насыщения при мегапластических деформациях ферромагнитных материалов.

5. В докладе предпринята попытка объяснить «странные» явления в рамках изложенных выше концептуальных представлений.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Банников М.В.¹., Уваров С.В.¹., Наймарк О.Б.¹.

¹ *Институт механики сплошных сред УрО РАН,
Пермь, Россия*

В работе описаны современные представления о механизмах зарождения необратимых циклических сдвигов как структурно индуцированных пластических сдвиговых деформаций, являющихся в общем случае частью накапливаемой

пластической деформации, которые приводят к образованию усталостных трещин [1]. Представлены попытки описания связи микроскопических механизмов усталости с модельными представлениями и рассмотрением стадийности развития поврежденности на основе нелинейной кинетики накопления дефектов в процессе циклического нагружения в режимах много- и гигацикловой усталости по данным количественной фрактографии. Приведена методика «in situ» определения накопления необратимых усталостных повреждений, основанная на анализе нелинейных проявлений сигнала обратной связи в замкнутой системе ультразвуковой усталостной установки. В режиме сверхмногоциклового (гигацикловой) [2] усталости проявляются аномалии упругих свойств материала, что приводит к эффекту нелинейности в амплитуде колебаний. Эффект возрастает с иницированием и ростом усталостной трещины. Методика была применена к образцам из железа при различном уровне среднего напряжения для определения момента иницирования и роста усталостной трещины в режимах много- и гигацикловой усталости и находится в соответствии с результатами [3].

Работа выполнена при поддержке грантов Российского Фонда Фундаментальных Исследований № 16-41-590892, 16-48-590534, 17-08-00905, 17-01-00867

1. Mughrabi H., Microstructural fatigue mechanisms: Cyclic slip irreversibility, crack initiation, non-linear elastic damage analysis, Int J Fatigue. 2013, Vol. 57, pp. 2–8
2. Оборин В. А., Банников М.В., Наймарк О. Б., Palin-Luc T. Масштабная инвариантность роста усталостной трещины при гигацикловом режиме нагружения // Письма в журнал технической физики. – 2010 – 36(22). – С. 76-82
3. Kumar A., Torbet C.J., Jones J. W., Pollock T.M, Nonlinear ultrasonics for in situ damage detection during high frequency fatigue / Journal of Applied Physics 106, 024904 (2009);

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУР АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe–Ni ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА И КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ ПРИ 77К

Сундеев Р.В.^{1,2}, Шалимова А.В.¹, Глезер А.М.^{1,3}, Менушенков А.П.⁴,
Чернышова О.В.⁴, Умнова Н.В.⁵

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

² Московский технологический университет (МИРЭА), Москва, Россия

³ НИТУ МИСИС, Москва, Россия

⁴ НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

⁵ ИМЕТ РАН им. А.А.Байкова, Россия

sundeev55@yandex.ru

При комнатной температуре исходные аморфные сплавы на основе Fe и Ni кристаллизуются в разной степени в ходе кручения под высоким давлением (КВД). Объемная доля нанокристаллов в исследуемых сплавах при КВД зависит от температуры кристаллизации $T_{кр}$ этих сплавов: чем ниже $T_{кр}$, тем полнее проходит кристаллизация при одинаковой величине деформации. В условиях КВД при криогенных температурах и тех же самых величинах деформации, соответствующих 1 обороту подвижной наковальни, заметного изменения структуры не выявлено ни рентгеновскими, ни электронно-микроскопическими методами исследования. Тем не менее, фиксируется изменение величины теплового эффекта, возможно связанного с более тонкими структурными изменениями в сплавах, чем ранее наблюдаемые. В связи с этим проведено изучение атомной структуры сплавов в исходном состоянии после закалки из жидкости (ЗЖС) и после

низкотемпературной деформации в камере Бриджмена методом EXAFS в синхротронном излучении. Анализ результатов исследования для двух состояний сплава $\text{Fe}_{58}\text{Ni}_{25}\text{B}_{17}$ показал, что имеется отличие локальной структуры вокруг атомов железа, тогда локальное окружение атомов никеля практически одинаково – исходного и деформированного при 77К. Средняя локальная структура вокруг атомов железа становится более упорядоченной – увеличивается количество атомов железа и бора в ближайшем окружении атомов железа по сравнению с исходным образцом. Предполагается, что деформированный при 77К материал переходит в более устойчивое состояние метастабильного равновесия, чем исходный, полученный методом ЗЖС.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 16-02-00144.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ КРУЧЕНИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Пермякова И.Е.¹, Глезер А.М.^{1,2}

¹ ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина",

² НИТУ "МИСИС", Москва, Россия,

inga_perm@mail.ru,

a.glezer@mail.ru

На протяжении многих лет, благодаря необычному сочетанию физико-механических свойств, аморфные сплавы (АС) привлекают внимание исследователей. Существуют определенные условия, при которых кристаллизация аморфного состояния будет осуществляться путем образования в аморфной матрице нанокристаллов в течение заданных температурно-временных интервалов и технологических параметров внешних воздействий, что приводит по существу к образованию аморфно-нанокристаллических композитов (АНК). Актуальными и практически неизученными остаются вопросы, связанные с механизмами пластической деформации и разрушения широкого спектра аморфных и аморфно-нанокристаллических материалов. Кроме того, известно, что мегапластическая (интенсивная) деформация (МПД) позволяет реализовывать новые структурные состояния и уникальные свойства в материалах, недоступные для классических методов механических испытаний. Все перечисленное послужило поводом для проведения структурных исследований и установления закономерностей формирования свойств композитов, полученных из ленточных АС при кручении их в камере Бриджмена.

В ходе работы:

- установлены структурные особенности выделения кристаллических фаз при МПД в АС системы Co-Fe-Cr-Si-B в зависимости величины деформации;
- рассмотрена морфология полос сдвига, формирующихся на начальных стадиях деформации АС, и проведен анализ природы образования нанокристаллов в полосах сдвига;
- выявлена взаимосвязь между структурой и механическими свойствами сплава системы Co-Fe-Cr-Si-B при переходе из аморфного в нанокристаллическое состояние в процессе МПД;
- оптимизированы режимы деформационной обработки для повышения прочности и пластичности исследуемых сплавов на основе кобальта;

- созданы искусственные АНК путем совместного кручения под давлением в камере Бриджмена чередующихся слоев из лент АС (системы Fe–Cr–B и Fe–Ni–B), при варьировании числа оборотов подвижной наковальни;
- изучены особенности деформационной структуры и механического поведения полученных искусственных АНК, в частности, метод микроиндентирования проанализированы изменения твердости опытных образцов в трех измерениях;
- изучен характер поведения магнитных свойств АНК (коэрцитивной силы и удельной намагниченности насыщения) в зависимости от степени деформации;
- подобраны режимы кручения под высоким давлением, обеспечивающие удовлетворительное сочетание механических и магнитомягких характеристик исследуемых композитов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-02-00402 "А").

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ И КЕРАМИКИ

Гринберг Б.А. *, Иванов М.А. **

* *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, РФ, bella@imp.uran.ru*

** *Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ,
Киев, Украина
maivanov@ukr.net*

Исследуется эволюция микроструктуры интерметаллида Ni_3Ge и керамики типа кварца при кручении под давлением. Выясняется вопрос о влиянии ИПД кручением на дислокационную структуру Ni_3Ge и, прежде всего, на возможность наблюдения автоблокировки дислокаций при нагреве без нагрузки. Эффект автоблокировки заключается в превращении дислокаций в отсутствие внешнего напряжения из криволинейных скользящих конфигураций в длинные прямолинейные заблокированные сегменты. Предсказанный теоретически на основе простой модели [1], в которой сверхдислокация рассматривается как маленькое скопление, эффект автоблокировки действительно был обнаружен в некоторых интерметаллидах. Однако до сих пор не исследовалась возможность автоблокировки после ИПД кручением (рис. 1). Обнаружено, что автоблокировка возможна после интенсивной пластической деформации (рис. 1б), но невозможна после поворота под давлением (рис. 1в).

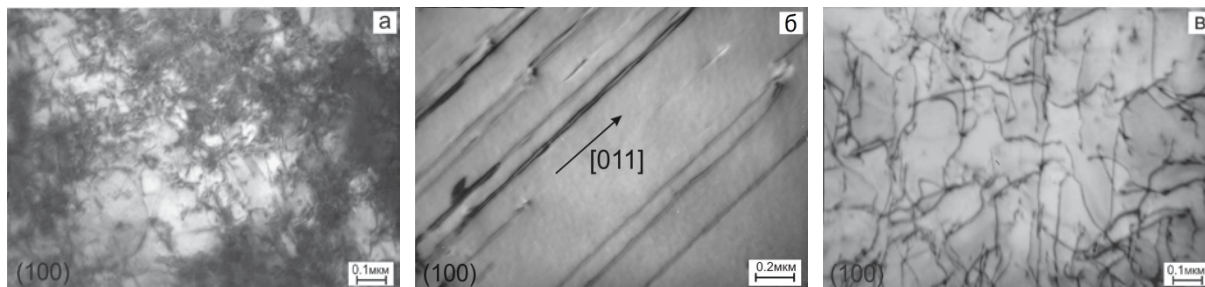


Рис. 1. Деформация интерметаллида Ni_3Ge (1 ГПа), нагрев (400°C, 5ч): *a* – структура после деформации; *б* – автоблокировка после нагрева; *в* – исчезновение автоблокировки после поворота (10°) и нагрева

Предполагаемая причина исчезновения автоблокировки состоит в искажении кристаллической решетки при повороте, в результате чего плоскость поперечного скольжения, определяющая блокировку дислокаций, превращается в изогнутую поверхность. Указанное превращение не ограничивается интерметаллидами. При исследовании ИПД кручением кристаллической керамики [2] было обнаружено, что после интенсивной деформации происходит дробление и частичная консолидация порошка. Однако, только в результате последующего поворота консолидация ускоряется и из порошка образуется пластина сплошного материала. Это обусловлено тем, что слипанию частиц порошка содействует образование изогнутых поверхностей.

1. Greenberg B.A., M.A. Ivanov. Strange behavior of dislocations of certain type: self-locking // Russian metallurgy (Metally), 2016, №4, с. 266-285.
2. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Пилюгин В.П., Пацелов А.М., Толмачев Т.П. Роль фрагментации типа дробления в консолидации порошков кварцевой керамики и стекол при кручении под давлением // Деформация и разрушение материалов. 2016. №12. с. 17-26.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЕ И ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И ДЕФОРМАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Попова Н.А., Конева Н.А., Теплякова Л.А., Клопотов А.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия*

Целью настоящей работы явились исследования эволюции карбидной подсистемы конструкционной сложнолегированной стали типа 38ХНЗМФА в условиях закалки, последующего отпуска в широком интервале температур и при пластической деформации. Работа выполнена с привлечением методов дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Для описания тонкой структуры и ее эволюции измерялись следующие параметры: 1) объемная доля каждого из сформированных вследствие термообработки и пластической деформации типов субструктуры; 2) скалярная и избыточная плотность дислокаций; 3) плотность субграниц; 4) размеры карбидных частиц и их распределение на границах и внутри мартенситных пластин, реек и фрагментов, по которым рассчитывалась их объемная доля и содержание углерода. Тип карбидной фазы определялся из анализа микродифракционных картин с обязательным использованием метода «темного поля». Концентрация углерода в твердом растворе определялась по параметру кристаллической решетки, измеренному методом рентгеноструктурного анализа. Объемная доля углерода, локализованного в карбидных частицах, рассчитывалась исходя из их стехиометрического состава и объемной доли этих частиц. Концентрация углерода, оказавшегося на дефектах кристаллической решетки $C_{деф}$, рассчитывалась путем вычитания из общего содержания углерода в материале C_0 его доли в твердом растворе C_α и в карбидах $C_{карб}$, т.е.

$$C_{деф} = C_0 - (C_\alpha + C_{карб}).$$

В работе установлено, что в результате «самоотпуска» в процессе закалки в стали формируется неравновесная структура, характеризующаяся высокой скалярной и избыточной плотностью дислокаций, наличием большого числа внутрифазных и межфазных границ, присутствием частиц карбидной фазы различной морфологии и химического состава. В интервале температур отпуска 600–660°C наблюдается растворение частиц цементита «самоотпуска» и выделение частиц специальных карбидов на основе молибдена и хрома. Завершается процесс карбидообразования расслоением стали по углероду и

карбидообразующим элементам с формированием механической смеси, состоящей из ферритной матрицы и частиц специальных карбидов, расположенных на внутрифазных границах. Выявлено образование специальных карбидов в ходе пластической деформации отпущенной стали. Установлено, что процессы разрушения и образования карбидов коррелируют со стадиями пластической деформации и типом формирующихся дислокационных субструктур. Проведен количественный анализ перераспределения углерода в ходе пластической деформации стали и выявлены места его сосредоточения. Найдены линейные корреляции, связывающие параметры субструктуры и фазовый состав стали. Показано, что эволюция дислокационной субструктуры определяется превращениями в карбидной подсистеме, связанными, в свою очередь, с перераспределением атомов углерода в структуре деформируемой стали.

Настоящая работа представляет собой одно из направлений, созданных в научной школе Э.В. Козлова, которое он активно разрабатывал и принимал самое непосредственное участие.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Соловьева Ю.В.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

i_sol@mail.ru

Интерметаллические соединения со сверхструктурой $L1_2$ обладают рядом удивительных свойств. Так, некоторые интерметаллиды, находясь в упорядоченном состоянии, становятся тверже по мере нагревания (предел текучести увеличивается в 5–10 раз), увеличивается коэффициент деформационного упрочнения, уменьшается пластичность – поведение поистине аномальное в глазах металлурга. Это явление в литературе получило название термического упрочнения, или температурной аномалии механических свойств, и наблюдается на таких сплавах, как Ni_3Al , Ni_3Ga , Cu_3Au , Ni_3Ge , Co_3Ti и др. Повышенный интерес к материалам этого класса вызван как с практической точки зрения, так и с точки зрения более глубокого исследования процессов пластической деформации.

В предлагаемой работе содержится обзор наиболее известных экспериментальных данных, теоретических представлений и моделей, касающихся термического и деформационного упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Основное ее содержание посвящено экспериментальным результатам и математическому моделированию, которые в разные годы были получены и проводились в Томском государственном архитектурно-строительном университете. Проводимый анализ результатов экспериментов, теоретические оценки и математическое моделирование достаточно убедительно подтверждают взгляды, в основу которых положены представления о необходимости рассмотрения процесса термического упрочнения как сложного многофакторного процесса со многими стадиями, физическую природу которых определяют как процессы чисто дислокационные: процессы миграции и воздействия на дислокационную структуру точечных дефектов различной природы, так и процессы разрушения дальнего порядка под воздействием деформации.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ПЛАСТИЧНЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ИХ СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ

Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В.

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия
pushin@imp.uran.ru*

Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов и прорывных технологий их создания с заданными физическими, механическими, химическими и эксплуатационными характеристиками является одной из важнейших приоритетных проблем современного материаловедения. Представлен обзор современного состояния и ключевых проблем, ограничивающих и сдерживающих разработку, ресурсные возможности и широкое практическое использование интеллектуальных сплавов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП). Анализируются присущие им необычные эффекты: ярко выраженные предмартенситные явления, размягчение упругих модулей и вариабельность их анизотропии, уникальные эффекты памяти формы (ЭПФ), в зависимости от температуры, давления, магнитного поля, эффекты сверхупругости и деформации превращения под нагрузкой (при прямом превращении) и ее снятии (при обратном превращении).

Предложена классификация сплавов, обсуждаются термодинамика и кинетика ТМП, природа и структурные механизмы формирования предпереходных явлений и их роль в реализации ТМП. Анализируются принципы многокомпонентного легирования, особенности структуры, методы получения и физико-механические свойства сплавов, включая прочностные и, особенно, пластические характеристики. Приведены примеры фазовых диаграмм магнитных и мартенситных превращений в ряде практически важных бинарных и многокомпонентных сплавов, синтезированных по разным схемам.

Рассмотрено как метод эффективной модификации структурно-фазового состояния влияние сверхбыстрой закалки, пластической деформации и термических обработок на субструктуру и измельчение зерна сплавов (вплоть до аморфизации в ряде сплавов на основе никелида титана). Обнаружено деформационно индуцированное атомное разупорядочение с образованием нанокристаллической структуры и аморфизация, а также последующее восстановление дальнего порядка при низкотемпературном отжиге в условиях сохранения наноструктурного состояния аустенита и его свойств. Установлено, что мелко- и ультрамелкозернистые сплавы испытывают, как правило, практически те же ТМП, что и крупнозернистые прототипы. Показано, что при этом по мере измельчения зерен могут быть реализованы полипакетные, монопакетные двойникованные или монокристаллические структуры мартенсита в зависимости от размера зерен.

Подчеркивается важное влияние размера зерна на критические температуры ТМП и, как следствие, на обусловленные ими ЭПФ, а также прочность и, особенно, пластичность сплавов. Обращено внимание на природу хрупкости и критическую роль конкурирующих с ТМП фазовых превращений при синтезе сплавов (выплавке и последующем термическом или термомеханическом переделе слитков). Сделан вывод о возможности существенного пластифицирования интерметаллических сплавов с ТМП за счет оптимизации химического состава, мелкой и ультрамелкой зеренно-субзеренной структуры.

Исследование выполнено за счет гранта РФФИ №15-12-10014.

ПРАКТИЧЕСКАЯ ЗНАЧИМОСТЬ ТЕОРИИ ПОЛЕЙ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАДАЧАХ ОЦЕНКИ РЕСУРСА ПОТЕНЦИАЛЬНО ОПАСНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ТОПЛИВНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА

Смирнов А. Н.¹, Абабков Н.В.¹, Конева Н.А.², Попова Н.А.²

*1. ФГБОУ ВО «Кузбасский государственный технический университет,
имени Т. Ф. Горбачева», г. Кемерово, Россия*

*2. ФГБОУ ВО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
г. Томск, Россия*

n.ababkov@rambler.ru

В современных условиях, вопросы эксплуатационной надежности длительно работающего основного металла и сварных соединений оборудования топливно-энергетического комплекса (ТЭК) приобретают все большее значение.

Существующая система оценки работоспособности неразрушающими методами ориентирована, главным образом, на выявление уже существующих дефектов. Она не позволяет выявлять стадию предразрушения и определять предельное состояние металла. Для разработки новой методологии оценки ресурса необходимо понимать процессы, происходящие в металле при длительной эксплуатации в сложных напряженных условиях, понимать, как изменяются физико-механические характеристики и структурно-фазовое состояние.

Школой Всесоюзного теплотехнического института (Злепко В.Ф., Березина Т.Г., Хромченко Ф.А., Гладштейн В.И. и др.) для металла теплоэнергетического оборудования (жаропрочные стали) было установлено, что за снижение его работоспособности ответственны механизмы распада структуры, коалесценции карбидов, зарождения и развития микропор. Критериями оценки ресурса были выбраны скорость ползучести и длительная прочность. Для определения этих характеристик требуется проведение длительных разрушающих испытаний. Поэтому актуальность разработки нового неразрушающего метода оценки ресурса возрастает в настоящее время многократно.

В конце прошлого века под научным руководством Э.В. Козлова и Н.А. Коневой для разработки критериев оценки ресурса длительно работающего оборудования было предложено использовать изменение амплитуд полей внутренних напряжений при длительной эксплуатации основного металла и сварных соединений и его влияние на акустические характеристики жаропрочных сталей. Идея оказалась перспективной и за последнее время нами разработан ряд акустических критериев оценки ресурса оборудования топливно-энергетического комплекса (ТЭК). Среди множества неразрушающих физических методов исследования состояния металла, одним из наиболее перспективных (из-за своей высокой чувствительности) следует признать спектрально-акустический метод.

В работе предложена новая методология оценки ресурса длительно работающего металла объектов ТЭК, основанная на взаимосвязи амплитуд полей внутренних напряжений с акустическими характеристиками. Разработаны критерии оценки ресурса сварных соединений паропроводов, металла барабанов котлов высокого давления, комплексный акустический критерий оценки ресурса ТЭК и критерий работоспособности роторов турбин. Для различного оборудования ТЭК проводится комплекс дополнительных исследований, включающий неразрушающие методы исследования, разрабатываются коэффициенты и гистограммы с применением которых повысится достоверность оценки ресурса.

СТРУКТУРА НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
vilatomsk@mail.ru

Свойства жаропрочных никелевых сплавов для современного машиностроения определяются термической стабильностью структуры, размерами, формой и количеством упрочняющей γ' -фазы, прочностными характеристиками γ -твёрдого раствора. Обычно такие сплавы упрочняют путём легирования рением и лантаном. Лантан, как и рений, является активным фазообразующим элементом. Такое легирование обеспечивает увеличение рабочей температуры за счет высокой температуры плавления образующихся фаз.

Целью работы являлось качественные и количественные исследования структуры, фазового состава, морфологии фаз сложнолегированного жаропрочного сплава, дополнительно легированного Re и La, как в исходном состоянии, так и после термообработки. Основные элементы сплава: Ni – ~70 ат.%, Al – ~17 ат.% и Cr – ~5 ат.%. Основными легирующими элементами были Mo, W, Ta, Ti, Co, Co с суммарным количеством ~7 ат.%, Re – 0,4 ат.% и La – 0,006 ат...0.08 ат.%.

Исследование структуры сплава проводилось в трех состояниях: 1) исходное состояние – после направленной кристаллизации (НК) – образец №1; 2) образец №2 – исходное состояние + отжиг при температуре 1150°C в течение 1 часа + отжиг при температуре 1100°C в течение 480 часов; 3) образец №3 – исходное состояние + отжиг при температуре 1150°C в течение 1 часа + отжиг при температуре T 1100°C в течение 1430 часов. Все состояния сплава обладали монокристаллической структурой с ориентацией [001].

Известно, что структура суперсплавов, как правило, выражена смесью ($\gamma+\gamma'$)-фаз. Эта смесь имеет морфологически правильную кристаллографическую ориентацию и формирует квазимонокристаллическую структуру. Присутствие в сплаве активных фазообразующих металлов осложняет структуру суперсплава и вызывает появление в нем участков с нарушенной γ/γ' -структурой. В исследуемом сплаве к фазообразующим металлам относятся Re и La. Присутствию Re обязано формирование части β -фазы и формирование фаз σ и χ – полностью. Наличие La обеспечивает появление фазы Ni_3La_2 . Образование этих четырех фаз вносит серьезное нарушение в структуру квазикубоидов γ/γ' . Поскольку Re и La не заполняют однородно весь объем сплава, а присутствуют лишь в локальных участках, то во всех трех состояниях сплава нарушенным оказалась лишь часть объема квазикубоидов γ/γ' . Поэтому в сплаве присутствуют лишь участки с идеальными (неискаженными) квазикубоидами. Размеры квазикубоидов в исходном образце (обр.№1) наименьшие. После отжига размеры квазикубоидов (длина D, ширина L и высота h) возрастают, причем размеры D растут быстрее, чем толщина h прослоек γ -фазы. То, что размеры изменяются непропорционально, связано с тремя факторами. Во-первых, различная объемная доля γ - и γ' -фаз. Во-вторых, различная объемная доля идеальных квазикубоидов в каждом типе сплава. В-третьих, толщина прослоек γ -фазы – нанометрическая, размеры квазикубоидов в обр. №1 также нанометрические, в обр. №2 и в обр. №3 – несколько больше. В свою очередь, объемная доля искаженной структуры γ/γ' обусловлена формированием в ней различных фаз (β , χ , σ и Ni_3La_2) и кинетикой этого процесса.

Размеры частиц вторичных фаз простираются от нанометрических до микронных. Это означает, что в формировании свойств суперсплава значительную роль будут играть

частицы, периодически расположенные группами в пространстве материала суперсплава и относящиеся к областям, где расположена нарушенная γ/γ' -смесь и вторичные фазы.

ВЛИЯНИЕ РЕНИЯ И РУТЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni–Al–Co–Me

Сизоненко Н.Р., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Конева Н.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
vilatomsk@mail.ru

Жаропрочные сплавы на основе никеля, как правило, обладают сложным химическим составом. Большое внимание уделяется сплавам на основе Ni–Al, легированным различными элементами, в частности, Re и Ru. Установлено, что сплавы с различным содержанием Re и Ru являются многофазными. Число различных фаз зависит от концентрации рения и рутения. Оно, как правило, возрастает с ростом концентрации этих элементов.

Исследуемый сплав содержит такие элементы, как: Al (~ 12 ат. %), Co (~ 10 ат. %), а также Mo, Cr, W, Ta (их суммарное процентное содержание в сплаве около 7 ат. %), Re, Ru (~ 4 ат. %). Основу сплава составлял Ni. Сплав исследовался в трех состояниях после отжига при 1000°C: 1) 118 часов; 2) 372 часа; 3) 1274 часа.

Основными фазами, образующими сплав, являются две фазы: γ и γ' . Присутствующие в сплаве элементы неоднородно распределены между этими фазами: Ni – равномерно; Co – в 2 раза больше в γ -фазе, чем в γ' ; большая часть Cr, Mo, и Re (Ru) сосредоточена также в γ -фазе. Этой фазе отдает преимущество в распределении и W. Такие элементы, как Al и Ta, напротив, сосредоточены в γ' -фазе.

В состоянии после отжига при температуре 1000°C, 118 часов присутствуют практически только две основные фазы. Небольшая часть Re находится в виде мелких частиц фазы $Al_6(Re,Ru)$ на дислокациях. Установлено, что γ' -фаза представлена в сплаве достаточно правильными кубоидами как анизотропной, так и изотропной формы.

После более длительных высокотемпературных отжигов появляются новые фазы, такие как σ -фаза и δ -фаза, Фаза Лавеса, но их количество невелико. В ходе более продолжительных отжигов происходит многофакторное изменение структуры материала. Структуры, возникающие в ходе отжига, четко разделяются на 4 типа. Во-первых, это квазикубоиды, во-вторых, полосовые анизотропные структуры, в-третьих, анизотропные структуры полосового типа с выделением σ -фазы и, в-четвертых, бесструктурные участки с крупными двухфазными областями.

Таким образом, установлено, что при отжиге происходит процесс разрушения кубоидной структуры материала. Этот процесс протекает в несколько стадий. Сначала округляются квазикубоиды γ' -фазы и размываются границы γ/γ' . Затем кубоиды превращаются в параллелепипеды. Затем степень дальнего порядка в γ' -фазе уменьшается, и в заключении остается лишь неупорядоченная γ -фаза. Одновременно проходит процесс фазовой перекристаллизации с образованием и выделением новых фаз. Это следующие фазы: δ -фаза (Al_3Ta_3Ru), фаза Лавеса ($Ta_3Ni_2Cr_2Co$) и σ -фаза $(Ni,Co,Al,Re)_x(Cr,Mo,Ta,W)_y$. Именно образование этих фаз забирает из γ' -фазы элементы, необходимые для создания дальнего порядка. Этот процесс обусловлен высокой скалярной плотностью дислокаций, полями внутренних напряжений, фазовой перекристаллизацией, но особенно, и прежде всего, формированием σ -фазы. Последний процесс фазовой перекристаллизации наиболее существенным образом меняет свойства материала и понижает его работоспособность.

СУБСТРУКТУРЫ В РАЗРУШЕННЫХ ОБРАЗЦАХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu–Mn

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

ФГБОУ ВПО ТГАСУ, г. Томск, Россия;

trishkina.53@mail.ru

Целью работы было проведение электронно-микроскопических исследований дефектной структуры, сформированной в процессе деформации к моменту разрушения образцов. Выявлена последовательность типов дислокационных субструктур (ДСС), наблюдаемых на различных расстояниях от места разрушения, проведены качественные и количественные исследования этих субструктур и микротрещин, которые формируются в поликристаллических сплавах при разных размерах зерен $\langle d \rangle$.

Исследовались поликристаллические сплавы системы Cu–Mn со средними размерами зерен от 10 до 240 мкм. Концентрация легирующего элемента марганца в меди варьировалась в пределах 0.4...25 ат.%. Плоские образцы с размером рабочей части $100 \times 12 \times 2$ мм³ подвергались растяжению до разрушения на машине «Instron» со скоростью $2 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹ при температуре испытания 293 К. В деформированных образцах измерялась локальная деформация через каждые 2 мм от места разрушения. Разрушение образцов сплавов Cu+0.4 и бат.% Mn наступает при достижении степени деформации $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.60$, а образцов сплавов в интервале концентраций Cu > бат.% Mn – при $\varepsilon_{\text{ист}} = 0.80$.

Проведены измерения различных параметров ДСС: средней скалярной плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle$), плотности дислокаций в стенках ячеек ($\rho_{\text{ст}}$), плотности деформационных экстинкционных контуров (N), кривизны-кручения кристаллической решетки (χ), плотности разориентированных границ ячеек ($P_{\text{р.г}}$), плотности микрополос (M) и плотности микротрещин ($P_{\text{тр}}$). Выявлены закономерности их изменения с расстоянием от места разрушения

При удалении от места разрушения в сплавах с содержанием марганца до 6 ат.% наблюдаются следующие типы ДСС: микрополосовая, разориентированная и неразориентированная ячеистые ДСС. При повышении содержания Mn до 25 ат.% реализуется другая последовательность ДСС с удалением от места разрушения: микрополосовая, разориентированная ячеисто-сетчатая ДСС, сетчатая и ячеисто-сетчатая ДСС. Эти последовательности ДСС в процессе деформации наблюдаются при разных размерах зерен всех исследованных сплавов. Отличие имеется в количественных параметрах ДСС. Средняя скалярная плотность дислокаций, плотность дислокаций в стенках ячеек, плотность микрополос уменьшаются при удалении от места разрушения образца к захвату. Локальная степень деформации уменьшается, соответственно наблюдается и смена типов ДСС и ее характеристик.

На электронно-микроскопических изображениях присутствуют деформационные изгибные экстинкционные контуры N , которые свидетельствуют о наличии кривизны-кручения кристаллической решетки и внутренних напряжений. Источниками их являются границы зерен, стыки границ зерен и уступы на них, микрополосы и микротрещины. Величина χ и внутренние напряжения убывают с расстоянием от места разрушения. Плотность микрополос и микротрещин уменьшаются по мере удаления от места разрушения образца. Микротрещины в малоцентрированных сплавах образуются вдоль границ разориентированных ячеек. В сплавах с повышенной концентрацией Mn, в которых наряду с разориентированной ячеисто-сетчатой формируется микрополосовая субструктура, микротрещины распространяются в основном вдоль микрополос. Во всех исследованных сплавах микротрещины наблюдаются по границам зерен.

СТРУКТУРНЫЕ ОБОСНОВАНИЯ СКАЧКООБРАЗНОГО ИЗМЕНЕНИЯ МОМЕНТА КРУЧЕНИЯ В ХОДЕ КВД КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti-Ni-Cu

Сундеев Р.В.^{1,2}, Шалимова А.В.¹, Глезер А.М.¹, Печина Е.А.³,
Горшенков М.В.⁴

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

² МИРЭА, Москва, Россия

³ ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия

⁴ НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

Структурные и термодинамические аспекты процесса деформационной аморфизации при больших пластических деформациях широко исследуются в последнее время и являются предметом оживленной дискуссии. Как правило, этот процесс развивается в склонных к аморфизации, многокомпонентных металлических системах на основе Pd-Cu, Ti-Zr, Zr-Cu, Mg-Cu, Ti-Ni, Fe-B. С конца прошлого столетия, начато интенсивное изучение процесса деформационной аморфизации в ходе кручения под высоким давлением (КВД). Особенно активно исследовались сплавы на основе никелида титана.

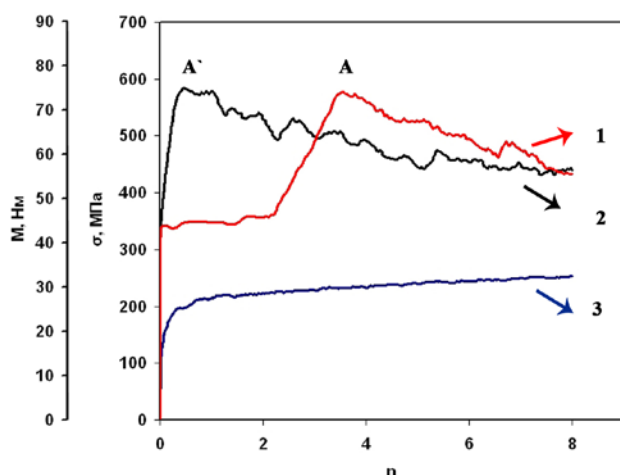


Рис. 1. Зависимость изменения напряжения сдвига: 1 – исходно кристаллический сплав Ti_2NiCu , 2 – исходно аморфный сплав Ti_2NiCu , 3 – медь

В работе проведены эксперименты по изучению эволюции структуры и механического поведения в ходе деформации *in situ* исходно кристаллического сплава Ti_2NiCu при КВД при комнатной температуре. *In situ* зафиксирована кривая изменения момента кручения в зависимости от величины деформации, что позволило непосредственно наблюдать переход из кристаллического состояния материала в аморфное в ходе КВД (рис. 1).

Обнаружено резкое скачкообразное возрастание напряжения сдвига в ходе деформации исходно кристаллического сплава Ti_2NiCu . Установлено, что наблюдающийся эффект обусловлен деформационным фазовым переходом «кристалл $\Rightarrow$ аморфное состояние»

и соответствующим изменением механизма деформации. Показано, что аморфизация материала начинается на границах зерен и фрагментов кристаллической фазы в результате реализации процессов зернограницного проскальзывания. Аморфизированные границы образуют «зернограницный каркас», который расширяется в ходе деформации и трансформируется в массивную аморфную фазу.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 16-32-60034 мол_a_дк).

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ FeNi, ПОДВЕРГНУТОМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Томчук А.А.¹, Глезер А.М.²

^{1,2} ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, ¹ НИУ МГТУ им. Н.Э. Баумана, ² НИТУ
"МИСис", Россия, Москва.
tomcyuk-a@yandex.ru

Как известно [1, 2], в ряде мессбауэровских исследований сплава Fe–Ni, наблюдалась сверхструктура L1₀, а упорядочение в эквиатомном сплаве можно рассматривать лишь как ближнее [3, 4]. С другой стороны, теоретически в рамках модели Изинга, однородный твердый раствор может расслаиваться на ферромагнитную и парамагнитную фазы, соответственно обогащенную и обедненную железом [5].

Мессбауэровские исследования (рис. 1 а) сплава FeNi, проведенные в данной работе, показали следующие распределения атомов Fe и Ni в первой координационной сфере (ПКС), для различных мегапластических деформаций (МПД) в камере Бриджмена (деформация N выражена в оборотах наковальни).

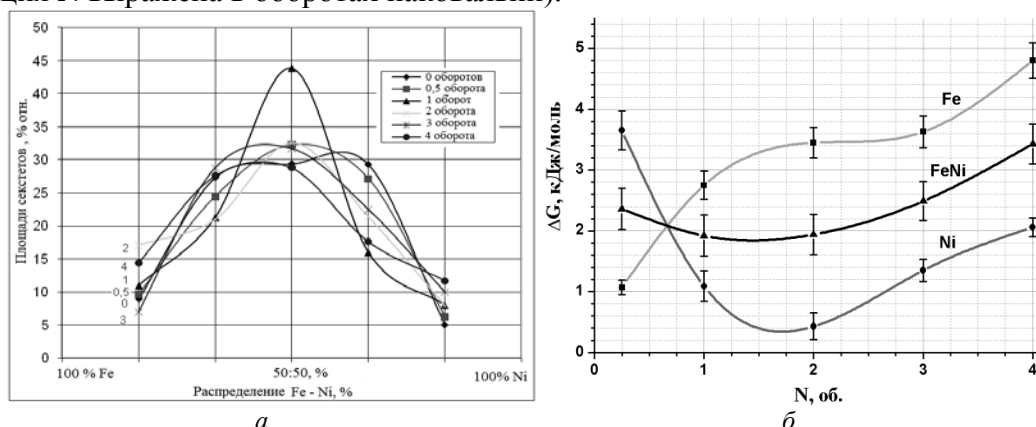


Рис.1. Распределения атомов Fe и Ni в первой координационной сфере (а), химический потенциал компонент сплава (б)

Спектр образца после $N = 0,5$ показывает, что максимум вероятности смещается в сторону большей концентрации Ni в ПКС ^{57}Fe , а после $N = 1$ наблюдается упорядоченное по типу L1₀ распределение атомов Fe и Ni в рамках ПКС. После $N = 2$ происходит уменьшение степени упорядочения атомов. После $N = 3$ и 4 максимум распределения смещается в сторону большей концентрации атомов железа, что соответствует ближнему расслоению в сплаве FeNi, при различных параметрах МПД.

Изменение химических потенциалов Fe и Ni $\Delta\mu_i$, по мере роста деформации N , оказалось разнонаправленным: значение $\Delta\mu_{\text{Fe}}$ монотонно возрастает с увеличением N , а значение $\Delta\mu_{\text{Ni}}$ сначала резко падает и затем, при $N > 2$, происходит рост, аналогичный поведению параметра $\Delta\mu_{\text{Fe}}$. Значение энергии Гиббса сплава практически не меняется для $N < 3$, и лишь затем наблюдается возрастание, аналогичное по своему характеру возрастанию параметров $\Delta\mu_i$. Такое поведение химических потенциалов компонент в точности соответствует наблюдаемым фазовым превращениям.

1. Penisson J.M., Bourret A.// Bull. informs. et techn. CEA. 1975. № 207. P. 59.
2. Danon J., Siorjelli R.// Nature. 1979. V. 277. № 5694. P. 283.
3. Гоманьков В.И., Пузей И.М. и др.// Изв. АН СССР. 1972. Т.36. №7. С. 1457.
4. Меньшиков А.З., Архипов В.Е. и др.// ФММ. 1972. Т.34. № 2. С. 309.
5. Винтайкин Б.Е., Кузьмин Р.Н. // ДАН СССР. 1987. Т. 293. №6. С. 1386.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Nb – Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ

Прохоров Д.В., Коржов В.П., Кийко В.М., Карпов М.И.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

prohorov@issp.ac.ru

Для приготовления первого сплава содержащего Nb, Ni, Cr, Zr, Mo и Hf методом левитационной плавки были выплавлены 25 слитков по 16 г сплава Nb_{сплав1} общей массой 832 г. Данные слитки в дальнейшем подвергались электронно-лучевой переплавке в ручейковом кристаллизаторе. В связи с недостаточной пластичностью данного сплава, было решено уменьшить содержание легирующих компонент путем добавления ниобия массой 548 г, в результате которого расчетное содержание ниобия должно составить ≈ 80 вес.%. Методом левитационной плавки, в плоский медный кристаллизатор, был выплавлен слиток массой 33 г сплава Nb_{сплав2}. Полученные слитки толщиной 6,5–8 мм прокатывали на вакуумном прокатном стане при $T = 1000\text{--}1300^\circ\text{C}$ с 20% обжатием до 2 мм. Дальнейшую прокатку лент проводили при комнатной температуре до 0,1 мм. Из полученных Nb лент толщиной 100 мкм и Al–2 вес.%Si толщиной 25 мкм собирали многослойный Nb/Al пакет общей расчетной толщиной $\sim 1,98$ мм. В дальнейшем проводили ступенчатую диффузионную сварку, в результате которой получали слоистые композиты (см. рис.1 а) с чередующимися слоями твердого раствора и упрочняющих интерметаллидов.

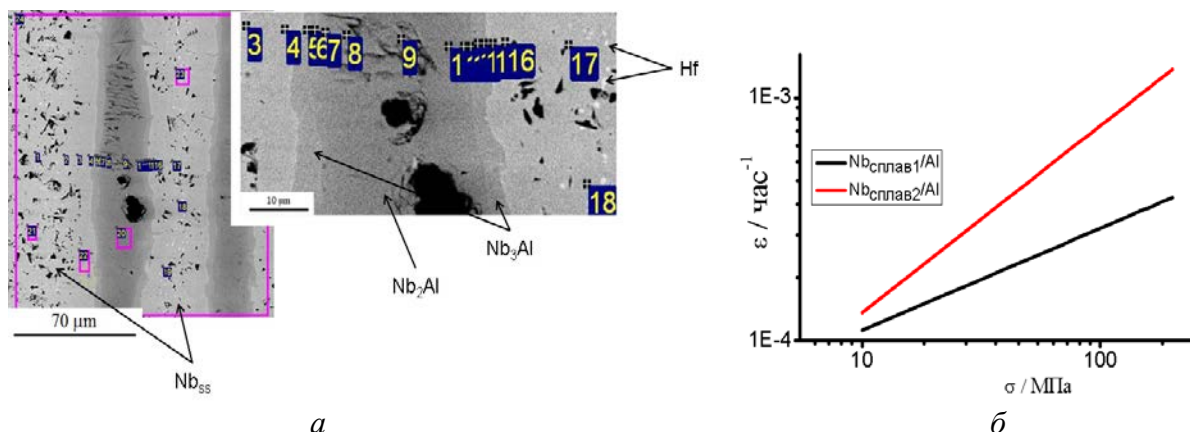


Рис. 1. Типичная структура слоистых композитов упрочненных интерметаллидами алюминия (а), результаты оценки скорости деформации ползучести при $T = 1300^\circ\text{C}$, согласно форме степенной зависимости (б)

На полученных образцах был выполнен ряд механических испытаний. Прочность образцов при испытаниях на 3-х точечный изгиб составила 327 и 275 МПа при 1300°C и 927 и 367 МПа при комнатной температуре, трещиностокость при комнатной температуре составила $K^* = 8,5$ и $12,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Оценка скорости деформации ползучести при $T = 1300^\circ\text{C}$ согласно форме степенной зависимости показала значения сто часовой прочности равные 7–8 МПа (см. рис.1 б).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы РАН «Нано-структуры»

ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ АСИММЕТРИИ

Мерсон Д.Л., Васильев Е.В., Виноградов А.Ю.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

d.merson@tltsu.ru

Одним из наиболее серьезных недостатков магния и сплавов на его основе, как конструкционных материалов, является плохая деформируемость и их резко асимметричное поведение при растяжении и сжатии, проявляющееся в существенном отличии пределов текучести на растяжение и сжатие и, как следствие, недостаточно высокая усталостная прочность. Асимметрия циклической деформации в металлах с ГПУ решеткой, к которым относятся магниевые сплавы, является следствием полярной природы двойникования и проявляется в активации различных двойниковых систем на фазах сжатия и растяжения, а также в существовании механизма раздвойникования (detwinning), связанного с псевдо-упругостью двойника растяжения

При работе конструкции в условиях переменных нагрузок, особенно в режиме малоциклового усталости, важнейшее значение приобретает способность материала рассеивать накапливающуюся энергию, которая отражается в различных явлениях неупругости и, прежде всего, в эффекте Баушингера (ЭБ). Суть этого эффекта, открытого более 100 лет назад, заключается в облегчении микропластической деформации материала после его предварительного нагружения в противоположном направлении, поэтому количественно величину ЭБ, как правило, оценивают, как разность пределов текучести, определенных при испытаниях по одноосной схеме нагружения в прямом и обратном направлениях. Однако для сплавов с изначально различным сопротивлением на растяжение и сжатие (эффект асимметрии), к которым относятся магниевые сплавы, такой подход не приемлем и ЭБ необходимо оценивать, как разность между пределами текучести, оцениваемыми в прямом и в обратном, но после нагружения обратного знака.

Отличительной особенностью магниевых сплавов является то, что разгрузка образцов происходит по закону Гука только в начальный момент и далее осуществляется не по линейному закону. Это связано с тем, что образовавшиеся при нагружении двойники в процессе разгрузки могут исчезать (раздвойникование), что и приводит к отклонению кривой разгрузки от линейного закона.

Установлено, что в магниевых сплавах ЭБ связан с различным вкладом раздвойникования в общую деформацию, а вычисление количественных параметров этого эффекта по критериям напряжения и работы деформации дает очень близкие результаты. При этом асимметрия поведения магниевых сплавов при растяжении и сжатии одинаковым образом проявляется как на напряжении начала пластической деформации (условном пределе текучести), так и на вкладе деформации раздвойникования в общей пластической деформации. Параметры ЭБ при сжатии магниевых сплавов близки к нулю, т.е. эффект в этом случае практически не проявляется, а неупругость, ответственная за него, связана с особенностями двойникования именно при растяжении.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект 15-19-30025

МНОГОМАСШТАБНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ НА РАСТЯЖЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И РАСПЛАВОВ МЕТАЛЛОВ

Майер А.Е., Майер П.Н., Красников В.С., Погорелко В.В., Бородин И.Н.

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

mayer@csu.ru

Условия расширения металла или расплава металла по инерции с появлением в нем отрицательного давления возникают, например, при отражении импульса ударного сжатия от свободной поверхности или при расширении поверхностного слоя металла, нагретого лазерным или электронным облучением. Состояние металлов и расплавов при отрицательном давлении является метастабильным, распад метастабильного растянутого состояния приводит к образованию и росту полостей, которые могут быть заполнены паром. Применительно к твердым металлам такой распад называется откольным разрушением, применительно к жидкому состоянию – кавитацией. Максимальное по модулю отрицательное давление достижимое при данных условиях деформации (скорость деформации и температура) представляет собой динамическую прочность на растяжение.

На основе комбинации молекулярно-динамического моделирования и разработки континуальных моделей динамического разрушения нами проведено многомасштабное исследование динамической прочности металлов и их расплавов. Разработана континуальная модель динамического разрушения твердых металлов при растяжении с учетом неоднородностей структуры, таких как начальные полости, включения [1], дислокации, границы зерен, позволяющая прогнозировать характерные размеры элементов микро-структуры разрушенного материала. Модель включает уравнения кинетики образования, роста [2] и взаимодействия пустот. Разработана континуальная модель динамического разрушения расплавов металлов, как изначально однородных [3], так и с исходными полостями и включениями [4]. Проведено молекулярно-динамическое исследование поздних стадий разрушения твердых и расплавленных металлов [5], которое показывает, что материал достигает предел прочности задолго до полного разрушения, имеющего вид фрагментации или формирования магистральных трещин. Приведены результаты верификации предложенных моделей и примеры их использования для расчета задач о высокоскоростном соударении и сильноточном электронном облучении металлов. Основная часть работы выполнена при поддержке гранта РНФ (проект 14-11-00538), исследования для магния выполнены при поддержке гранта Президента РФ (МД-7481.2016.1).

1. Pogorelko V.V., Mayer A.E. Influence of copper inclusions on the strength of aluminum matrix at high-rate tension – Mater. Sci. Eng., A. Vol. 642, 2015 – 351-359.
2. Krasnikov V.S., Mayer A.E. Plasticity driven growth of nanovoids and strength of aluminum at high rate tension: Molecular dynamics simulations and continuum modeling – Int. J. Plast. Vol. 74, 2015 – P. 75-91.
3. Mayer A.E., Mayer P.N. Continuum model of tensile fracture of metal melts and its application to a problem of high-current electron irradiation of metals – J. Appl. Phys. Vol. 118, 2015 – 035903.
4. Mayer A.E., Mayer P.N. Weak increase of the dynamic tensile strength of aluminum melt at the insertion of refractory inclusions – Comput. Mater. Sci. Vol. 114, 2016 – 178-182.
5. Mayer P.N., Mayer A.E. Late stages of high rate tension of aluminum melt: Molecular dynamic simulation – J. Appl. Phys. Vol. 120, 2016 – 075901.

ПОЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Zr-1 МАС. %Nb, ЛЕГИРОВАННОГО ВОДОРОДОМ

¹Грабовецкая Г.П., ²Дубровская А.С., ²Степанова Е.Н.

¹*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН
г. Томск, Россия;*

²*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск,
Россия*

grabg@ispms.tsc.ru

Присутствие водорода в поликристаллах циркония и его сплавах может привести к их охрупчиванию и разрушению. Гидридная хрупкость развивается в наиболее резкой форме в случае, когда гидриды образуют непрерывную сетку по границам зерен или имеют форму пластин, которые проходят по объему зерна от одной границы к другой. В обоих случаях величина разрушающего напряжения (σ_p) зависит от размера зерен. С уменьшением размера зерна величина σ_p при указанной форме выделений гидридов увеличивается. В условиях повышенных температур образование гидридов и развитие гидридных трещин в цирконии и его сплавах может происходить даже в том случае, когда концентрация водорода не превышает предельно допустимого значения. Связано это с высокой диффузионной подвижностью водорода и его способностью концентрироваться в наиболее напряженных участках, инициируя тем самым образование в этих участках гидридов и трещин. Водородная хрупкость в металлах, обусловленная перераспределением водорода под действием напряжения, развивается, как правило, при малых скоростях деформации, характерных для ползучести.

В данной работе проведены исследования влияния легирования водородом до концентраций 0,1 и 0,33 мас. % на закономерности ползучести сплава Zr-1 мас. %Nb (далее Zr-1Nb) в ультрамелкозернистом ($d_{cp} = 0,45$ мкм) состоянии в интервале скоростей 10^{-7} – 10^{-5} с⁻¹ и при температуре 673 К. Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что водород в исследуемых сплавах Zr-1Nb-H находится как в твердом растворе, так в виде выделений гидридов ZrH и ZrH₂.

В общем случае на кривых ползучести сплавов Zr-1Nb и Zr-1Nb-H наблюдаются три стадии: неустановившаяся, установившаяся и ускоренная. Легирование ультрамелкозернистого сплава Zr-1Nb водородом приводит к уменьшению скорости ползучести на установившейся стадии и величины деформации до разрушения при увеличении времени до разрушения. С ростом концентрации водорода в сплаве скорость установившейся ползучести снижается.

Зависимость скорости ползучести на установившейся стадии от напряжения ультрамелкозернистых сплавов Zr-1Nb и Zr-1Nb-H при температуре 673 К удовлетворительно описывается степенным законом ползучести. Значение показателя чувствительности к напряжению – 2,8 и величина эффективной энергии активации ползучести – 168 кДж/моль свидетельствуют о том, что основным механизмом деформации ультрамелкозернистого сплава Zr-1Nb в условиях ползучести при температуре 673 К является скольжение дислокаций, контролируемое диффузией циркония по дислокационным трубкам. Легирование сплава Zr-1Nb водородом приводит к увеличению значений указанных параметров соответственно до 3,8–4,4 и 258–282 кДж/моль. Это указывает на то, что основным механизмом деформации ультрамелкозернистого сплава Zr-1Nb, при легировании водородом становится переползание дислокаций, контролируемое объемной самодиффузией циркония.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 15-08-03823).

ПОРОШКОВЫЙ СПЛАВ Ti-Nb ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Ковалевская Ж.Г., Химич М.А., Шаркеев Ю.П., Сапрыкин А.А., Ибрагимов Е.А.,
Яковлев В.И., Кузьмин В.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

НИ Томский государственный университет, Томск, Россия

Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия

Институт теоретической и прикладной механики, Новосибирск, Россия

khimich@ispms.tsc.ru

Процесс селективного лазерного сплавления требует использования порошков, соответствующих ряду требований. К ним можно отнести размер частиц в интервале 10–70 мкм, сферическая или близкая к ней форма порошинок, однородный элементный и фазовый составы и др. Такой набор параметров можно получить методами плазменной, вакуумной, центробежной и газовой атомизации, а также механической активацией. В отличие от различных методов атомизации, имеющих высокую стоимость, механическая активация в планетарной шаровой мельнице АГО-2С позволяет получить порошки, близкие к указанным требованиям.

В работе исследовали порошки состава Ti–(40–45) мас.%Nb, активированные в течение 3, 5, 10, 15, 20 и 25 минут. Морфология поверхности, структура, элементный, фазовый и гранулометрический составы исследовались методами растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа, рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

Варьирование времени активации в интервале 5–20 минут приводит к изменению формы частиц от неправильной к округлой. В зависимости от времени и рабочей атмосферы в камере при активации гранулометрический состав порошка меняется. Дисперсность получаемого порошка требует дополнительного отсева крупной фракции. В защитной атмосфере аргона количество крупной фракции больше по сравнению с воздушной средой при одинаковом времени активации. При активации в интервале 3–25 минут размер частиц сначала увеличивается, при времени активации 15–20 минут, а затем уменьшается. В процессе обработки формируются агломераты округлой формы, имеющие чешуйчатое строение.

Фазовый состав активированного порошка представлен α -Ti и β -твердым раствором Ti и Nb, доля которого растет с увеличением времени активации. Анализ элементного состава показал, что компоненты в процессе механической активации распределяются равномерно. Согласно результатам просвечивающей электронной микроскопии, в частицах порошка присутствуют области, представленные как β -фазой, так и совокупностью ($\beta+\alpha$)-фаз. Микроструктура частиц порошка представлена наноразмерными зернами.

По результатам исследований в качестве материала для селективного лазерного сплавления был выбран механокомпозит, полученный активацией в течение 15 минут.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 15-19-00191. Авторы выражают благодарность сотрудникам кафедры НТТС АлтГТУ (г. Барнаул), ЛФПП ИТПМ СО РАН (г. Новосибирск).

ТРАНСФОРМАЦИЯ ДЕФЕКТОВ И РЕЛАКСАЦИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Ильичев М.В.¹, Ливанова Н.О.², Тюфтяев А.С.¹, Филиппов Г.А.²

¹ ОИВТ РАН, г. Москва, Россия

² ФГУП «ЦНИИчермет им И.П. Бардина», г. Москва, Россия
iqs12@yandex.ru

Одним из эффективных способов решения проблемы повышения износостойкости и сопротивления разрушению железнодорожных колес является поверхностная плазменная обработка. Хорошо известно, что поверхностная плазменная обработка значительно повышает твердость и износостойкость, увеличивая срок эксплуатации железнодорожных колес [1].

Целью данной работы было изучение влияния поверхностной плазменной обработки на структурное состояние, количество эксплуатационных дефектов и релаксацию остаточных напряжений, возникающих в ходе длительной эксплуатации.

В работе были исследованы образцы с плазменным поверхностным упрочнением гребня колеса после длительной эксплуатации.

Представлены результаты химического анализа, оценки геометрических параметров зоны упрочнения поверхности гребня и измерения микротвердости.

Был проведен металлографический анализ плазменноупрочненного слоя и выявлены следующие зоны: азотистый аустенит, слой отпущенного мартенсита; переходный слой с неоднородной структурой, включающий «бесструктурный» мартенсит и участки троостомартенсита и троостита; зона сорбита отпуска с прослойками феррита по границам зерен с переходом к структуре основного металла. Было установлено, что плазменная обработка устраняет область наклепа, а количество мелких дефектов типа трещин и выщербин уменьшается, что возможно является следствием их «залечивания» в результате воздействия плазменной струи на поверхность металла. Однако грубые окисленные трещины, возникшие в ходе эксплуатации, остаются без наблюдаемых изменений.

Проведенные рентгеноструктурные исследования образцов по глубине от поверхности катания подтвердили протекание процесса релаксации остаточных напряжений в результате плазменной обработки.

Установлено, что микроструктура по глубине зоны термического влияния соответствует распределению, характерному для поверхностной закалки в соответствии с требованиями ТУ ЦРТ-0001-2010 «Колеса бандажные с плазменным упрочнением гребня для грузовых, пассажирских и маневровых локомотивов».

Таким образом, результаты работы показали, что плазменная обработка поверхности гребня колеса после эксплуатации способствует уменьшению наклепа и устранению дефектов, что может служить эффективным методом увеличения его эксплуатационного ресурса.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (№ 16-08-0166, № 17-08-00216).

1. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние технологических параметров плазменной обработки на формирование структуры и свойств стали типа 60Г //Металлург. 2008. №10. С. 59 – 62.

ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ НА ОРИЕНТАЦИОННУЮ ЗАВИСИМОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ СКАЛЫВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ И МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Поклонов В.В., Куксгаузен И.В.,
Куксгаузен Д.А., Выродова А.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А.

Сибирский физико-технический институт Национального исследовательского Томского государственного университета, г. Томск,
kireeva@spti.tsu.ru

На монокристаллах ГЦК высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) эквиатомного состава $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}$ (ат.%) и отклоненных от эквиатомного состава $\text{Fe}_{23.25}\text{Ni}_{23.25}\text{Cr}_{23.25}\text{Co}_{23.25}\text{Al}_7$ (ат.%), ориентированных вдоль [001]-, [-111]-, [-123]-направлений, при деформации растяжением исследовано влияние величины энергии дефекта упаковки $\gamma_{\text{ду}} = 0.02$ и 0.05 Дж/м², соответственно, на ориентационную зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{\text{кр}}$ и механизм деформации – скольжение и двойникование.

Экспериментально установлено, что температурная зависимость $\tau_{\text{кр}}(T)$ монокристаллов ВЭС при деформации растяжением в температурном интервале $T = 77\text{--}573$ К оказывается аналогичной ранее найденной для монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей $\gamma_{\text{ду}} = 0.025\text{--}0.08$ Дж/м². При $T < 373$ К наблюдается сильная температурная зависимость $\tau_{\text{кр}}(T)$, превышающая температурную зависимость модуля сдвига $G(T)$, а при $T > 373$ К $\tau_{\text{кр}}(T)$ зависят от температуры, как $G(T)$. Установлено, что $\tau_{\text{кр}}$ в исследованном интервале температур $T = 77\text{--}573$ К в монокристаллах ВЭС с $\gamma_{\text{ду}} = 0.05$ Дж/м² не зависят от ориентации кристалла, тогда как в монокристаллах ВЭС с $\gamma_{\text{ду}} = 0.02$ Дж/м², напротив, зависят от ориентации кристалла: $\tau_{\text{кр}}[001] > \tau_{\text{кр}}[-123] > \tau_{\text{кр}}[-111]$. Такая зависимость $\tau_{\text{кр}}$ от ориентации характерна для монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей с низкой $\gamma_{\text{ду}} = 0.015\text{--}0.025$ Дж/м². Физическая причина ориентационной зависимости $\tau_{\text{кр}}$ связана с влиянием поля внешних напряжений на тонкую структуру скользящих дислокаций (расщепление полной дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ в поле приложенных напряжений). В монокристаллах ВЭС с $\gamma_{\text{ду}} = 0.05$ Дж/м² расщепления полных дислокаций на $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$ в поле приложенных напряжений на ранних стадиях деформации не наблюдается.

В монокристаллах ВЭС FeNiMnCrCo с низкой $\gamma_{\text{ду}} = 0.02$ Дж/м² двойникование наблюдается с ранних стадий пластической деформации после 5 %, которое наблюдается в широком температурном интервале $T = 77\text{--}420$ К и развивается одновременно со скольжением. Взаимодействие двойникования со скольжением и двойникования с двойникованием обеспечивает высокий коэффициент деформационного упрочнения при сохранении высокой пластичности [001]-, [-111]- кристаллов от 60% при 77К до 40% при 420 К и [-123]- кристаллов, соответственно, до 60–80%. В монокристаллах ВЭС $\text{FeNiCrCoAl}_{0.3}$ с высокой $\gamma_{\text{ду}} = 0.05$ Дж/м² двойникование с ранних стадий пластической деформации не наблюдается, дислокационная структура планарная и состоит из плоских скоплений нерасщепленных дислокаций. Развитие планарной дислокационной структуры приводит к развитию пластического течения в монокристаллах ВЭС $\text{FeNiCrCoAl}_{0.3}$ с высокой $\gamma_{\text{ду}} = 0.05$ Дж/м² с более низким коэффициентом деформационного упрочнения по сравнению с монокристаллами ВЭС FeNiMnCrCo с низкой $\gamma_{\text{ду}} = 0.02$ Дж/м².

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 16-19-10193

МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА ВТ6 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА

Горнакова А.С.¹, Гнесин И.Б.¹, Цой К.В.¹, Некрасов А.Н.², Страумал Б.Б.¹

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

²Институт экспериментальной минералогии РАН, Черноголовка, Россия

alenahas@issp.ac.ru

В данной работе были проведены измерения твёрдости ансамбля фаз (αTi) и (βTi) в сплаве ВТ6 ($\text{Ti}-3,9\text{вес.}\%\text{V}-6,2\text{вес.}\%\text{Al}$) после отжигов в температурном интервале от 660 до 860°C. Образцы толщиной 5 мм отжигались в вакууме при остаточном давлении $4 \cdot 10^{-4}$ Па, продолжительность отжигов составила от 672 до 840 часов. После отжига образцы закаливались в воде. Для измерения микротвердости поверхность образца была предварительно отполирована. Исходная (до отжига) микроструктура сплава ВТ6 представляет собой колонии вытянутых ламелей темной (αTi) и светлой (βTi) фаз (рис. 1а). Результаты рентгеноструктурного анализа показали наличие двух фаз: оцк (βTi) и гпу (αTi). В результате отжига микроструктура сплава качественно отличается от исходной ламellarной структуры неотожженного сплава: она состоит из равноосных зерен (αTi), средний размер которых увеличивается с температурой отжига. Выделения (βTi) расположены, в основном, на границах и в тройных стыках зерен (рис. 1б).

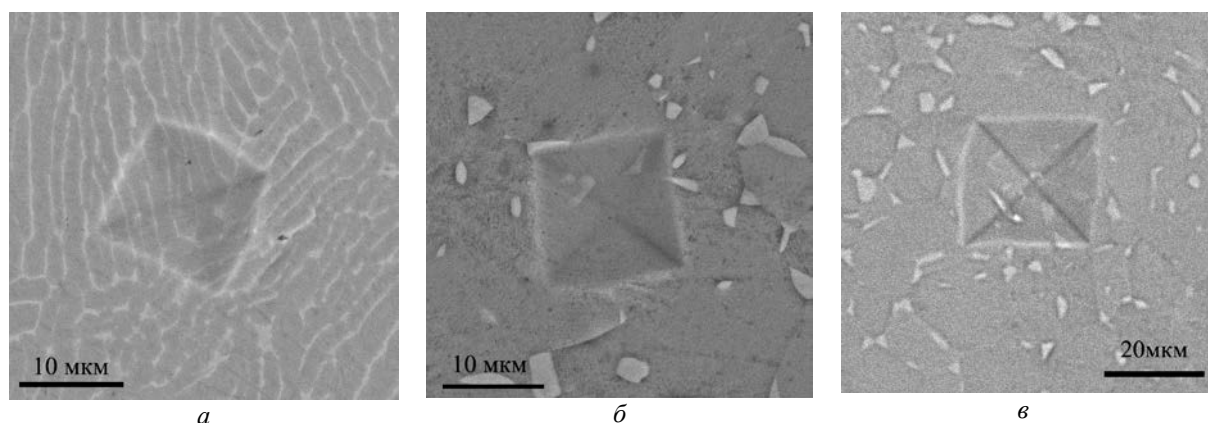


Рис. 1. а – исходная микроструктура, нагрузка 50 г; б – $T = 660^\circ\text{C}$ (50 г); в – $T = 660^\circ\text{C}$ (200 г)

Измерения микротвердости ансамбля фаз проводились на приборе ПМТ-3. Использовалась алмазная пирамидка Виккерса с нагрузкой 50 и 200 г, среднее число измерений на образец 10–20, отпечатки распределялись по поверхности образца случайным образом. Результаты эксперимента показали, что значение микротвердости увеличивается с ростом температуры отжига образцов. При нагрузке 50 г значение твердости изменяется от 264 ± 17 МПа (660°C) (рис. 1б) до 304 ± 23 МПа (860°C), значение твердости для исходного сплава составляет 286 ± 11 МПа (рис. 1а). При нагрузке 200 г значение твердости изменяется от 338 ± 23 МПа (660°C) (рис. 1в) до 372 ± 38 МПа (860°C), значение твердости для исходного сплава 306 ± 9 МПа. Мы предполагаем, что рост твердости сплава с увеличением температуры отжига связан с увеличением доли второй фазы (βTi). Количественный анализ (Ti, V и Al) показал, что в (βTi)-фазе концентрация титана растет с ростом температуры (~ от 80 до 88%), а доля ванадия сокращается (~ от 15 до 7%).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект 16-03-00285).

ТВЕРДОСТЬ СПЛАВОВ Ti–4 вес.%V И Ti–4 вес.%V–6 вес.%Al ПОСЛЕ КВД С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

Горнакова А.С., Гнесин И.Б., Афоникова Н.С., Сурсаева В.Г., Страумал Б.Б.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

alenahas@issp.ac.ru

Целью данного исследования было проведение сравнительного анализа двух сплавов на основе титана, предварительно отожженных, а затем подвергнутых кручению под высоким давлением (КВД). Обычно такие сплавы содержат две фазы, а именно α (с ГПУ-решеткой) и β (с ОЦК-решеткой).

Исследования проводились на сплавах Ti–4вес.% V и Ti–4вес.% V–6вес.% Al. Сплавы разрезали на шайбы толщиной 0,6 мм, которые затем полировали, запаивали в кварцевые ампулы и подвергали отжигу в вакууме при остаточном давлении 4×10^{-4} Па. Отжиг проводился при температурах 600, 700 и 950°C, продолжительность составила 722, 168 и 192 часа, соответственно. КВД проводилось при комнатной температуре при 7 ГПа, 1 об./мин и 5 оборотов.

После отжига оба сплава Ti–4вес.% V и Ti–4вес.% V–6вес.% Al содержат две фазы α и β . В обоих сплавах наблюдается явление смачивания границ зерен α/α второй твердой фазой β . Доля полностью и частично смачиваемых границ зерен зависит от температуры отжига. Отожженные и закаленные образцы подвергались КВД, что привело к образованию новых фаз: в сплаве Ti–4вес.% V появилась фаза высокого давления (ω), в то время как сплав Ti–4вес.% V–6вес.% Al теряет свою β -фазу и остается только с α -фазой.

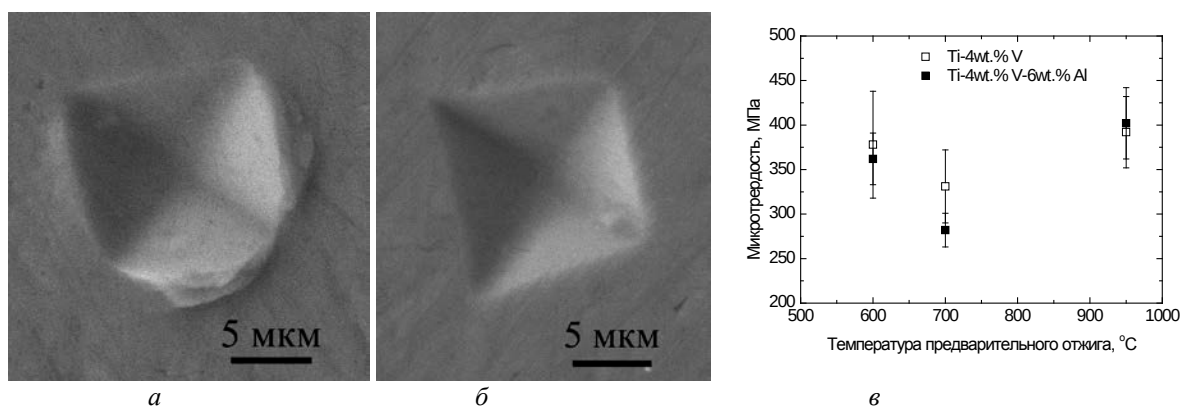


Рис. 1. *а* – Ti–4вес.% V, термообработка при $T = 600^\circ\text{C}$ (нагрузка 50 г); *б* – Ti–4вес.% V–6вес.% Al, термообработка при $T = 600^\circ\text{C}$ (нагрузка 50 г) и *в* – зависимость микротвердости сплавов от предварительной термообработки

Измерения микротвердости поверхности проводилось на приборе ПМТ –3. Использовалась алмазная пирамидка Виккерса с нагрузкой 50 г, среднее число измерений на образец 10, отпечатки распределялись по поверхности образца случайным образом. Мы предполагаем, что провал в значениях твердости сплавов при $T = 700^\circ\text{C}$ (рис. 1*в*) связан с распределением второй фазы (βTi) по границам зерен, после предварительного отжига. Иными словами, предварительная термообработка образцов оказывает влияние на результат интенсивной пластической деформации и приводит к понижению значений твердости.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект 16-03-00285).

ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО РЕБРА НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦЫ НАКЛОНА $[10\bar{1}0]$ В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г. , Прокофьев С.И.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Российская Федерация,
sursaeva@issp.ac.ru*

Эволюция поликристаллической системы представляет собой движение двумерных и одномерных кристаллических дефектов, каждый из которых имеет свою подвижность. В данной работе представлены экспериментальные результаты движения одномерных дефектов – зернограничных ребер. Ребро образуется при встрече двух зернограничных поверхностей.

Цель работы состоит в экспериментальном изучении влияния ребер на движение индивидуальных границ наклона $[10\bar{1}0]$ зёрен в цинке. Бикристаллы с границей наклона $[10\bar{1}0]$ с углами разориентации 34° и 53° были выращены из высокочистого Zn (99.999 wt.%) с помощью модифицированного Bridgman метода. Исследование процесса миграции границ было проведено нами ранее на бикристаллических образцах по методике с переменной контролируемой движущей силой. Особенность метода заключалась в том, что свободный конец границы скользил по боковой грани образца, которая представляла собой зеркально гладкую поверхность, так как образовывалась путём скола по плоскости базиса цинка при температуре жидкого азота. На мигрирующей границе не наблюдалось ни фасеток, ни ребер. Поэтому можно считать, что мы измеряли подвижность и энтальпию активации миграции свободной от зернограничных дефектов границы. В настоящей работе исследование процесса миграции границ было проведено по методике с постоянной движущей силой миграции. Зернограничная полупетля перемещалась под действием постоянной движущей силы, которая определялась шириной среднего зерна. Так как на границе имелось ребро, то мы измеряли подвижность и энтальпию активации миграции границы с зернограничным ребром.

Установлено:

1. Для границы наклона с углом разориентации 34° зернограничный дефект в виде ребра значительно снижает подвижность. Без ребра движение границы наблюдается уже при 225С, а с ребром только при 385С. Энтальпия активации движения с ребром 6.4эВ, а без ребра 1эВ.
2. Для границы наклона с углом разориентации 53° зернограничный дефект в виде ребра снижает подвижность, но не так значительно, как для границы с углом разориентации 34° . Без ребра движение границы наблюдается при 260С, а с ребром только при 324С. Энтальпия активации движения с ребром 4эВ, а без ребра 1эВ.
3. Можно сделать вывод, что на границе с углом разориентации 34° ребро представляет собой более «тяжёлый» дефект, чем ребро на границе с углом разориентации 53°

Работа выполнена частично при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00248 и № 17-43-500203).

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ФАСЕТИРОВАНИЯ И ОГРУБЛЕНИЯ КАК ИНСТРУМЕНТ УПРАВЛЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПОЛИКРИСТАЛЛА

Сурсаева В.Г. , Горнакова А.С.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Российская Федерация,
sursaeva@issp.ac.ru*

В последнее время проблеме «Grain boundary Ingeneering»-управлению микроструктурой с помощью самих границ зёрен уделяется большое внимание. Управление микроструктурой состоит в научно обоснованном выборе температуры и длительности изотермических отжигов на основе знаний температур зернограничных фазовых переходов. Использование такого подхода даёт возможность получать желаемые свойства материала без разрушения микроструктуры за счёт изменения плоскостей залегания границ зёрен в данной микроструктуре. Для того, чтобы управлять структурой необходимо знать не только свойства отдельных элементов, но и свойства их связей, которыми являются зернограничные рёбра. Существуют две причины нашего недопонимания механизмов и основ влияния рёбер на движение границ зёрен. Первая причина – экспериментальное исследование влияния рёбер на рост зёрен требует прецизионных экспериментов на бикристаллах, где движение осуществляется под действием постоянной движущей силы. Их смещение и, что особенно важно, форма должны непрерывно отслеживаться. Вторая причина заключается в том, что трудно экспериментально выделить влияние ребра на движение границ зёрен. Дело в том, что ребро является соединением разных зернограничных элементов, которые проявляют себя по-разному в широком температурном интервале. Мы предлагаем использовать для управления микроструктурой изучаемые нами фазовые переходы на границах зёрен:

1. Зернограничный фазовый переход фасетирования – дефасетирования (исчезновение и появление зернограничных фасеток при повышении и понижении температуры относительно температуры фазового перехода фасетирования).
2. Фазовый переход огрубления зернограничных рёбер (исчезновение и появление зернограничного ребра при повышении и понижении температуры относительно температуры фазового перехода огрубления).

Температура фазового перехода определяется in-situ в ходе изотермических отжигов по изменению формы движущейся границы, которую мы непрерывно фиксируем в оптическом микроскопе, используя для визуализации поляризованный свет. А также по изменению температурной зависимости подвижности границы с фасетками и рёбрами. Фасетки и ребра вносят свой вклад в энтальпию активации движения границы. Поскольку структура формируется в процессе роста зёрен, эксперименты проводятся на движущихся границах. Поэтому в эксперименте использована методика стационарного движения одиночной границы с постоянной (метод полупетли) и контролируемой (метод уголка) движущей силой процесса. В качестве материала исследования выбран цинк как модельный материал. с анизотропной кристаллической решёткой и, как следствие, склонностью к фасетированию границ зёрен и возможностью использовать поляризованный свет оптического микроскопа для наблюдения процессов in-situ..

Работа выполнена частично при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00248 и № 17-43-500203).

ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИОННОМУ АЗОТИРОВАНИЮ

Москвина В. А.¹, Астафурова Е. Г.², Рамазанов К. Н.³, Майер Г. Г.²,
Мельников Е. В.², Будилов В. В.³

¹НИИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

³Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
valya_moskvina@mail.ru

С применением методов просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) изучали влияние ионного азотирования на особенности микроструктуры и структурно-фазовое состояние поверхностных слоев аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3 (Fe–17Cr–13Ni–1.7Mn–2.7Mo–0.5Si–0.01C, мас.%) с субмикрокристаллической (СМК) структурой. Для получения СМК зеренно-субзеренной структуры проводили прокатку стальных образцов при комнатной температуре до степени осадки 80%. После прокатки в образцах была сформирована высоконеравновесная структура субмикронного масштаба со средним размером элементов 220 ± 40 нм и высокой плотностью дислокаций 5×10^{14} м⁻². По данным рентгеноструктурного анализа стальные образцы после прокатки имели аустенитную структуру. Ионное азотирование образцов с СМК зеренно-субзеренной структурой проводили при температуре 540°C (12 ч.) и давлении рабочего газа $P = 300$ Па.

Ионное азотирование способствует формированию упрочненного азотированного слоя на поверхности стальных образцов, толщина которого составляет 22–27 мкм. Далее, под азотированным слоем, формируется диффузионная зона с твердорастворным упрочнением азотом (зона внутреннего азотирования, ЗВА). Ширина такой зоны составляет 30–40 мкм. Согласно данным рентгенофазового анализа, фазовый состав поверхностных слоев образцов после азотирования представлен аустенитом (матрица), легированным азотом аустенитом (ЗВА и азотированный слой), нитридами различного состава Cr₂N, FeN, Fe_(2,3)N, Fe₄N (ЗВА и азотированный слой) и небольшой долей феррита (азотированный поверхностный слой).

Методом ПЭМ установлено, что азотированный слой имеет неоднородную структуру: на поверхности образцов формируется тонкая пленка (0.2 мкм), состоящая из наноразмерных оксикарбонитридов. Затем формируется слой, толщиной около 20 мкм, состоящий из дисперсных нитридов, феррита и азотированного аустенита. Размеры элементов структуры, формирующихся в азотированном слое, имеют нанометровый и субмикронный масштаб. При переходе к зоне внутреннего азотирования (шириной 30 мкм) доля нитридной фазы уменьшается, а основной составляющей является легированный азотом аустенит. При этом, формирование высокодефектного СМК состояния в образцах стали до азотирования способствовало частичной релаксации структуры в этом слое при насыщении азотом (540°C) с образованием высокой плотности деформационных двойников. Структура основного материала (матрицы) под азотированным слоем и ЗВА имеет такую же морфологию, как и исходные образцы после прокатки – зеренно-субзеренная структура субмикронного масштаба с высокой плотностью дислокаций.

Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т С КРУПНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРАМИ

Астафурова Е.Г.¹, Майер Г.Г.¹, Мельников Е.В.¹, Москвина В.А.², Раточка И.В.¹,
Мишин И.П.¹, Захаров Г.Н.¹, Астафуров С.В.¹

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,

Томск, Россия

elena.g.astafurova@gmail.com

Изучали влияние наводороживания на механизмы разрушения аустенитной стали 12Х18Н10Т с крупнокристаллической (КК) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурами, сформированными методом прессования со сменой оси деформации (5 осадок при температуре 800°C, 3 осадки при 750°C, 3 осадки при 700°C, 3 осадки при 650°C, 3 осадки при 600°C, 1 осадка при 550°C, осадка на $\approx 50\%$). После прессования в стали была сформирована однородная зеренно-субзеренная структура со средним размером элементов 500 нм. Исходные КК образцы после закалки имели средний размер зерна 15 мкм. Образцы электролитически наводороживали в 10% растворе поваренной соли с добавлением аммония роданистого при плотности тока 10 мА/см² и продолжительности насыщения 5, 10, 20, 40, 65 и 100 ч. Образцы растягивали при комнатной температуре с начальной скоростью 6×10^{-5} с⁻¹.

Механические свойства стали 12Х18Н10Т с УМЗ и КК структурами слабо изменяются при наводороживании по выбранным режимам: предел текучести составляет соответственно 650–660 МПа и 180 МПа для УМЗ и КК образцов. Удлинение УМЗ образцов, наводороженных в течение 100 часов, составляет 12% и имеет значение близкое к исходному состоянию (11%). При этом удлинение образцов с КК структурой, подвергнутых насыщению в течение 100 часов, уменьшилось от 87% (без водорода) до 74% (после наводороживания).

Исходные образцы КК и УМЗ стали характеризуются транскристаллитным вязким изломом. В наводороженных и разрушенных образцах с УМЗ и КК структурами, независимо от режима насыщения водородом, поверхность разрушения имеет сложный характер – центральная часть образцов разрушается вязко, а вблизи поверхности образцов формируется хрупкий слой (толщиной около 20 мкм). С увеличением времени насыщения водородом механизм разрушения центральной (вязкой) части УМЗ образцов изменяется слабо, но на фоне ямочного транскристаллитного излома появляются отдельные достаточно крупные зерна (достигают 5 мкм), которые разрушаются сколом и являются зернами α -мартенсита. Механизм разрушения образцов с УМЗ структурой в поверхностном хрупком слое также изменяется при увеличении продолжительности наводороживания: при насыщении в течение 5–40 часов наблюдали образование транскристаллитных сколов, а при больших временах насыщения поверхность разрушения носит смешанный характер, наблюдали транскристаллитные и интеркристаллитные сколы. В КК образцах после наводороживания в их центральной части формируются вторичные трещины, а хрупкий поверхностный слой характеризуется транскристаллитным изломом по механизму псевдоскола.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-08-00926-а). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» (ИФПМ СО РАН, Томск).

РАЗВИТИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ Fe–28Mn–2.6Al–1.3C

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

¹ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²НИИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

elena.g.astafurova@gmail.com

С использованием монокристаллов высокомарганцевой аустенитной стали Fe–28Mn–2.6Al–1.3C изучали закономерности развития механического двойникования после холодного (при комнатной температуре) и теплого (при $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T/T_{пл} \approx 0.3$) кручения под высоким давлением (КВД, 6 ГПа) на 1, 3 и 5 полных оборотов. Перед деформацией образцы закаливали в воду после часовой выдержки при температуре 1100 °С. Образцы вырезали в форме дисков диаметром 10 мм и толщиной 0.6 мм. Давление при КВД прикладывали вдоль кристаллографического направления $\langle 111 \rangle$.

Деформация методом КВД при комнатной температуре приводит к фрагментации монокристаллов стали преимущественно за счет образования двойников и полос локализации деформации, которые выявляются методами оптической металлографии и при электронно-микроскопических исследованиях. Высокие приложенные давления при КВД (6 ГПа) приводят к развитию механического двойникования в монокристаллах стали Fe–28Mn–2.6Al–1.3C с высокой энергией дефекта упаковки (0.06 Дж/м^2). Доля сдвоенного объема после КВД ($N = 1$) составляет $\approx 40\%$, то есть двойникование является одним из основных механизмов деформации. При $N = 1\div 3$ ширина двойниковых пластин в пакетах и размер «ячеек», ограниченных двойниковыми ламелями, составляет $50\div 100$ и 350 нм . При $N = 3\div 5$ двойники фрагментированы, оборванные двойниковые границы наблюдаются по всему объему образцов. Рефлексы на микродифракционных картинах существенно размыты, но не замыкаются в кольцо, как это часто наблюдается при деформации кручением.

В монокристаллах, подвергнутых КВД при $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$, на макро- и микроуровне образуются двойники деформации преимущественно в одной системе. При $N = 1$ двойниковая сетка мало искажена, что косвенно подтверждает то факт, что двойникование в стали с высокой энергией дефекта упаковки развивается не с самого начала деформации (приложения давления при осадке, предшествующей повороту бойка), а уже непосредственно при кручении. На это указывает также «сегментирование» двойниковых пакетов, обусловленное тем, что двойникование развивается в уже деформированной и частично релаксированной структуре. При этом двойникующим дислокациям сложно преодолеть малоугловые и высокоугловые границы, образованные в результате формирования стенок из дислокаций или дисклинаций, границ полос локализации, полигонизации. В этом случае рост двойниковых пакетов частично сдерживается такими границами и пакеты двойников прерывистые, негомогенные не только по ширине, но и по длине. С ростом деформации при $N=5$ макроскопическая двойниковая сетка начинает разрушаться, но внутри фрагментов наблюдаются микрополосы локализованной деформации и тонкие прямолинейные двойники деформации.

Фазовый состав стали Fe–28Mn–2.6Al–1.3C не изменяется при КВД, на рентгенограммах и микродифракционных картинах наблюдаются отражения только от аустенита.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-38-00232-мол_а).

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия
galinazg@yandex.ru

В работе изучали фазовый состав, параметры структуры и микротвердость высокоазотистой аустенитной стали Fe–18Cr–21Mn–1.3V–0.3C–0.9N (мас.%) после кручения под высоким давлением (КВД, 6 ГПа) при комнатной температуре на $N = 0$ (осадка), $N = 1/4$, $N = 1/2$ и $N = 1$ оборот. Структура стали в исходном состоянии (закалка в воду после выдержки при температуре 1200 °С в течение 1 часа) содержала аустенит и нитриды ванадия сферической и кубической формы с размером до 100 нм (параметр решетки аустенитной фазы – 0,3674 нм). Плотность дислокаций в исходном состоянии составляла $\rho \sim 6 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$.

Деформация методом КВД приводит к фрагментации структуры стали, вызывает уменьшение интенсивности и уширение рентгеновских линий. Значения микродеформации кристаллической решетки составляют $\Delta d/d = 4,0 \times 10^{-4}$ в исходном состоянии и возрастают на порядок до $5,0 \times 10^{-3}$ после КВД на один полный оборот. Размеры областей когерентного рассеяния с ростом степени деформации уменьшаются от 82 нм в исходном состоянии до 38 нм ($N = 0$), 30 нм ($N = 1/4$), 18 нм ($N = 1/2$) и 15 нм ($N = 1$). Параметр решетки стали после КВД изменяется слабо, это свидетельствует о неизменной концентрации атомов внедрения в твердом растворе при деформации. Деформация не приводит к растворению крупных нитридов, электронно-микроскопически наблюдали лишь их частичное разбиение и деформацию.

Накопление дислокаций является одним из механизмов, ответственных за деформацию, фрагментацию и упрочнение исследуемой стали при КВД. Плотность дислокаций после КВД на один оборот возрастает до $5 \times 10^{15} \text{ см}^{-2}$. Помимо дислокационного скольжения при КВД происходит образование деформационных двойников и ϵ -мартенсита. После деформации на рентгенограммах наблюдали отражения, соответствующие аустениту, а также частицам VN и α -Fe. Сильные линии для α -Fe и нитрида VN расположены на близких углах и разделить их сложно, но присутствие α -Fe в структуре стали до и после КВД дополнительно подтверждено методом магнитофазового анализа. Доля α' -мартенсита при КВД изменяется слабо.

КВД приводит к повышению средних значений микротвердости по сравнению с исходным состоянием (4 ГПа): до 5,5 ГПа при $N = 0$; 6,6 ГПа при $N = 1/4$; 6,4 ГПа при $N = 1/2$ и 6,5 при $N = 1$ оборота. Распределение микротвердости по диаметру дисков после КВД квазиоднородное и с увеличением степени деформации степень однородности распределения микротвердости по образцу возрастает. Высокая микротвердость образцов после кручения под высоким давлением определяется фрагментацией структуры за счет дислокационного скольжения, двойникования, $\gamma \rightarrow \epsilon$ мартенситного превращения, а также ростом внутренних напряжений и дисперсионным твердением.

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

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ И ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, СТРУКТУРУ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

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

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

²Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

melnickow-jenya@yandex.ru

В работе исследовали влияние прокатки, комбинированной с наводороживанием, на структуру, механизмы деформации и механические свойства промышленно используемых аустенитных сталей 08X18H9T и 01X17H13M3 с разной энергией дефекта упаковки. Электролитическое насыщение образцов (пластины размером 10×15×1 мм) водородом проводили в 1N растворе серной кислоты (H₂SO₄) с добавлением тиомочевины (CH₄N₂S) при комнатной температуре и плотностях тока (*j*) 10, 100, 200 мА/см² в течение 5 часов. Пластическую деформацию проводили непосредственно после наводороживания методом многоходовой прокатки с обжатием (ϵ) на 25, 50, 75 и 85 % при комнатной температуре. Образцы на растяжение вырезали из пластинок, предварительно обработанных по различным режимам, и растягивали при комнатной температуре со скоростью 4.2×10^{-4} с⁻¹.

Химико-деформационная обработка приводит к измельчению зерна аустенита и формированию разориентированной зеренно-субзеренной структуры в исследуемых сталях. Основными механизмами деформации в них являются скольжение, механическое двойникование, формирование полос локализованной пластической деформации различного масштаба и деформационные фазовые переходы.

В стали 08X18H10T при деформации протекает фазовое γ - α' превращение. Объемная доля α' -фазы нелинейно возрастает с увеличением степени обжатия при прокатке стали 08X18H10T. Введение водорода перед прокаткой способствует проявлению ϵ -мартенсита в структуре стали, усилению двойникования в аустените и увеличению α' -фазы по сравнению с состоянием после прокатки без наводороживания. Сталь 08X17H14M2, как с водородом, так и без него, остается устойчивой к γ - α' фазовому превращению при прокатке. Электронно-микроскопически в ней наблюдали образование ϵ -мартенсита и развитие двойникования. Легирование водородом перед прокаткой приводит к усилению вклада от γ - ϵ мартенситных превращений и механического двойникования и, соответственно, увеличению доли двойниковых границ и γ/ϵ межфазных границ в структуре.

Накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений при пластической деформации приводят к упрочнению сталей – росту микротвердости, повышению пределов текучести и прочности и снижению пластичности. Наводороживание приводит не большому росту прочностных свойств сталей, и, при этом способствует увеличению пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1). Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП научным оборудованием БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» и ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ СтЗкп ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Волков А.Е., Черняева Е.В., Арутюнян А.Р.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
lana@smel.math.spbu.ru

Проведены систематические исследования влияния циклического нагружения на поведение акустической эмиссии (АЭ) при индентировании. Из стали СтЗкп были изготовлены стандартные образцы толщиной 2 мм с рабочей частью 20х4 мм. 2 образца были доведены до разрушения при растяжении, остальные подвергались циклическому нагружению с частотой 5, 10, 25 и 100 Гц и максимальной нагрузкой $P_{\max} = 1,6; 2,0; 2,4$ и 3,2 кН ($P_{\min} = 0$). Испытания проводили на настольной усталостной сервогидравлической машине Si-Plan SH-B. После чего проводили индентирование твердосплавным коническим индентором по всей длине образцов с записью сигналов акустической эмиссии (АЭ). Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000Н.

Во всех разрушенных образцах в зоне разрушения энергия сигналов АЭ уменьшалась, а их медианная частота увеличивалась, как это ранее было отмечено для образцов из стали трубопроводов, работающих в условиях малоциклового усталости [1].

При высоких нагрузках ($P_{\max} = 3,2$ кН, $f = 5$ Гц) все образцы были разрушены. Количество циклов до разрушения составляло от 798 до 8737, что, возможно, связано с наличием неметаллических включений в металле. Для более низких нагрузок ($P_{\max} = 2,4$ и 1,6 кН) часть образцов была разрушена, часть сохранила целостность даже при 1 млн циклов нагружения. Количество зарегистрированных сигналов АЭ при индентировании неразрушенных образцов снижалось с увеличением частоты от 10 до 25 Гц, хотя их спектральные параметры практически не изменялись.

Самая высокая «усталостная стабильность» была отмечена при частоте испытаний $f = 100$ Гц и $P_{\max} = 2,0$ кН, когда образцы выдерживали более миллиона циклов нагружения. Причем несколько образцов выдержали 5 млн. циклов и не разрушились. График зависимости спектральных параметров АЭ (энергия и медианная частота) от координаты места внедрения индентора представлял собой почти синусоиду с периодом примерно 10мм по длине образца (рис.1), что свидетельствует об автокаталитичности и самоорганизации структурных изменений в металле.

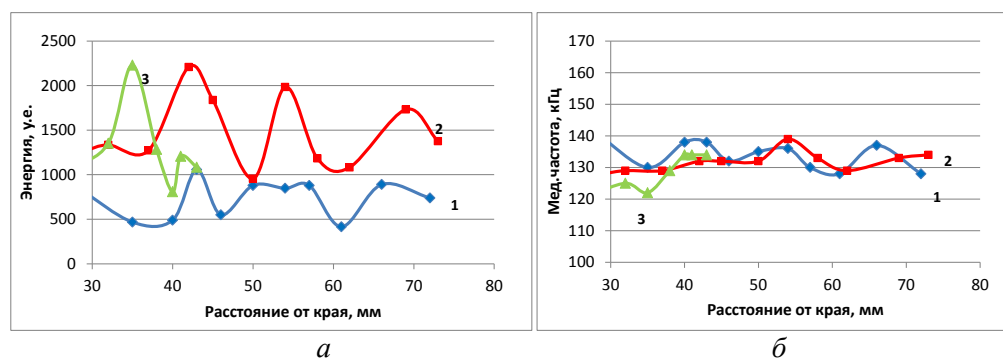


Рис.1. Изменение энергии (а) и медианной частоты (б) при индентировании по длине образцов стали СтЗкп после циклических испытаний при $f = 100$ Гц и $P_{\max} = 2,0$ кН. Количество циклов составляло 1 143 346 (3) и 5 000 000 (1, 2).

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 16-01-00335

1. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л., Бигус Г.А., Галкин Д.И. Применение метода акустической эмиссии для неразрушающего контроля состояния основного металла и сварных соединений трубопроводов, работающих в условиях малоциклового усталости //Сварка и диагностика, 2010. - №2. – С.50-57

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В КОМПОЗИЦИЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Белоусов Н.Н., Черняева Е.В.*, Вьюненко Ю.Н.**

Донецкий Физико-технический институт, Донецк

**Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

***ООО «Оптимикст Лтд», Санкт-Петербург*

[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lana@smel.math.spbu.ru)

Разработка техники, действие которой обусловлено развитием эффекта памяти формы (ЭПФ), диктует необходимость поиска способов оценки состояния конструкций на различных стадиях изготовления и в процессе технологической эксплуатации. Одним из источников информации о состоянии материала может быть акустическая эмиссия (АЭ), наблюдаемая в сплавах с ЭПФ [1]. Одной из технологических операций в изготовлении деталей из материалов с ЭПФ является пластическое деформирование стандартного сортамента металла. При этом используемые заготовки могут подвергаться волочению, прокатке, проковке и т.п. В работе изучается возможность применения метода АЭ совместно с индентированием для оценки состояния металла после подобных воздействий.

Образцы площадью $\sim 1 \text{ см}^2$ были вырезаны из пластин из сплавов Ti-55,16Ni (вес.%) и Ti-54,95%Ni (вес.%) толщиной, соответственно, 0,5 и 1,5 мм. Часть образцов была подвергнута сжатию с силой $F = 80$ и 160 кН с одновременным вращением сжимающих плоскостей друг относительно друга на 360° . АЭ инициировали путем внедрения твердосплавного конического индентора со скоростью $1,0 \text{ мм/мин}$ на испытательной машине ИМ-4А. Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000 Н . Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли широкополосный датчик АЭ MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 80 dB и полосой пропускаемых частот $60\div 1000 \text{ кГц}$.

При испытаниях были зарегистрированы, в основном, сигналы двух типов: первый тип – сигналы с медианной частотой $150\text{--}250 \text{ кГц}$, и второй тип – низкочастотные сигналы с большой энергией. В таблице приведены усредненные по нескольким уколам спектральные характеристики сигналов АЭ, где $N_{\text{общ}}$ – общее число зарегистрированных сигналов, N_1 и N_2 – число сигналов первого и второго типов, E_1 , F_{m1} , E_2 , F_{m2} – энергия и медианная частота, соответственно, для сигналов двух типов.

F , кН	$N_{\text{общ}}$	N_1	N_2	E_1 , у.е.	F_{m1} , кГц	E_2 , у.е.	F_{m2} , кГц
Ti-55,16%Ni							
0	31	22	8	629	137	3060	80
80	54	15	16	946	157	3462	82
Ti-54,95Ni							
0	61	34	6	568	131	1984	79
80	61	29	12	633	190	1925	83
160	53	14	18	838	225	2376	75

Из приведенных данных видно, что приложение силы сжатия с кручением приводит к увеличению медианных частот сигналов первого типа и увеличению доли сигналов второго типа. Высказано предположение, что первый тип сигналов может быть связан с пластической деформацией металла, а второй тип – с процессами хрупкого разрушения.

1. Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. Особенности акустической эмиссии при мартенситных превращениях в сплаве TiNi /Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки 2016. - Т.21, вып. 3. – С. 917-920

ВОДОРОДНАЯ ХРУПКОСТЬ И РАЗВИТИЕ ДЕГРАДАЦИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Чуканов А.Н., Сергеев А.Н., Гвоздев А.Е., Леонтьев И.М., Хонелидзе Д.М.

«Тульский государственный педагогический университет», г. Тула, Россия

alexchukanov@yandex.ru

В рамках многоуровневого иерархического подхода к изучению развития дефектных структур сталей оценивают эволюцию в них дефектов поврежденности и деградацию свойств. Такой подход зачастую формализован и недостаточно отражает взаимосвязь повреждаемости с изменениями суб- и микроструктуры, определяющими эксплуатационные свойства. Не учитываются количественные изменения *in situ* и взаимное влияние концентрации, массовой доли, морфологии, геометрии исходных элементов матрицы и дефектов, формирующихся в ходе деструктивных воздействий. В данной работе изучали взаимосвязь развития разномасштабных дефектов поврежденности (микротрещин) и обезуглероживания высокопрочных низколегированных конструкционных сталей в ходе растяжения и электролитического насыщения водородом в области климатических температур. Механизм такого (низкотемпературного) обезуглероживания сталей слабо изучен. Не ясны причины истощения углерода в областях развивающихся несплошностей (микротрещин, пор). Не определены превалирующие факторы процесса: рост напряжений или диффузия и взаимодействие углерода с водородом. Исследовали образцы предварительно упрочненных сталей марок 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т, 08Г2С, Ст5, Ст3, 20, 80С. Структура сталей 18ГС, 35ГС, 23Х2Г2Т, 80С – бейнит (ВТМО); сталей 20, Ст3, Ст 5, 08Г2С – феррит + перлит (нормализация). Деструктивное воздействие осуществляли одноосным деформированием и электролитическим насыщением водородом (катодная и анодная поляризация в водном р-ре 5% H_2SO_4 ($j = 2,6 \text{ А/м}^2$)). Провели также испытания на длительную прочность в р-ре 2,5% $\text{H}_2\text{SO}_4 + 2,5\%\text{NH}_4\text{CNS}$ ($j = 60 \text{ А/м}^2$).

Выводы. 1. Металлографические, субструктурные (механическая спектроскопия, рентгеноструктурный анализ) исследования и механические испытания выявили стадийный характер процессов деградации и деструкции, отражающийся в согласованном снижении концентрации атомов внедрения в матрице и образовании микротрещин различного масштаба. 2. Обезуглероживание под нагрузкой в исследованных сталях связано с градиентами внутренних напряжений (номинальных и локализованных в окрестностях трещин). 3. Водород под нагрузкой усиливает обезуглероживание, перераспределяя атомы внедрения и растущие в объёме и порах напряжения. 4. Обезуглероживания при электролитическом наводороживании стимулирует образование и накопление углеводородов в несплошностях, растущих от суб- до микроразмеров. Этот факт необходимо учитывать при моделировании масштабных уровней развития повреждаемости сталей.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по проекту № 11.6682.2017/БЧ.

1. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Тихонова И.В., Яковенко А.А., Леонтьев И.М. // Деформация и разрушение материалов. - 2015.- № 6.- С. 37 - 42.
2. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Терешин В.А., Ростовцев Р.Н., Яковенко А.А., Леонтьев И.М. // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 10. С. 32–39.
3. Баранов В.П., Сергеев Н.Н., Чуканов А.Н., Степанова В.Э. // Деформация разрушения материалов и наноматериалов (DFMN-2015).- Сб. матер. VI межд. конф., (11-13.11.2015), Москва, ИМЕТ им. Байкова, С. 364-365. С. 116 - 118.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМ Ni–Ti–Hf И Ti–Pd–Ni

Попов Н.Н., Пресняков Д.В., Гришин Е.Н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики» (ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ»)
г. Саров Нижегородская обл., Россия
popov@astra.vniief.ru

Для создания устройств безопасности применительно к объектам бурно развивающейся атомной энергетики нами выбраны два высокотемпературных сплава с памятью формы (ВСПФ). На созданной во ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ» экспериментально-методической базе проведены комплексные исследования свойств ВСПФ 49Ni–36Ti–15Hf и 50Ti–40Pd–10Ni (ат.%). Получены сведения об элементном и фазовом составах, о температурах фазовых превращений, механических и термомеханических характеристиках (ТМХ).

Исследования ВСПФ 49Ni–36Ti–15Hf (ат.%) проводили на образцах, вырезанных из слитка с размерами (28,5×28,5×8,8) мм и массой 50 г. Методом микрорентгеноспектрального анализа определено, что основная матрица образца образована твердым раствором элементов Ni, Ti, Hf. Диапазон температур фазовых превращений, определенных методом дифференциального термического анализа (ДТА), в состоянии поставки находится в интервале от $M_f = 187,0$ °С до $A_f = 275,0$ °С; после вакуумного отжига (ВО) при 700 °С – в интервале от $M_f = 188,0$ °С до $A_f = 276,5$ °С. Это приемлемые величины для создания одного из требуемых устройств безопасности. Однако образцы из литого сплава 36Ti–15Hf–49Ni (ат.%) разрушились хрупко при напряжениях, находящихся в интервале от 461 МПа (состояние поставки) до 514 МПа (после ВО при 700 °С). Поэтому навести таким образцам какую-либо деформацию на после-упругом участке не удалось, следовательно, величины эффекта памяти формы и степени восстановления формы у них равны 0. Таким образом, литой сплав 49Ni–36Ti–15Hf (ат.%) для создания работоспособного устройства безопасности не подходит.

Исследования ВСПФ 50Ti–40Pd–10Ni (ат.%) проводили на образцах, вырезанных из полосы толщиной 2,04 мм. Методом микрорентгеноспектрального анализа определено, что основная матрица образца образована твердым раствором элементов Ti, Pd, Ni. Диапазон температур фазовых превращений данного сплава после ВО при 600 °С находится в интервале от $M_f = 371,5$ °С до $A_f = 437,0$ °С. Это приемлемые величины для создания другого из требуемых устройств безопасности. Максимальные величины эффекта памяти формы $\varepsilon_{\text{ЭПФ}}$ и степени восстановления формы $\eta_{\text{ЭПФ}}$ равны 3,9 % и 49 %, соответственно, однако этих значений недостаточно для создания работоспособного устройства безопасности.

Улучшение ТМХ выбранных ВСПФ намечено провести за счет изменения их элементного состава, за счет выбора режимов деформационной обработки (ковка, прокатка), за счет выбора оптимальных режимов термообработки и режимов наведения деформации исследуемым объектам.

Результаты данных исследований литого сплава 49Ni–36Ti–15Hf (ат.%) и прокатанного сплава 50Ti–40Pd–10Ni (ат.%) будут учтены нами при разработке различных устройств применительно к атомной энергетике.

ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АРХИТЕКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Прокофьева¹ О.В., Бейгельзимер² Я.Е., Прилепо¹ Д.В., Сапронов¹ А.Н.,
Кулагин³ Р.Ю.

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, г. Донецк

²Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, г. Киев, Украина

³Karlsruhe Institute of Technology, Karlsruhe, Germany

prokofok@mail.ru

Получаемые методами интенсивной пластической деформации металлические материалы с субмикроструктурной (СМК) структурой имеют ряд неоспоримых достоинств, таких как высокая прочность, повышенная усталостная долговечность, коррозионная стойкость и др., что открывает перспективы применения их в качестве конструкционного материала в различных отраслях промышленности. Однако одно из слабых мест СМК материалов – малая деформация равномерного удлинения (δ_p), то есть быстрая потеря несущей способности при растяжении практически сразу после достижения предела текучести. Это делает их неустойчивыми к перегрузкам и снижает конкурентоспособность в сравнении с менее прочными, но более устойчивыми при растяжении крупнокристаллическими аналогами.

Один из возможных подходов к решению состоит в создании в материале структур, сочетающих в себе СМК и крупнокристаллическую составляющие. В этом случае СМК фаза обеспечивает высокий предел текучести материала, а крупнокристаллическая фаза – большие значения его равномерного удлинения. Частный случай такого гибрида – коаксиальная структура СМК оболочка, крупнокристаллическая сердцевина, в которой реализуется принцип «твёрдая оболочка – мягкая сердцевина», используемый самой Природой для достижения высоких механических свойств различных органов, например, костей.

Показана возможность формирования такой структуры методом винтовой экструзии. При этом использованы особенности явления фрагментации металлов при циклической деформации, которые позволяют заблокировать измельчение зерен в приосевой области заготовки (WO2015/156750 A1). Качественное соответствие экспериментальных данных по твёрдости модельному прогнозу иллюстрирует рис.1.

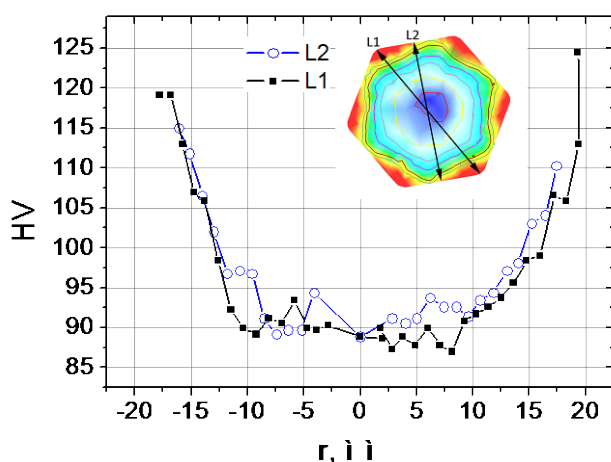


Рис. 1. Изменение твердости по Вickers вдоль линий (L1, L2), проходящих через всё сечение заготовки из меди марки М1, прошедшей обработку в 4 цикла винтовой экструзии. На вставке – распределение накопленных деформаций по сечению заготовки, полученное МКЭ-расчетом в программном комплексе Deform3D

Такие СМК архитектурные материалы найдут применение в любой области, где требуется конструктивный элемент типа стержень и актуально снижение веса конструкции при сохранении уровня механических свойств металла. Примером может служить рулевая тяга в системе управления транспортных средств.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0, ОБРАБОТАННОГО ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И РАЗРУШЕННОГО ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Осинцев К.А.¹, Комиссарова И.А.¹, Бутакова К.А.¹, Загуляев Д.В.¹, Коновалов С.В.², Иванов Ю.Ф.³

¹ФГБОУ ВО Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, kirilloss@yandex.ru

²ФГАОУ ВО Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия, ksv@ssau.ru

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru

В данном исследовании были изучены методами оптической микроскопии образцы технически чистого титана марки ВТ1-0, обработанные высокоимпульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия и разрушенные при многоциклового усталости.

Состояние поверхностного слоя детали оказывает существенное влияние на её способность противостоять усталостному разрушению. Упрочнение поверхности позволяет увеличить усталостный ресурс детали. Такой способ внешнего энергетического воздействия, как электронно-пучковая обработка (ЭПО), позволяет модифицировать структуру поверхностного слоя материала толщиной в десятки микрон, переводя его в мультимодальное структурно-фазовое состояние.

При исследовании образцов технически чистого титана марки ВТ1-0, обработанных ЭПО и разрушенных при многоциклового усталости, было установлено, что электронно-пучковая обработка приводит к уменьшению среднего размера зерна по всему объёму материала, по сравнению с образцами без обработки. Для определения количественных характеристик величины зерна в образцах применялся метод подсчёта зерен (ГОСТ 21073.2-75). Каждый из образцов предварительно был отожжён с целью снятия внутренних напряжений и выравнивания структурной и концентрационной неоднородности. Исходный образец, не подвергнутый обработке электронным пучком и не разрушенный при многоциклового усталости, показал средний размер зерна, равный 282 мкм. В образце, разрушенном без предварительного облучения высокоимпульсным пучком электронов, средний размер зерна образца имеет значение 264,3 мкм. Его структура, как и структура образца в исходном состоянии, представляла собой крупные зерна. В образце, разрушенном после ЭПО, была выявлена равноосная мелкозернистая структура со средним размером зерна, равным 141,3 мкм.

Таким образом, средний размер зерна в материале образца, разрушенного после электронно-пучковой обработки, уменьшился в 1,87 раз по сравнению с образцом, разрушенным без предварительной обработки и в 1,99 раз по сравнению с исходным образцом. Это свидетельствует о том, что обработка материала детали высокоимпульсным электронным пучком с субмиллисекундной длительностью воздействия, приводит к уменьшению зернистости материала, что является возможной причиной увеличения усталостной долговечности образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания (номер заявки 3.1283.2017/ПЧ) и гранта РФФИ (проект № 16-43-700659-р_сибирь_а).

СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ СПЛАВЛЕНИЕ СПЛАВА ТИТАН-НИОБИЙ

**Шаркеев Ю.П., Сапрыкин А.А., Ерошенко А.Ю., Ковалевская Ж.Г.,
Князева А.Г., Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Химич М.А.**

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
НИИ Томский политехнический университет, Томск, Россия
НИИ Томский государственный университет, Томск, Россия
sharkeev@ispms.tsc.ru*

Сплавы состава Ti–(40–45) мас. % Nb имеют модуль упругости, близкий к модулю упругости костной ткани, а также физико-механические и биоинертные свойства, которые обеспечивают широкое применение этих сплавов при производстве медицинских имплантатов. Изготовление биоимплантатов методами аддитивных технологий, в частности, методом селективного лазерного сплавления (СЛС), позволяет значительно уменьшить затраты на производство, а также создавать готовые изделия, учитывающие индивидуальные особенности организма, такие как форма и размеры. Еще одним преимуществом данного метода, по сравнению с традиционными способами получения сплавов, является возможность задать пористость будущего имплантата, которая, в свою очередь, улучшает и ускоряет процесс остеоинтеграции.

На установке «ВАРИСКАФ-100МВС» (г. Юрга, Россия) были получены экспериментальные 3-D образцы сплава Ti–(40–45) мас. % Nb. Для реализации СЛС порошок номинального состава, полученный механической активацией (г. Барнаул, Россия), наносился на титановую подложку бункером. Толщина каждого наносимого слоя составляла 0,05 мм. Процесс происходил в защитной атмосфере аргона с предварительным подогревом порошка до 100°C. Мощность лазерного излучения варьировалась от 65–80 Вт с шагом в 5 Вт. Скорость сканирования лазерного луча изменялась от 40 до 70 мм/с с шагом 10 мм/с. Шаг сканирования составлял 0,4 мм. Изменение режимов СЛС позволило оценить их влияние на формирование структуры, фазового и элементного состава получаемого сплава.

Морфология поверхности, фазовый, элементный состав и структура полученных образцов исследовались методами растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного микроанализа, оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии. Физико-механические свойства оценивались путем измерения модуля Юнга, микро- и нанотвердости. Для исследования закономерностей поведения материала при варьировании параметров СЛС было проведено моделирование процесса сплавления спекаемых частиц порошка и формирования сплава. Разработана модель СЛС порошка титана и ниобия с расчетом изменения пористости и эффективных физических свойств.

Результаты исследований показали, что полученный сплав представлен двумя фазами: β-твердый раствор Ti и Nb и α'-мартенсит, частицы которого декорируют границы зерен β-фазы. Модуль упругости полученного сплава при этом изменялся в диапазоне 55–83 ГПа при микротвердости выше 6500 МПа. Высокий уровень микротвердости объясняется наличием в сплаве упрочняющих фаз, в том числе оксидов, и значительных остаточных внутренних напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 15-19-00191. Авторы благодарны сотрудникам ИФПМ СО РАН (г. Томск).

ОЦЕНКА КРИТИЧЕСКОГО РАЗМЕРА ЗЕРНА ПРИ $\gamma - \alpha$ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ С АТЕРМИЧЕСКОЙ МАКРОКИНЕТИКОЙ (НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ Fe–Ni–Cr)

^{1, 2}Кашенко М. П., ³Кашенко Н.М., ^{1, 4}Королев А.В., ⁵Оглезнева С.А., ^{1, 2}Чашина В.Г.

¹УрФУ, ²УГЛТУ,

³Уральская компьютерная школа,

⁴ИФМ УрО РАН, Екатеринбург,

⁵ПНИПУ, Пермь, Россия,

mpk46@mail.ru

Для мартенситных превращений (МП), протекающих спонтанно (при охлаждении) с ярко выраженными признаками переходов первого рода в сталях и сплавах, известен факт существования критического размера зерна: при диаметрах зерен D аустенита меньших критического значения D_c превращение подавляется при охлаждении вплоть до температуры абсолютного нуля [1–5]. В случае атермической макрокинетики МП, кристаллы мартенсита рассекают связные (свободные от границ) объемы аустенита с размерами $L_{св}$. Степень полноты превращения лимитируется условием $L_{св} \leq L_{min} = D_c$. Подобная топологическая особенность позволяет при обработке результатов использовать модели фрактального типа. Так, в рамках симметричной модели [1, 5] ортогонального сочленения кристаллов (при известном D_c) нетрудно оценить число n поколений кристаллов мартенсита для исходного монокристаллического образца, как и долю образовавшегося мартенсита на любом этапе МП. В случае исходного поликристаллического образца с известным распределением по размерам зерен аустенита и измеренными значениями приращений долей мартенсита в ходе охлаждения эта модель позволяет выполнить теоретическую оценку D_c . Для такой оценки удобно использовать пошаговый алгоритм, полагая, что формирование каждого последующего поколения кристаллов мартенсита начинается в связных объемах остаточного аустенита, имеющих наибольшие размеры. При совпадении накапливаемого в ходе расчета значения доли мартенсита с наблюдаемым результирующим значением подсчет останавливается, а в качестве D_c принимается размер наибольшего из непревратившихся связных объемов остаточного аустенита. Исследовались поликристаллические образцы сплавов Fe–Ni–Cr, содержащие (30–31)% Ni и (0.3–2)% Cr, полученные спеканием прессованных порошков. Температуры M_s начала $\gamma - \alpha$ МП при охлаждении лежат ниже комнатной температуры и находились по приросту намагниченности. Наиболее интересным оказался образец, в котором объемная доля самых крупных зерен (с размерами $D \approx 310\text{--}315$ мкм) составляла около 58%. В нем фиксировалось несколько автокаталитических «взрывов», соответствующих, в основном, поколениям остаточного аустенита, связанного с превращениями крупных зерен. Тогда при интегральной доле мартенсита $\approx 70\%$ расчет дает оценку $D_c \approx 25.44$ мкм, что согласуется с ожидаемым [1] ростом D_c поскольку добавление Cr дает дополнительный вклад в примесное рассеяние электронов.

1. Кашенко М.П., В.Г. Чашина. Динамическая модель $\gamma - \alpha$ мартенситного превращения в сплавах железа и решение проблемы критического размера зерна. М. – Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», ИИКИ, 2010. 133 с.
2. Кашенко М.П., Чашина В.Г. УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345 – 364.
3. Кашенко М. П., Чашина В. Г. Физ. мезомех. 2010. Т. 13. № 1. С. 29 – 35.
4. Кашенко М.П., Чашина В.Г. Физ. мезомех. 2010. Т. 13. № 1. С. 37 – 45.
5. Кашенко М. П., Чашина В. Г., Коновалов С. В. МиТОМ. 2010. № 9. С. 44 – 48.

ОЦЕНКА ЛОКАЛЬНОЙ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ ОТСЛАИВАНИИ ТОНКИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Смирнов С.В.¹, Мясникова М.В.¹, Смирнова Е.О.¹, Горбунова Т.И.²

¹ *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

² *Институт органического синтеза УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

marina@imach.uran.ru

Разработана методика экспериментального исследования локальной адгезионной прочности при отслаивании тонких полимерных покрытий. Методику разрабатывали на примере покрытия толщиной 20 мкм, представляющего собой эпоксидную композицию на основе этиленгликольфталат-алюминатного отвердителя, нанесенного на металлическую основу из алюминиевого сплава АМг6. В качестве метода испытаний при разработке методики применяли метод многократного микроиндентирования в направлении, перпендикулярном поверхности покрытия на глубину, превышающую толщину покрытия.

Экспериментально установлено, что при определенном расстоянии между центрами двух соседних отпечатков индентора, равном примерно полутора диагоналям отпечатка, в области между отпечатками образуется участок волнообразно отслоившегося покрытия в направлении, перпендикулярном линии, соединяющей центры этих отпечатков. При этом область отслоения можно рассматривать как трещину, находящуюся в упруго-равновесном состоянии. Для подтверждения факта отслоения покрытия проведены дополнительные исследования способности адгезионного соединения к восприятию упругих деформаций, заключающиеся в измерении значений эффективного модуля упругости при испытаниях на микроиндентирование. По результатам измерений определены границы (размеры) зоны отслоения покрытия.

Для количественной оценки адгезионной прочности покрытия осуществлено конечно-элементное моделирование формирования зоны отслоения покрытия от металлической основы при микроиндентировании по предложенному способу. При постановке задачи для моделирования условий адгезионного контакта на границе соединения покрытия с основой задавали слой контактных элементов с особыми механическими свойствами, которые определяют деформационно-прочностные характеристики адгезионных связей. При достижении предельного состояния в слое происходит когезионное разрушение, что означает разрыв адгезионных связей и фактически соответствует появлению трещины в контактной плоскости покрытия с основой. Таким образом, когезионное разрушение контактного слоя равнозначно адгезионному разрушению соединения покрытия с основой. Модель контактного слоя описывали кусочно-линейной диаграммой зависимости нормального давления на контакте от величины растяжения (деформации) адгезионных связей. Произведена идентификация модели, исходя из наилучшего совпадения экспериментальных и расчетных данных по длине отслоившегося участка покрытия при фиксированной глубине внедрения индентора. Установлены параметры, описывающие модель контактного слоя, что позволило рассчитать энергетическую характеристику адгезионной прочности – скорость высвобождения энергии деформации при разрушении адгезионных связей.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ № 16-08-01154 А в части разработки методики оценки локальной адгезионной прочности полимерных покрытий.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ 1-0 И СТАЛИ 12Х18Н10Т С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ МЕДНОЙ ВСТАВКОЙ

Веретенникова И.А., Пугачева Н.Б., Смирнова Е.О., Мичуров Н.С.

ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
irincha@imach.uran.ru

Исследовали сварку листов толщиной 3 мм из титанового сплава ВТ1-0 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т, полученные воздействием лазерного излучения. Ранее было показано преимущество использования промежуточной медной вставки для соединения этих материалов и выбран оптимальный режим сварки [1]. В шве обнаружено интенсивное диффузионное взаимодействие соединяемых материалов с промежуточной вставкой. На границе шва с нержавеющей сталью и титановым сплавом образуются диффузионные зоны, которые способствуют плавному перераспределению свойств между соединенными материалами. Переходная зона на границе с титановым сплавом, толщина которой варьируется в диапазоне 50...100 мкм, представляет собой пересыщенный твердый раствор железа, никеля, хрома и меди в решетке титана. Со стороны нержавеющей аустенитной стали толщина диффузионной зоны меняется от 10 мкм до 150 мкм, представляет собой пересыщенный твердый раствор титана, меди, никеля и хрома в решетке железа. В центральной части шва материал образует композицию, состоящую из медной промежуточной вставки и округлых выделений интерметаллидов $Ti(Fe,Cr)_2$ и $TiCu_3$, количество которых не поддается систематизации и размер начинает варьироваться от 0,3 мм в сторону уменьшения.

Микротвердость стали 12Х18Н10Т находится в диапазоне 5÷6,5 ГПа, микротвердость титана ВТ1-0 – 4,2÷5,8 ГПа. Разброс микротвердости по меди после проплавления незначительный, составляет 2,6÷3,3 ГПа. Микротвердость интерметаллидов варьируется в диапазоне 6÷8 ГПа, что на порядок выше, чем микротвердость меди и на 20–30% выше, чем для стали 12Х18Н10Т. Со стороны титанового сплава в диффузионной зоне на границе со швом среднее значение микротвердости – 8 ГПа. В диффузионной зоне на границе со сталью 12Х18Н10Т происходит плавное изменение микротвердости в диапазоне от 4 до 7 ГПа. Дополнительный рост микротвердости в диффузионных слоях связан с образованием пересыщенных твердых растворов. Интенсивное диффузионное взаимодействие соединяемых материалов обеспечивает плавное изменение микротвердости по ширине сварного шва, а также прочное соединение листов.

С применением методики определения диаграммы деформационного упрочнения по результатам проведения испытаний на вдавливание и царапание [2] были определены прочностные свойства поверхностных слоев различных зон сварного соединения «сплав ВТ1-0 - медная прослойка - сталь 12Х18Н10Т».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проект № 16-38-00741 мол_а.

1. Пугачева Н.Б., Трушина Е.Б., Пугачева Е.И., Оришич А.М., Черепанов А.Н. Структура сварных швов стали 12Х18Н10Т и титанового сплава ВТ1-0 с промежуточной медной пластиной после лазерного проплавления// Вопросы материаловедения – 2013. - № 1. – С. 166 – 174.
2. Smirnov S. V., Smirnova E. O. A technique for determining coefficients of the "stress-strain" diagram by nanoscratch test results// Journal of Materials Research. - 2014. - Т. 29, № 16. - С. 1730-1736.

ВЯЗКОУПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭПОКСИДНОГО ПОЛИМЕРА, НАПОЛНЕННОГО ДИОКСИДОМ КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Смирнов С.В., Веретенникова И.А., Смирнова Е.О.

ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
irincha@imach.uran.ru

Целью настоящей работы являлась подборка приемлемой модели, позволяющей адекватно описывать изменение вязкоупругих свойств полимерного материала при изменении концентрации наполнителя. Исследовали эпоксидную смолу Праймер-204 с добавкой диоксида кремния – Таркосил Т-20, с массовыми концентрациями 0,235, 0,414, 0,649 и 2%. Образцы были изготовлены в Институте теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН. Эксперименты на ползучесть и релаксацию проводили с использованием наномеханического комплекса NanoTriboindenterTI 950, хорошо зарекомендовавшего при проведении работ на микро- и нано-уровнях.

Установлена однозначная связь между механическими свойствами и количеством введенной добавки. Обработка экспериментальных данных показала, что исследуемый материал проявляет вязкостные свойства на микроуровне, проявляющиеся в наличие явлений ползучести. Нагрузка, время нагружения, время выдержки и прикладываемое перемещение оказывают существенное влияние на поведение материала. Качественные зависимости описаны количественно с использованием подходов механики сплошной среды в зависимости от содержания наполнителя.

В результате были сделаны следующие выводы.

- Введение добавки модифицирующих наночастиц диоксида кремния увеличивает твердость и приведенный модуль упругости эпоксидной смолы Праймер-204.
- Ультразвуковая обработка способствует однородности микромеханических свойств за счет равномерного распределения модифицирующих добавок в полимерной матрице.
- Микромеханические свойства исследованных материалов зависят от времени, в течение которого происходит увеличение механической нагрузки.
- При определении микромеханических свойств наблюдается нестабильность результатов испытаний при малых нагрузках из-за влияния шероховатости поверхности образца. Учет этого фактора позволил установить наличие линейной регрессионной связи между значениями твердости и временем нагружения.
- Исследование ползучести показало, что стадия кратковременной ползучести ограничена интервалом времени 100 с, при этом снижение твердости составляет 25-35%.
- Ползучесть полимера в зависимости от наполнителя может быть достаточно точно описана с применением одной из реологических моделей, чем сложнее модель, тем точнее описание.
- Модель Бюргерса не рекомендуется использовать для описания экспериментальных данных. Точнее всего экспериментальные данные описываются моделью Алфрея, несколько хуже модель стандартного неупругого тела. Однако для аппроксимаций по модели Алфрея нельзя установить однозначную связь между коэффициентами аппроксимации и концентрациями. Что напротив очень хорошо устанавливается для модели стандартного неупругого тела.

Работа выполнена в рамках исследования механических свойств и апробаций моделей при поддержке гранта РФФИ № 16-08-01154 А.

ИССЛЕДОВАНИЕ БИМЕТАЛЛОВ «МЕДЬ М1–СТАЛЬ 09Г2С» И «СТАЛЬ 08Х18Н9–СТАЛЬ 09Г2С» ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Веретенникова И.А., Вичужанин Д.И., Мичуров Н.С., Смирнов С.В.

ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

irincha@imach.uran.ru

В работе получены и проанализированы результаты по малоцикловой усталости для биметаллов «медь М1–сталь 09Г2С», «сталь 08Х18Н9–сталь 09Г2С» и исходных составляющих медь М1, сталь 09Г2С и 08Х18Н9. Толщина исходных листов из стали 09Г2С составляла 4 мм, из меди М1, стали 08Х18Н9 – 2 мм. После сварки взрывом общая толщина полученных биметаллов: «медь М1–сталь 09Г2С» – 5,75 мм (толщина слоя из стали 09Г2С – 3,9 мм, из меди М1 – 1,85 мм), «сталь 08Х18Н9–сталь 09Г2С» – 5,8 мм (толщина слоя из стали 09Г2С – 3,85 мм, из стали 08Х18Н9 – 1,95 мм).

Циклические испытания проводились на испытательной машине INSTRON 8801 по синусоидальному циклу с частотой нагружения 5 Гц. В данном случае имитируются условия эксплуатации конструкций, которые подвергаются воздействию относительно редких, но значительных по величине циклических нагрузок. Разрушение происходит при упругопластическом деформировании. Коэффициент несимметрии цикла равен 0. По результатам циклических испытаний проводилось определение количества циклов до разрушения образца при разных уровнях максимальных напряжений цикла.

Из всех исследуемых материалов наибольшее количество циклов при σ/σ_b (приложенного напряжения к пределу прочности) = 0,9; 0,8; 0,7; 0,6 выдерживают исходные материалы сталь 09Г2С и медь М1. Меньше всего циклов выдерживает нержавеющая сталь 08Х18Н9.

Биметалл «медь М1–сталь 09Г2С» при жестком нагружении ($\sigma/\sigma_b = 0,9$) выдерживает на 7116 больше циклов, чем более пластичная медь М1, но на 3246 циклов меньше, чем сталь 09Г2С. При более мягких схемах нагружения, при $\sigma/\sigma_b < 0,9$, исходные составляющие биметалла выдерживают большее количество циклов до разрушения, чем сваренный взрывом биметалл.

Биметалл «сталь 08Х18Н9–сталь 09Г2С» выдерживает в несколько раз больше циклов до разрушения нежели исходная составляющая сталь 08Х18Н9. Данное свойство достигается за счет наличия стали 09Г2С, которая очень хорошо работает на циклическую прочность и превосходит значения показателей для биметалла в 2, а иногда и больше раз.

При рассмотрении влияния параметра приложенного напряжения σ для биметалла «сталь 08Х18Н9–сталь 09Г2С» получено, что при 399,08 МПа биметалл выдерживает 184589 циклов до разрушения, сталь 08Х18Н9 при 396,11 МПа – 51400, сталь 09Г2С – 401,48 МПа – 75734. Такие результаты достигаются за счет того, что для биметалла и нержавеющей стали данное нагружения является мягким (при таком значении приложенного напряжения $\sigma/\sigma_b = 0,6$), но для стали 09Г2С данное нагружение более жесткое ($\sigma/\sigma_b = 0,8$), в связи с чем и меньше циклов до разрушения.

Полученные результаты испытаний биметаллических материалов позволяют сделать вывод о том, что на характеристики прочности оказывает значительное влияние сварной шов. При проектировании изделий из биметаллов необходимо учитывать тот факт, что при определенных нагрузках на циклику лучше работает биметалл, а при других – исходные однослойные металлы.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-60169 мол_а_дк.

ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВЗРЫВЕ ПРОВОДНИКОВ

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

Сибирский государственный индустриальный университет,

Новокузнецк, Россия

nevskiy.sergei@yandex.ru

Использование электрического взрыва проводников (ЭВП) для создания гетерогенных потоков плазмы (ГПП), пара и капель известно давно. Явление ЭВП представляет значительный интерес для исследований физики конденсированного состояния, физики плазмы, высокотемпературной теплофизики, высоковольтной электротехники и смежных областей науки. Эти работы важны для понимания сложного физического явления и обширной областью практического применения ЭВП.

Продукты электрического взрыва проводника содержат твердые частицы и газоплазменную составляющую – гетерогенные плазменные потоки (ГПП). В область взрыва помещается порошок, а над электродами устанавливается направляющий канал. Благодаря высоким давлениям частицы порошка имеют скорости порядка 1 км/с. Образовавшийся гетерогенный поток воздействует на поверхность обрабатываемой детали. Данный метод обработки позволяет вносить в поверхность различные порошки, и тем самым создавать соответствующую модификацию образца. При воздействии ГПП материал образца расплавляется на определенную глубину, и поэтому конденсированная составляющая проникает в поверхностные слои, производя тем самым модификацию поверхности. В определенной области параметров воздействия ГПП на материалы характеризуется как электровзрывное легирование (ЭВЛ), а в другой, когда модификация поверхности осуществляется послойно (слой на слой) – электровзрывное наплавление (ЭВН).

В настоящей работе разработана модель для торцевого плазменного ускорителя. В ее основу положены уравнения законов изменения импульса, массы и закона Кирхгофа и граничные условия. С помощью метода осреднения уравнения газодинамики получены следующие уравнения движения плазменного фронта в безразмерных переменных:

$$\begin{aligned} \frac{dy}{dx} &= k f_1 \cdot \left(\frac{dq}{dx} \right)^2 + f_2 / z - y^2, \quad \frac{dz}{dx} = y, (1 + k f_3 z) \frac{d^2 q}{dx^2} + f_3 \left(\frac{dq}{dx} \right) y + q = 0 \\ y(0) &= z(0) = \frac{dq}{dx}(0) = 0, \quad q(0) = 1, \quad f_1 = 2k(1-k) A(C_0 U_0)^2 / (M \cdot l_0), \\ f_2 &= 2R T (T_{1/2})^2 / \mu l_0, \quad f_3 = 2k(1-k) A \cdot l_0 / L_0 \end{aligned}$$

В результате получена теоретическая зависимость $\ln(z)$ от $\ln(x)$, которая имеет участки линейной зависимости и близка к экспериментальной. Таким образом, предложенная математическая модель позволяет адекватно описать экспериментальные данные, с помощью вариации двух параметров и указать на совместное действие теплового и газодинамического давлений.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания номер заявки 3.1283.2017/ПЧ.

УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ С ТРЕЩИНОЙ, УСИЛЕННОЙ СИММЕТРИЧНЫМИ НАКЛАДКАМИ ИЗ УГЛЕВОЛОКНА. МЕТОД КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Копаница Д. Г.¹, Тришкина Л. И.¹, Клопотов А. А.^{1,2}, Абзаев Ю. А.¹, Устинов А. М.¹

¹ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия

artemustinov@bk.ru

В настоящее время при восстановлении и усилении металлических конструкций широкое применение находят композитные материалы. Для соединения композитных материалов со стальной основой используются высокопрочные эпоксидные составы. Суждения о механизмах деформационных явлений и разрушениях клеевых соединений сталь / углеволокно в настоящее время основываются на результатах механических испытаний. Основные способы изучения влияния деформации на структуру [1] (металлографический и рентгеновский анализы, электронная микроскопия и др.) позволяют судить об отдельных дислокациях и их скоплениях, двумерных и трехмерных образованиях. Эти методы не всегда позволяют получить полную картину необходимую для понимания природы работы клеевых соединений сталь/углеволокно под нагрузкой. В этом аспекте одним из наиболее перспективных методов является метод основанный на использовании трехмерной цифровой оптической системы Vic-3D [2]. Применение этого метода позволяет получить информацию *in situ* по изменению распределений локальных областей деформаций в приповерхностных слоях в различных материалах с разными геометрическими формами и с разными схемами внешних деформационных воздействий.

Цель данной работы выявить закономерности между распределениями упругопластических деформаций в приповерхностных слоях и изменением деформационной кривой клеевых соединений сталь / углеволокно при деформации растяжением.

Образец клеевого соединения для испытаний состоял из двух стальных пластин размером 60x15x4 мм и двух накладок из углеволокна. Трещина на образце моделировалась соединением встык двух прямоугольных стальных пластин. Испытание образцов на растяжение осуществлялось на испытательной машине «INSTRON 3386» с использованием оптической измерительной системы VIC-3D.

В результате проведенных исследований были выявлены следующие важные закономерности.

1. На фоне роста общей деформации образца структурные пространственные элементы деформаций изменялись от хаотических к локализованным, с более высокими значениями деформаций на краях углеродной накладки.

2. Установлено, что при высоких значениях общих деформаций в области трещины на поверхности углеродной ламели обнаружена зона минимальных деформаций.

3. Определена предельная деформация, при достижении которой происходит разрушение по клеевому шву. Эта предельная деформация клеевого соединения сталь / углеволокно достигает значений порядка 0,17 % и она соответствует окончанию деформации стального образца в его упругой стадии.

1. Козлов Э.В., Попова Н.А., Игнатенко Л.Н., Теплякова Л.А., Клопотов А.А., Конева Н.А. // Изв. Вузов. Физика. 2002. №3, С.72-86.
2. Третьякова Т.В., Третьяков М.П., Вильдеман В.Э. // Вестник ПГТУ. Механика. Пермь: Перм. ГТУ. – 2011. – № 2. – С. 92-100.

МНОГОУРОВНЕВЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Трусов П.В., Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р., Янц А.Ю.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия, tpv@matmod.pstu.ac.ru*

При моделировании большинства технологических процессов термомеханической обработки металлов и сплавов гипотеза о малости градиентов перемещений является неприемлемой, необходима геометрически нелинейная постановка соответствующих краевых задач, причем предпочтительной является скоростная формулировка в терминах актуальной (или разгруженной) конфигурации – в этом случае возможно численное пошаговое решение с переопределением конфигурации расчетной области (в том числе – контактирующих поверхностей). Ключевым аспектом постановок соответствующих краевых задач являются геометрически нелинейные модели материалов. При этом для усовершенствования и разработки современных технологий термомеханической обработки требуются модели материалов, позволяющие описывать изменение внутренней структуры, что дает возможность определять изменяющиеся физико-механические свойства (в том числе – симметричные), поведение материала при различных режимах деформирования и переходы между этими режимами.

В рамках пригодного для достижения обозначенных целей многоуровневого подхода на основе физических теорий пластичности предлагаются модели, описывающие поведение поликристаллических металлов и сплавов при упруго-вязкопластическом деформировании и при деформировании в режиме структурной сверхпластичности. При формулировке геометрически нелинейных соотношений предлагается новое разложение движения [1] на собственно деформационное и квазитвердое, основанное на «привязке» к кристаллической решетке на мезоуровне. Введена мера скорости деформации и неголономная мера деформации, получаемая коротационным интегрированием меры скорости деформации, показан ее физический смысл. Модель включает описание структуры материала и наиболее значимых физических механизмов: внутризеренного дислокационного скольжения, ротаций решеток кристаллитов, изменения зеренной структуры путем измельчения за счет дробления и фрагментации зерен, зернограничного скольжения – лидирующего механизма при сверхпластическом деформировании, при его описании учитываются процессы интрузии при реализации проскальзывания, приток внутризеренных дислокаций и диффузионные процессы.

Разработаны алгоритмы решения краевых задач, основанные на интегрировании разработанных двух- и трехуровневых моделей в процедуру метода конечных элементов, создан комплекс вычислительных программ, позволяющий исследовать процессы обработки материалов с анализом изменения структуры материала и его эффективных физико-механических свойств. Проведено исследование некоторых процессов термомеханической обработки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ, № 1208) и гранта РФФИ №15-08-06866-а.

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. О разложении движения и определяющих соотношениях в геометрически нелинейной упруговязкопластичности кристаллитов // Физическая мезомеханика. – 2016. – Т.19. – №3. – С. 25-38.

ИНИЦИИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ЦЕМЕНТНЫХ СИСТЕМАХ ПОСТОЯННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Горленко Н.П., Саркисов Ю.С., Субботина Н.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия
gorlen52@mail.ru*

Одним из способов повышения прочности твердеющих систем на основе цемента является увеличение гидравлической активности вяжущего, что может быть обеспечено, в частности, применением активированной жидкости затворения. Если в качестве жидкости затворения применяется вода, то одним из эффективных способов управления процессами гидратации и структурообразования цементных композиций является ее обработка магнитным полем, как наиболее структурно-чувствительного компонента системы и наиболее доступного в технологическом отношении.

Активирование дистиллированной воды проводили с использованием высокоэнергетических магнитов в различных сочетаниях друг с другом, образующих такую структуру силовых линий, которая обеспечивает создание областей градиентного и постоянного магнитного поля в объеме жидкости [1]. Величина магнитной индукции на поверхности магнитов составляла $0,10 \pm 0,03$ Тл. Портландцемент марки 400 затворяли активированной водой (водоцементное отношение = 0,3), формировали образцы кубической формы (размером $5 \times 5 \times 5$ см), определяли их прочность при сжатии и исследовали процессы структурообразования цементной композиции по сравнению с контрольными образцами методами термогравиметрии, ИК-спектроскопии, рентгенофазового анализа, построения гистограмм распределения частиц.

Показано, что прочность при сжатии цементного камня, полученного на активированной воде по сравнению с контрольным образцом, увеличивается более чем на 20 %, наблюдается смещение максимумов температур тепловых потоков, степени гидратации частиц, дисперсности кристаллических структур. При этом значения смещения максимумов температур тепловых потоков и дисперсности гидратированных микрокристаллических комплексов цементной композиции являются взаимосвязанными величинами и подчиняются уравнению:

$$T - T_0 \approx K \times \Delta d^{1/2}; \quad T - T_0 \approx K \times \Delta r^{-1/2}$$

где K – коэффициент пропорциональности, Δd , Δr – изменения дисперсности и среднего размера частиц, соответственно,

Анализ полученных данных показывает, что распределение частиц по размерам после магнитной активации претерпевает основные изменения в самые ранние сроки взаимодействия цемента с водой, а именно, в первые 5–10 минут от начала затворения. В то же время, и в более поздние сроки изменения носят заметный характер. Интересной особенностью явления диспергирования является существование некоторого малочувствительного к внешнему активирующему воздействию диапазона размеров частиц, а именно, 20–30 мкм. Физико-химические исследования продуктов твердения системы «цемент-вода» в разные сроки структурообразования до и после активации показывают, что фазовый состав твердеющей композиции остается практически неизменным, но интенсивность различных процессов увеличивается.

1. Патент РФ № 2118496. Устройство для обработки веществ в магнитном поле. /Б.И. Лаптев, В.Х., Даммер В.Х., Н.П. Горленко и др. - Оpubл. в БИ № 25 от 28.12.98.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУР СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОГО ТИПА, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ (Cu–Cu, Cu–Ti)

Пушкин М.С.¹, Иноземцев А.В.¹, Слаутин О.В.²

¹ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

² *Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия*

pushkin@imp.uran.ru

Объектом изучения в данной работе являются поверхности раздела соединений Cu–Ti и Cu–Cu. Подобный выбор материалов сделан не случайно. Cu–Ti – соединение разнородных элементов, Cu–Cu – однородных. Диапазон параметров, при которых достигается максимальная прочность, у первых очень узок, а у вторых достаточно широк. Причина подобного поведения заключается в том, что у материалов с взаимной растворимостью образуются хрупкие интерметаллиды на поверхности, чего нельзя наблюдать у однородных соединений. Таким образом, сравниваются два противоположных состояния. Надо отметить, что вместо соединения Cu–Cu было выбрано соединение медь–мельхиор, которое можно по-прежнему называть однородным, но за счёт содержания никеля в сплаве можно наблюдать границу перехода.

На рис.1 приведено СЭМ изображение продольного сечения поверхности раздела около нижней границы “окна свариваемости” для Cu–Ti и Cu–Cu. Видно, что у однородного соединения волнообразная структура остается заметной даже при приближении к нижней границе, тогда как поверхность Cu–Ti состоит из всплесков, которые в продольном сечении видны как отдельные острова [1]. Cu–Ti обладает большим диапазоном параметров, где реализуется плоская граница [2].

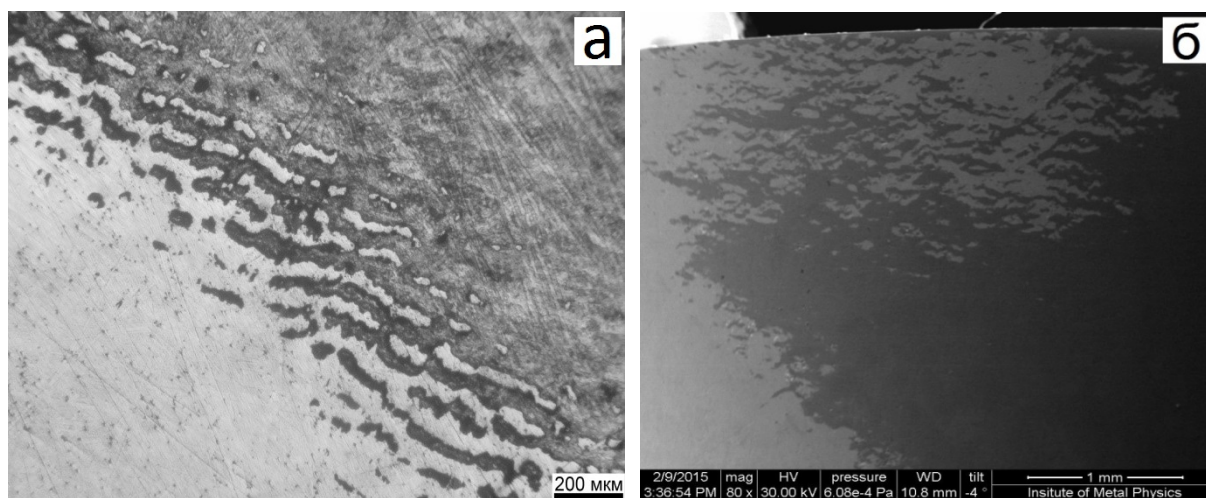


Рис. 1. СЭМ изображение продольного сечения у нижней границы: *а* – Cu–Cu, *б* – Cu–Ti

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-00235 мол_а.

1. B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, M.S. Pushkin, A.V. Inozemtsev, A.M. Patselov, A.P. Tankeyev, S.V. Kuzmin, V.I. Lysak. Formation of intermetallic compounds during explosive welding // *Metallurgical and Materials Transactions – A*, 2016, Vol 47, No 11, pp. 5461-5473.
2. M.S. Pushkin, A.V. Inozemtsev, B.A. Greenberg, A.M. Patselov, M.A. Ivanov, O.V. Slautin, Yu.P. Besshaposhnikov. Quasi-wave shape of an interface upon explosive welding // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics* – 2016. – V.80. – №10. – P. 1273-1278.

ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Ti–C

Самойлова О.В., Гераскин В.И.

ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)», Челябинск, Россия
samoylova_o@mail.ru

Медь и сплавы на ее основе в литом состоянии имеют достаточно низкие показатели по твердости. Высоких значений по прочностным характеристикам добиваются путем проведения термообработки литого металла или за счет введения дисперсных частиц высокой твердости (карбидов, боридов, оксидов) в расплав металла. Однако при введении упрочняющих частиц непосредственно в металлический расплав необходимо учитывать такой показатель как смачиваемость дисперсных частиц расплавом. Опытным путем доказано, что, например, частицы карбида титана плохо смачиваются металлическим расплавом на основе меди. Низкая смачиваемость приводит к появлению газовых пор и дефектов при кристаллизации, а также способствует всплыванию упрочняющих частиц из металлического расплава в шлак.

Предлагаемый нами подход предусматривает синтез дисперсных частиц упрочняющего карбида в условиях существования расплава на основе меди при взаимодействии его компонентов между собой. Целью данной работы является термодинамическое моделирование и экспериментальное изучение возможности получения *in situ* упрочненных сплавов системы Cu–Ti–C.

В ходе работы было проведено термодинамическое моделирование фазовых равновесий, реализующихся в медном угле фазовой диаграммы системы Cu–Ti–C в условиях существования металлического расплава на основе меди, для интервала температур 1100–1500 °С. Для моделирования использовался программный пакет FactSage (версия 7.0). Согласно результатам проведенного моделирования при значимых концентрациях титана в медном расплаве равновесной с металлическим расплавом фазой будет являться карбид титана переменного состава.

Также были проведены экспериментальные работы по изучению результатов процесса взаимодействия медно-титанового расплава с графитом. Необходимые количества меди и титана (табл. 1) сплавляли в алуновом тигле при температуре 1400±20 °С, затем на зеркало металла высыпали графитовый порошок с размерами частиц порядка 300 мкм. После этого образец выдерживали при температуре 1400±20 °С в течение 20 мин в восстановительной атмосфере. Охлаждение вели на воздухе.

С использованием растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа установлено, что неметаллические включения в экспериментальных образцах представлены частицами карбида титана размерами не более 5 мкм, при этом частицы карбидов встречаются скоплениями («карбидные поля»). Также на шлифах образцов проводились измерения микротвердости HV при нагрузке 300 г не менее чем в трех местах для каждого выбранного участка каждого образца (табл. 1).

Таблица 1. Составы образцов и результаты измерения микротвердости

№ п/п	Ti, мас.%	Cu, мас.%	HV (литое состояние)
1	0,10	Ост.	На участках без карбидов: 66. В «карбидных полях»: 117.
2	0,50	Ост.	На участках без карбидов: 63. В «карбидных полях»: 125.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-08-00133 а.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Юрьев А.А.⁴, Перегудов О.А.¹, Морозов К.В.⁴,
Коновалов С.В.¹, Комиссарова И.А.¹

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

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск,
yufi55@mail.ru

³ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск,

⁴ ООО «Евраз – Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
Новокузнецк,
Vadim.Kosterev@evraz.com; morozovkv75@mail.ru

Рассмотрение поведения рельсов при длительной эксплуатации и анализ причин их изъятия вызывает в последнее время большой интерес. Расширение информации в этой области связано как со стремлением к более глубокому пониманию фундаментальных проблем физического материаловедения, так и с практической значимостью, диктуемой непрерывным возрастанием требований к надежности рельсов в современных условиях высоких нагрузок на ось и скоростей движения.

Работа направлена на выявление закономерностей и сравнительный анализ структуры, фазового состава и дефектной субструктуры, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке рельсов после различных сроков эксплуатации.

В качестве материала исследования использовали рельсы Р65 производства Кузнецкого металлургического комбината (ныне «Евраз-ЗСМК»). Образцы рельсов были вырезаны из изделий в исходном состоянии и после эксплуатации на Свердловской железной дороге. После пропущенного тоннажа 500 и 1000 млн. брутто-тонн рельсы были изъятые по боковому износу.

Показано, что скорость износа по центральной оси увеличивается в 3 и 3,4 раза при пропущенном тоннаже 500 и 1000 млн. тонн, соответственно, а коэффициент трения снижается в 1,4 и 1,1 раза.

По характеру излома и уровню дефектности выделены и проанализированы 3 слоя: поверхностный, переходный и основной объем металла. После 500 млн. тонн пропущенного тоннажа пластины цементита полностью разрушаются и формируются частицы цементита округлой формы размерами 10–50 нм. После 1000 млн. тонн отмечено протекание начальной стадии динамической рекристаллизации. Обсуждены возможные причины наблюдаемых закономерностей.

Выполнен количественный анализ механизмов упрочнения рельсов на различном расстоянии от поверхности катания по центральной оси и по выкружке после длительной эксплуатации. Показано, что упрочнение носит многофакторный характер и обусловлено субструктурным упрочнением, вызванным формированием наноразмерных фрагментов; дисперсионным упрочнением частицами карбидной фазы; упрочнением, обусловленным формированием на дислокациях атмосфер Коттрелла и Сузуки; внутренними полями напряжений, формирующимися внутри и межфазными границами.

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

ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC–Ni–Mo

Степиков М.А., Романов Д.А., Гаевой Е.А., Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Как показал проведенный обзор литературы за последние два десятилетия, покрытия системы TiC–Ni–Mo можно формировать такими методами как плазменное напыление. Оно представляет собой стохастический процесс, в котором расплавленные частицы напыляемого материала соударяются с подложкой, деформируются и затвердевают раздельно, что приводит к формированию структуры. По данным статьи [1] получен анализ микроструктуры, и измерения микротвердости. На неподвижную стальную пластину толщиной 3–4 мм напыляли покрытия с максимальной толщиной 1,85 мм. Микроструктура покрытий, представляет собой компактные частицы с размером менее 10 мкм, они формируются при соударении напыляемых частиц с поверхностью покрытия в результате разбрызгивания. При напылении дисперсно-упрочненных TiC–Ni–Mo керметов с размером карбидных частиц 1–7 мкм часть упрочняющей фазы растворяется в матрице, что должно повышать прочность материала. В то же время, основной объем упрочняющей карбидной фазы остается в покрытии, что должно обеспечивать высокие механические свойства покрытия, прежде всего его износостойкость. В статье [2] был рассмотрен метод высокоскоростного (сверхзвукового) газопламенного напыления. Образец, на поверхность которого опрыскивали, был изготовлен из углеродистой стали С45. Покрытия TiC–Ni–Mo распыляли, используя установку Taifa JP-5000. Напыленное покрытие имеет ряд дефектов в структуре, такие как пустоты, и трещины. Твердость по Виккерсу напылённой подложки составляет 1415 HV.

Анализ литературных источников показал, что перспективно формирование таких покрытий TiC–Ni–Mo с наноструктурой. Методом электровзрывного напыления [3]. Покрытия этой системы будут напыляться в предплавленном режиме напыления подложки. Этот метод является экономически выгодным по сравнению с другими методами. Так же для наноструктурирования и их гомогенизации будет проведена обработка покрытий высокоинтенсивным электронным пучком в режимах обеспечивающих максимальную глубину проплавления покрытия, гомогенизацию максимальной толщины покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

1. Физико-химические и механические свойства плазменных керметных покрытий TiC–Ni–Mo / В.И. Калита, К.Б. Поварова, Д.И. Комлев и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – №4. – С. 29–36.
2. Sliding wear of TiC–NiMo and Cr₃C₂–Ni cermet particles reinforced FeCrSiB matrix HVOF sprayed coatings /A. Surzhenkov , M. Antonov , D. Goljandin and al. //Estonian Journal of Engineering. – 2013. – №19. – С. 203–211
3. Электровзрывное напыление износо- и электроэрозионностойких покрытий / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд-во ООО «Полиграфист», 2014. – 203 с.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

Соснин К.В., Романов Д.А., Апапина В.О, Громов В.Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

В настоящей работе для исследований был выбран технически чистый титан BT1-0 (Ti–0,01Al–0,002Si–0,12Fe–0,004C–0,143O–0,003N–0,0008H). В качестве взрываемого электропроводящего материала использовали фольгу технически чистого титана BT1-0 массой 100 мг. На поверхность фольги в области взрыва помещали навеску порошка иттрия массой 400 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца составляло 100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи $5.5 \text{ ГВт} \cdot \text{м}^{-2}$, давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности – 12.5 МПа, остаточное давление воздуха в рабочей камере – 100 Па.

Величина скорости изнашивания и коэффициент трения изменяются подобным образом. Оптимальной обработкой поверхностного сплава Ti–Y с точки зрения трибологических испытаний следует признать облучение интенсивным импульсным электронным пучком с параметрами 50 Дж/см^2 ; 150 мкс; 3 имп., $0,3 \text{ с}^{-1}$, при которых скорость изнашивания материала снижается в 3 раза, а коэффициент трения – более чем в 7 раз. Анализ структуры [1] дорожки трения выявил присутствие включений, характеризующихся более ярким контрастом относительно исходного состояния. Последнее означает, что атомы, формирующие данные включения, имеют больший атомный вес по отношению к титану и, следовательно, обогащены иттрием. Включения, обогащенные иттрием, имеют сферическую, либо глобулярную форму, распределены по дорожке трения неоднородно. Размеры таких включений достигают 10 мкм. Наряду с глобулярными, выявляются включения в виде прослоек, оконтуривающих объемы материала, размеры которых изменяются в пределах от 0,5 мкм до 1 мкм. Микротвердость поверхности облучения более чем в два раза превышает микротвердость основы и весьма слабо зависит от режима облучения электронным пучком. По-видимому, это означает, что твердость поверхностного слоя задается на стадии электровзрывного легирования. Последующее облучение легированного слоя импульсным электронным пучком, способствуя его гомогенизации, не приводит к дополнительному упрочнению материала. Толщина упрочненного слоя изменяется в пределах от 30 мкм до 50 мкм и зависит от плотности энергии пучка электронов. А именно, увеличение плотности энергии пучка электронов в интервале от 20 до 60 Дж/см^2 сопровождается ростом толщины упрочненного слоя [2].

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

1. Свойства поверхностных слоев титана после электровзрывного легирования иттрием и электронно-пучковой обработки / Д.А. Романов, К.В. Соснин, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов // Фундаментальные проблемы современного материаловедения – 2016. – Т. 13. – № 2. С. 257–2653.
2. Электровзрывное напыление износ- и электроэрозионностойких покрытий / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд-во ООО «Полиграфист», 2014. – 203 с.

ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ Ag–CdO И Ag–SnO₂

Романов Д.А., Григорьева Е.А., Громов В.Е., Будовских Е.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Псевдосплавы представляют собой гетерогенные системы, содержащие компоненты, которые не смешиваются ни в твердом, ни в жидком состоянии и не образуют химических соединений. Результаты интенсивных исследований и разработок в этой области позволили получить материалы с комбинацией свойств, казалось бы, несовместимых в одном материале [1]. Псевдосплавами являются материалы с неравновесными композициями и фазами, которые не взаимодействуют или слабо взаимодействуют друг с другом в широком диапазоне температур и сохраняют свои индивидуальные свойства в соединении. В псевдосплавах свойства каждого отдельного компонента объединяются. Их свойства появляются в композиции друг с другом. Сильноточные разрывные контакты производят из меди или серебра на основе псевдосплавов методами порошковой металлургии. Эти сплавы включают оксид серебра, кадмия, серебро–оксид меди, серебро–никель, серебро–графит, серебро–никель–графит, серебро–вольфрам–никель, медно–графитовые и медь–вольфрам–никель [1–2]. Серебро или медь обеспечивает высокую электро- и теплопроводность контакта, в то время как тугоплавкие включения повышают устойчивость к механическому износу, электрической эрозии и свариваемости. Композиции получают путем спекания прессованных заготовок в твердой фазе порошков или пропиткой пористых подложек. Для ряда практических применений может оказаться перспективным напыление покрытий этих систем, поскольку, например, в случае упрочнения контактных поверхностей средне- и тяжелонагруженных выключателей и коммутационных аппаратов важна электроэрозионная стойкость только поверхности контакта, а не всего объема [3].

Анализ литературных источников показал, что перспективно формирование таких покрытий TiC–Ni–Mo с наноструктурой. Методом электровзрывного напыления [3]. Покрытия этой системы будут напыляться в предплавильном режиме напыления подложки. Этот метод является экономически выгодным по сравнению с другими методами. Так же для наноструктурирования и их гомогенизации будет проведена обработка покрытий высокоинтенсивным электронным пучком в режимах обеспечивающих максимальную глубину проплавления покрытия, гомогенизацию максимальной толщины покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

1. M. Braunovic, V.K. Konchits, N.K. Myshkin Electrical Contacts Fundamentals Applications and Technology. – Suite: CRC Press Taylor & Francis Group. FL, 2006. – 597 p.
2. Processing and properties of silver-metal oxide electrical contact materials / M. Nadežda Talijan, R. Vladan Ćosović, R. Aleksandar Ćosović, T. Dragana Živković // Association of Metallurgical Engineers of Serbia – 2012. – Vol. 18. – P. 259–272
3. Электровзрывное напыление износостойких и электроэрозионностойких покрытий / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд-во ООО «Полиграфист», 2014. – 203 с.

ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC–Ti–Al

Гаевой Е.А., Романов Д.А., Степиков М.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru*

Согласно проведенному обзору литературы за последние два десятилетия перспективно формировать износостойкие покрытия с низким коэффициентом трения системы TiC–Ti–Al. Например в [1], для повышения показателей износостойкости гамма-TiAl интерметаллического сплава, порошки сплава Ti–Al–TiC были получены на поверхности TiAl интерметаллического сплава, затем обработаны с помощью лазера CO₂ высокой мощности. Морфология армированного TiC однородно диспергируется в матрице TiAl. Также, замечено повышение микротвёрдости. Лазерная наплавка композиционных покрытий обеспечивает лучшую износостойкость, чем оригинальный интерметаллический сплав гамма-TiAl. Согласно [2] композиционное покрытие из карбида титана, алюминидов, оксида алюминия и железа можно синтезировать с помощью центробежно-вспомогательной самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Этот композитный материал получают из уплотнённых титана и углерода порошков в виде гранул, внедрённых в подложку, которая была подвержена воздействию высокой температуры, вызванной термитной реакцией Fe₂O₃ и Al. Процесс проходил в графитовой стальной трубе, установленной в центробежную машину акселератора специально разработанной для этой функции. Функционально гранулированное покрытие было произведено под полем центробежного ускорения и продукты термитной реакции (Fe₂O₃ и Al) проникли в глубь TiC, что создало крепкий алюминид титана интерметаллический слой.

Анализ литературных источников показал, что перспективно формирование таких покрытий TiC–Ti–Al с наноструктурой. Методом электровзрывного напыления [3]. Покрытия этой системы будут напыляться в предплавильном режиме напыления подложки. Этот метод является экономически выгодным по сравнению с другими методами. Так же для наноструктурирования и их гомогенизации будет проведена обработка покрытий высокоинтенсивным электронным пучком в режимах обеспечивающих максимальную глубину проплавления покрытия, гомогенизацию максимальной толщины покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк, Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

1. Microstructure and properties of laser cladding TiC/TiAl composite coatings on γ -TiAl intermetallic alloy / J. Wang, R.G. Song, X. Lin, W.D. Huang// Surface Engineering. – 2009.– Vol. 25. – № 6. P. 196-200
2. In situ TiC–Fe–Al₂O₃–TiAl/Ti₃Al composite coating processing using centrifugal assisted combustion synthesis / R. Mahmoodiana, M.A. Hassana, M. Hamdi et al. // Composites Part B: Engineering. – 2014. –Vol. 59. P. 279–284
3. Электровзрывное напыление износ- и электроэрозионностойких покрытий / Д. А. Романов, Е. А. Будовских, В. Е. Громов, Ю. Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд-во ООО «Полиграфист», 2014. – 203 с.

СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА

Макаров С.В, Плотников В.А., Лысков М.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

makarov@phys.asu.ru

При деформировании алюминиево-магниевого сплава при комнатной температуре проявляется неустойчивый характер пластического течения, в виде деформационных скачков в мягкой испытательной машине или скачков нагрузки на классической зависимости напряжение-деформация. Такой неустойчивый характер пластической деформации представляется как эффект «Портевена – Ле Шателье».

В наших экспериментах показано, что накопление деформации при монотонном нагреве до 500 °С и действии постоянной нагрузки 100 МПа осуществляется двояким образом: до критической температуры монотонным путем, а в области высоких температур – квазискачкообразным. Монотонному накоплению деформации с низкой скоростью соответствует монотонный рост среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии, квазискачкообразному (с высокой скоростью) – единичные сигналы среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии, формирующие высокоамплитудный пик в области высоких температур. Быстрый рост среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии в высокотемпературной области свидетельствует о существенном увеличении колебательной энергии акустической эмиссии в деформируемом объеме образца.

Проведенный спектральный анализ сигналов акустической эмиссии показал, что в высокочастотном диапазоне (100–700 кГц) спектральная плотность мала, в то время как в низкочастотном (40–95 кГц) существенно выше. Это свидетельствует, что в системе образец–волновод происходит перераспределение энергии первичного высокочастотного акустического сигнала по низкочастотным резонаторам. Спектральная плотность акустической эмиссии представляет собой острые резонансные линии, свидетельствующие о существовании резонансных объемов в пластически деформируемом материале.

Особенностью низкочастотных дискретных спектров сигналов акустической эмиссии для высокотемпературного квазискачкообразного накопления деформации является наличие двух частотных областей: область 1 – 40–50 кГц, область 2 – 85–95 кГц, в которых спектральная плотность существенно выше спектральной плотности шума. Геометрические параметры резонаторов были рассчитаны исходя из условия формирования стоячей волны $L = k\lambda/2$, L – геометрический размер резонатора.

Резонансы для продольных длин волн в области 2 (85–95 кГц) и поперечных в области 1 (40–50 кГц) соответствуют геометрии деформируемой части образца длиной 30 мм, которая является областью локализации деформации. С ростом температуры в цикле экспоненциально увеличивается средняя мощность спектральной плотности для медианных частот двух спектральных областей 1, 2, что свидетельствует об увеличении колебательной энергии стоячих волн в объеме деформируемого материала. Однако форма (высота, ширина) спектральных линий выделенных областей (область 1: 40–50 кГц, область 2: 85–95 кГц) меняется не монотонным образом при высокотемпературном накоплении деформации.

Такой характер изменения формы спектральных линий может свидетельствовать об изменении геометрии резонансных деформируемых объемов материала в процессе высокотемпературного деформирования Al–Mg сплава.

УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА, ОБРАБОТАННОГО ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Комиссарова И.А.¹, Коновалов С.В.², Косинов Д.А.¹, Ю.Ф. Иванов^{3,4}

¹*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*

i.r.i.ss@yandex.ru

²*Самарский национальный исследовательский университет имени академика*

С.П. Королева, Самара, Россия

ksv@ssau.ru

³*Национальный исследовательский Томский государственный университет,*

Томск, Россия

⁴*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

yufi55@mail.ru

Работа направлена на выявление закономерностей усталостного разрушения технически чистого титана BT1-0, подвергнутого облучению высокоинтенсивным импульсным электронным пучком

Характерной особенностью усталостного разрушения металлов и сплавов является зарождения трещин в поверхностном слое детали. Поэтому состояние поверхностного слоя оказывает существенное влияние на усталостную долговечность материала. Применение методов поверхностного упрочнения приводит в ряде случаев к значительному повышению пределов выносливости, что связано с удалением микронеровностей от механической обработки, формированием в поверхностном слое упрочненной детали сжимающих остаточных напряжений, диспергированием структуры матрицы и включений вторых фаз. Эффективным методом преобразования поверхностного слоя материала является обработка поверхности детали высокоинтенсивным импульсным электронным пучком, позволяющим модифицировать структуру поверхностного слоя толщиной в десятки микрометров, переводя его в мультимодальное структурно-фазовое состояние и практически не изменяя структуру и свойства основного объема сплава.

Выполненные испытания на усталостную долговечность технически чистого титана BT1-0 выявили режим облучения высокоинтенсивным импульсным электронным пучком субмиллисекундной длительности воздействия (16 кэВ , 25 Дж/см^2 , 150 мкс , 3 имп , $0,3 \text{ с}^{-1}$), позволивший кратно, более чем в 2 раза, увеличить усталостную долговечность исследуемого материала. Облучение технически чистого титана марки BT1-0 высокоинтенсивным электронным пучком сопровождается формированием многослойной структуры, отчетливо выявляемой на фрактограммах материала, разрушенного в результате многоцикловых усталостных испытаний. Очевидно, именно слоистый характер строения поверхностного слоя и является одной из основных причин кратного увеличения усталостной долговечности исследуемого материала. Показано, что облучение технически чистого титана марки BT1-0 высокоинтенсивным электронным пучком (25 Дж/см^2 ; 150 мкс ; 3 имп .) приводит к измельчению зеренной структуры и формированию внутризеренной субструктуры, т.е. к формированию в поверхностном слое дополнительных структурных уровней субмикро- и наноразмерного диапазона. Показано, что облучение поверхности образцов технически чистого титана марки BT1-0 сопровождается формированием многослойной структуры, отчетливо выявляемой на фрактограммах материала, разрушенного в результате многоцикловых усталостных испытаний.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ (проект № 13-08-00416 и 16-32-60048 мол_а_дк).

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР В МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
snevskiy@bk.ru*

Предложен механизм и разработана математическая модель формирования наноструктур в материалах при интенсивной пластической деформации. Она основана на предположении о том, что при больших пластических деформациях материал ведет себя как вязкая жидкость. Весь материал разбивался на слои, которые двигались с различной скоростью. Согласно гидродинамике на таких поверхностях возникает неустойчивость течения материалов. В представленной модели материал рассматривался как двухслойная жидкость с отличными друг от друга кинематическими вязкостями. Для каждого слоя записывались уравнения Навье–Стокса и граничные условия. Решение полученной системы в виде нормальных мод возмущений проводилось, исходя из предположения о вязко-потенциальном течении материала. В результате было получено дисперсионное уравнение, которое совпадает с уравнением, полученным ранее уравнением для коротких волн. Анализ зависимости декремента от волнового числа показывает, что она имеет два максимума, первый максимум приходится на волновое число соответствующее микродиапазону длин волн, а второй на нанодиапазон. Если предположить, что нижний слой является пористой средой, то это к сдвигу значений критических волновых чисел. Критическое волновое число, соответствующее первому максимуму, увеличивается. Второй максимум наоборот смещается в сторону волновых чисел, приходящихся на микродиапазон длин волн. Получены приближенные аналитические зависимости критических длин волн от характеристик материалов и параметров задачи.

На примере перлитной стали проведено моделирование распада цементитной пластины на фрагменты наноразмерного диапазона. Установлено, что при размерах пластин порядка 30 – 50 нм и межпластинчатом расстоянии 80 – 130 нм, критическая длина волны составляет значения от 30 до 45 нм. Размеры фрагментов, наблюдавшихся в эксперименте, составляют значения от 5 до 13 нм. Такое различие между экспериментальными и расчетными данными обусловлено тем, что в расчетах выбиралось значение межфазной поверхностной энергии для чистого железа. В действительности поверхностная энергия границы раздела «цементит/феррит» ниже и имеет значение порядка 0,2 – 0,4 Дж/см². Подстановка этих значений в расчетные формулы модели показало, что критическая длина волны, на которую приходится максимум декремента неустойчивости, имеет значение 10 нм.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (№ проекта 15-12-00010)

"ДЕФЕКТ" МОДУЛЯ УПРУГОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННО-СИЛОВЫЕ СВОЙСТВА "МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЫШЦ" ИЗ СПЛАВА TiNi

Волков Г.А.¹, Хлопков Е.А.², Смирнов И.В.¹, Вьюненко Ю.Н.³

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

³ООО "Оптимикст ЛТД", Санкт-Петербург, Россия

hlopkovelisey@mail.ru

Определены взаимозависимости параметров формоизменения и силового воздействия на кольцевые силовые пучковые элементы (КСПЭ) из сплава TiNi50.8ат.% при разных температурах. На рис.1 приведены графики указанных соотношений при температурах 26°C (кривая 1) и 130°C (кривая 2). В первом случае температура близка величине M_n (температура начала прямого мартенситного превращения). Однако, при термоциклировании пары "металлических мышц" в интервале от 130°C до 26°C и обратно избегали фазовой трансформации кристаллической решетки. При этом видно, что коэффициенты пропорциональности почти линейных функциональных зависимостей между F (растягивающим усилием) и d_1 (характеристический размер КСПЭ) существенно различны. Причиной этого может являться "дефект" модуля упругости [1] в области температур фазовой перестройки кристаллической решетки.

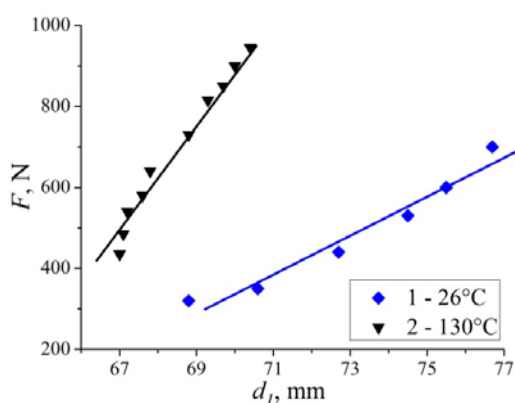


Рис.1. Взаимозависимость усилия F от размера d_1 в изотермических условиях

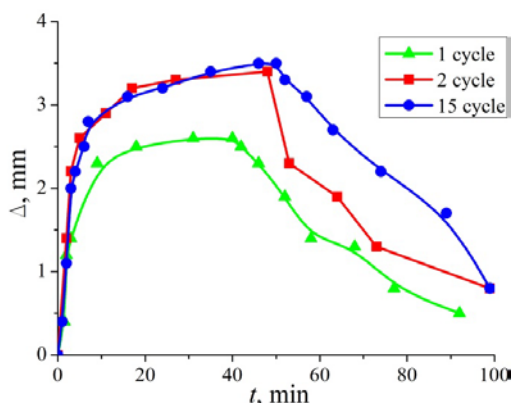


Рис.2. Развитие ЭПФ в течение времени: 1 – 1 цикл, 2 – II цикл, 3 – XV цикл

Показана возможность реализации возвратно-поступательного изменения геометрических параметров силовых элементов при теплосменах. На рис.2 приведены данные по развитию деформационных процессов при помещении динамометра ЛИНД [2] с "металлическими мышцами" в камеру термостата разогретого до 130°C. Начиная со второго нагрева изменение геометрических и силовых характеристик во времени остается практически неизменным на протяжении 14 термоциклов. При этом силовое взаимодействие КСПЭ с упругим контртелом варьируется от ~540Н при 26°C до ~880Н при 130°C.

Таким образом, работа "металлических мышц" из сплава TiNi может происходить при теплосменах в аустенитном состоянии без реализации мартенситных превращений.

1. Вьюненко Ю.Н., Крылов Б.С., Лихачев В.А. и др. Исследование внутреннего трения в никелиде титана. // ФММ, 1980. – Т.49, №5. – С.1032-1038.
2. Вьюненко Ю.Н. Особенности деформационно-силового поведения «металлических мышц» из сплава TiNi. // Вестник Тамбовского ун-та. Серия: Естественные и технические науки, 2016. – Т.21, вып. 3.– С.791-794.

СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ 45

Пигалева И.Н.¹, Засыпкин С.В.¹, Линдеров М.Л.¹, Ганеев А.В.²,
Клевцова Н.А.¹, Валиев Р.З.², Клевцов Г.В.¹

¹)Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,
irina1.985@mail.ru

²)НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия,
artur_ganeev@mail.ru

Целью настоящей работы является определение статической трещиностойкости (K_{IC}) стали 45 с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной путем равноканального углового прессования (РКУП), в сравнении с крупнозернистой (КЗ) сталью после стандартной обработки (закалка + высокий отпуск) с оценкой локального напряженного состояния материала у вершины трещины.

В качестве исследуемого материала была использована углеродистая сталь 45 (0,45%С). Сталь исследовали в двух состояниях: в КЗ состоянии после закалки и высокого (550 °С) отпуска и в УМЗ состоянии после наноструктурирования путем РКУП. РКУП проводили по режиму: закалка от температуры 800 °С в воде + средний отпуск (350 °С) + РКУП при 350 °С (маршрут Вс, $n = 6$, $\varphi = 120^\circ$). Средний размер зерна составил 560 ± 30 нм.

Результаты испытаний образцов на K_{IC} показали, что статическая трещиностойкость стали 45 после РКУП в 1,3 раза ниже по сравнению со стандартной обработкой (закалка + высокий отпуск). Анализ критериев реализации условия плоской деформации (ПД) в образцах показал, что, независимо от состояния сплава, все критерии удовлетворяют условию ПД. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что под поверхностью изломов стали 45, как после закалки + высокого отпуска, так и после РКУП обнаружена одна пластическая зона h_y глубиной, соответственно, 85 и 60 мкм. В этом случае отношение h_{max}/t равно, соответственно, $8,5 \cdot 10^{-3}$ и $6,0 \cdot 10^{-3}$, что также соответствует разрушению стали в условиях ПД.

Таким образом, результаты макро- и микрофрактографических исследований, а также рентгеноструктурного анализа, наряду с критериями механики разрушения, показывают, что статическое разрушение образцов из стали 45 как после закалки + высокого отпуска, так и после РКУП произошло в условиях плоской деформации (ПД).

Выводы

1. Статическая трещиностойкость (K_{IC}) стали 45 после стандартной обработки (закалка + высокий отпуск) равна 69 МПа $\sqrt{м}$, а после РКУП по вышеуказанным режимам – 53 МПа $\sqrt{м}$.

2. Критерии механики разрушения, данные макро- и микрофрактографического анализа, а также критерий h_{max}/t указывают на то, что статическое разрушение стали 45, как после закалки + высокого отпуска, так и после РКУП произошло в условиях плоской деформации.

3. Связь глубины пластической зоны под поверхностью изломов в области страгивания трещины со статической трещиностойкостью стали 45, как после закалки + высокого отпуска, так и после РКУП описывается уравнениями, соответственно: $h_y = 1/12 \pi (K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$ и $h_y = 1/8 \pi (K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 14-08-00301_а).

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СПЕКТРА РАЗОРИЕНТИРОВОК ГРАНИЦ ЗЕРЕН СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

¹Степанова Е.Н., ²Тересов А.Д., ³Грабовецкая Г.П., ³Мишин И.П.

¹*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия*

²*Институт сильноточной электроники Сибирского отделения Российской академии
наук, г. Томск, Россия*

³*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской
академии наук, г. Томск, Россия*
enstepanova@tpu.ru

В работе на примере субмикрокристаллического (СМК) никеля, полученного методом равноканального углового прессования (РКУП), проведены сравнительные исследования влияния отжига и облучения импульсным и постоянным электронными пучками на эволюцию структуры и спектра разориентировок границ зерен.

В результате РКУП в никеле формируется зеренно-субзеренная структура со средним размером элементов в поперечном относительно оси прессования сечении $0,36 \pm 0,09$ мкм, в продольном – $0,78 \pm 0,25$ мкм. Спектр разориентировок границ зерен СМК никеля в состоянии после РКУП в продольном сечении имеет один максимум (~27%) в области малоугловых границ с углом разориентации менее 4 градусов. Общая доля малоугловых границ (угол менее 15 градусов) в спектре разориентировок границ зерен достигает ~44 %, а доля специальных границ – ~10 %,

Исследование влияния отжига в интервале температур 373–573 К на размеры элементов структуры и спектр разориентировок границ зерен показало, что рекристаллизационные процессы (миграция и рост зерен) в структуре СМК никеля наблюдаются при температурах 523 К и выше. При этом уменьшается доля малоугловых границ и увеличиваются доли границ зерен с разориентировками 45–60 градусов и двойниковых границ.

Облучение постоянным пучком электронов (плотность тока – 25–35 мА/см²) при температурах 323–473 в течение 1 часа приводит к увеличению в тонком (5–10 мкм) поверхностном слое СМК никеля доли границ зерен с разориентировками менее 4 градусов. При этом в объеме никеля облучение электронным пучком в интервале температур 323–373 К не изменяет спектр границ зерен. Повышение температуры облучения до 473 К приводит к развитию в объеме никеля процессов рекристаллизации и, как следствие, уменьшению доли малоугловых границ (с 44 до 23%) и увеличению доли двойниковых границ и границ, имеющих разориентировки 45–60 градусов.

В результате облучения импульсным электронным пучком (плотность энергии – 5 Дж/см², частота – 4 Гц) уже при температурах 293–373 К и облучении в течение 10–15 минут в объеме никеля формируется структура с градиентным изменением размеров элементов структуры и спектров разориентировок границ зерен по глубине. В зернограничном ансамбле поверхностного слоя увеличивается по сравнению с исходным состоянием доля границ зерен, имеющих разориентировки, близкие к 45–60 градусам, и доля двойниковых границ. По мере увеличения расстояния от поверхности в зернограничном ансамбле уменьшается до значений, соответствующих исходному состоянию, доля границ зерен, имеющих разориентировки, близкие к 45–60 градусам, и увеличивается доля малоугловых границ, имеющих разориентировки менее четырех градусов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 16-01-00603.

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАСПАДА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ АУСТЕНИТА И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ТВЕРДОСТЬ КОЛЕСНЫХ СТАЛЕЙ

Гриншпон А.С.¹, Васенина Е.М.¹, Седышев А.И.¹, Ткачук М.А.¹, Филиппов Г.А.²

¹АО «Выксунский металлургический завод», Нижегородская обл., г. Выкса, Россия

²«ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия

iqs12@yandex.ru

Долговечность и надёжность колёс (износостойкость и сопротивление возникновению дефектов эксплуатации) обусловлены химическим составом стали, уровнем её свойств и условиями эксплуатации. Одним из наиболее эффективных путей повышения качества железнодорожных колёс является термическая обработка.

В настоящее время производство колёс, как по отечественному, так и зарубежным стандартам, сопряжено с формированием в поверхностных слоях обода сложной микроструктуры, включающей, наряду с перлитом, мартенсит и бейнит. Причём, как правило, структуре тонкопластинчатого перлита предшествует структура верхнего бейнита. Образование в ободке колёс под поверхностью катания слоя металла с неоднородной микроструктурой приводит к значительному разбросу характеристик механических свойств (твёрдости, прочности, пластичности, ударной вязкости).

В настоящем исследовании проведено изучение кинетики распада недеформированного аустенита для колесных сталей. Исследование фазовых превращений сталей 60Г, 65ГФ, 70Г, 75ГФ проводили посредством построения термокинетических диаграмм (ТКД) распада при непрерывном охлаждении со скоростями от 0,2 до 100 °С/с недеформированного аустенита.

Исследуемые стали имеют различие в химическом составе по уровню содержания углерода и ванадия. Очевидно, что добавка ванадия в сталь способствует повышению критических точек A_{c1} и A_{c3} (углерод, как известно, не влияет на положение критической точки A_{c1} и снижает критическую точку A_{c3}).

Анализ построенных ТКД показывает, что в рассматриваемом диапазоне скоростей охлаждения наличие ферритной области характерно только для сталей 60Г и 65ГФ. При этом для стали марки 60Г ферритная область замыкается при скорости охлаждения 15 °С/с, а для стали марки 65ГФ – при 2 °С/с. Для сталей 70Г и 75ГФ в интервале скоростей охлаждения 0,2–2 °С/с формируется полностью 100 %-ная перлитная структура. Увеличение скорости охлаждения свыше 2 °С/с способствует появлению в структуре всех исследуемых сталей бейнита. Мартенсит в структуре исследуемых сталей присутствует начиная со скорости охлаждения 10 °С/с. Стоит отметить, что увеличение содержания углерода в исследуемых сталях приводит к снижению критических точек M_n и M_k . При этом для сталей 70Г и 75ГФ определить точку M_k не удалось. Стали с ванадием 65ГФ и 75ГФ имеют более низкую критическую скорость закалки – менее 30 °С/с (минимальная скорость охлаждения, при которой в конечной структуре стали формируется 100 % мартенсита, либо мартенсит+аустенит остаточный), по сравнению со сталями 60Г и 70Г (более 30 °С/с). Твердость исследуемых сталей повышается с увеличением скорости охлаждения, причем наиболее резкое увеличение чисел твердости наблюдается при скоростях охлаждения свыше 10 °С/с, когда в структуре сталей появляется мартенсит. Наименьшую твердость имеют образцы стали марки 60Г. С увеличением содержания углерода и введения в сталь ванадия средняя твердость образцов повышается. Причем для стали марки 65ГФ характерны более высокие средние значения чисел твердости, чем для стали марки 70Г. Сталь марки 75ГФ характеризуется максимальными средними значениями твердости образцов.

ПРОЧНОСТЬ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ СО СВЕРХНИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Великоднев В.Я., Чевская О.Н.

ФГУП «ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина», Москва, Россия

iqs12@yandex.ru

ООО «Трубные инновационные технологии», Москва, Россия

pipeintech.com

Рассмотрены основные проблемы разработки высокопрочных сталей для соединительных деталей трубопроводов с учетом технологии их производства. Исследованы стали с альтернативным феррито-перлитному структурному состоянию с повышенной прочностью (X80 и выше) при сохранении уровня вязкости и получения приемлемой свариваемости для изготовления соединительных деталей магистральных трубопроводов.

Особый интерес представляют низкоуглеродистые мартенситные стали, которые в зависимости от степени легирования при заданной толщине проката могут закаливаться при малых скоростях охлаждения на воздухе и не меняют своей структуры в зависимости от скорости охлаждения [1].

В настоящей работе проведен анализ роста технических требований к сталям для изготовления соединительных деталей. Показано, что для повышения уровня прочности соединительных деталей магистральных трубопроводов из низколегированных сталей необходимо проведение термической обработки – нормализации, нормализации с отпуском или термоулучшения, что устраняет преимущества в свойствах проката, полученного по технологии контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением.

Исследование влияния химического состава и режимов прокатки на структуру и свойства проката из сверхнизкоуглеродистой мартенситной стали типа 05X2Г2Б и выявило наиболее существенные факторы состава и технологии, оказывающие значимое влияние на комплекс механических свойств. Установлено, что стали типа 05X2Г2Б со структурой низкоуглеродистого мартенсита в состоянии после горячей прокатки и нормализационной прокатки имеют свойства, превосходящие класс прочности X80–X100 и являются перспективным материалом для высокопрочных соединительных деталей трубопроводов.

Установлено, что использование нормализационной прокатки позволяет повысить на ~ 100 Н/мм² характеристики прочности исследуемой стали по сравнению с горячекатаным состоянием при одновременном существенном повышении характеристик ударной вязкости и снижении склонности стали к хрупкому разрушению, что связано с измельчением элементов структуры, подтвержденное исследованием микроструктуры методами световой и электронной просвечивающей микроскопии.

Анализ связи химического состава со свойствами проката выявил влияние содержания углерода, марганца и хрома на механические свойства опытного проката. Уменьшение содержания этих элементов приводит к некоторому снижению прочностных характеристик и повышению хладостойкости стали.

1. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса. Пермь: ПГТУ, 2008, 303с.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ K65

Мишетьян А.Р.¹, Великоднев В.Я.², Шабалов И.П.², Филиппов Г.А.¹, Чевская О.Н.¹

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

² ООО «Трубные инновационные технологии», Москва, Россия

mishetyan@bk.ru

Трубопровод является сооружением повышенной опасности. На надежность магистральных трубопроводов влияет множество факторов, связанных со структурным состоянием металла, полученным в результате определенных условий изготовления, и изменениями, происходящими в процессе эксплуатации: с воздействием на него статических и динамических нагрузок (колебания уровня внутреннего давления среды в трубе, перемещение близлежащих грунтов и т. д.), температуры (в том числе, эксплуатация в районах с частичной вечной мерзлотой), с существованием коррозионно-активной среды, взаимодействующей с металлом труб.

В таких условиях возникает угроза разрушения трубопровода, особенно при его длительной эксплуатации. Поэтому материал для газонефтепроводных труб должен обладать необходимым комплексом свойств для обеспечения высокой надежности конструкции трубопровода.

Одним из факторов, оказывающих значительное влияние на безопасность эксплуатации трубопровода, является деформационное старение - процесс, протекающий в стали в результате воздействия деформации и последующей выдержки металла в течение длительного времени. Как известно, явление деформационного старения связано с возникновением свежих дислокаций при деформации, взаимодействующих со свободными атомами внедрения, что в итоге приводит к повышению сопротивления скольжению и, следовательно, охрупчиванию.

Критерием оценки развития деформационного старения (исчерпания способности металла к деформационному упрочнению) являются: увеличение соотношения σ_T / σ_B , снижение пластичности, ударной вязкости, трансформация кривой «напряжение – деформация».

Деформационное старение – сложный, до конца не изученный процесс, развивающийся в результате воздействия множества факторов. Возможность протекания деформационного старения в низкоуглеродистых низколегированных конструкционных сталях обусловлена либо технологической деформацией, либо деформацией, внесенной во время эксплуатации.

На вероятность появления и развития процесса деформационного старения оказывают влияние целый комплекс факторов: внутренние – регулируемые, связанные с типом стали (ее структурным состоянием, зависящим от химического состава, режимов термомеханической обработки при производстве) и внешние, слабо поддающиеся регулированию, так как задаются условиями эксплуатации (воздействие температур, нагрузок статических и динамических).

В работе представлено исследование механизмов деформационного старения, протекающего в низкоуглеродистой низколегированной трубной стали класса прочности K65 при эксплуатации магистрального газопровода. Проведены исследования по оценке комплекса свойств металла в исходном состоянии – листовой прокат получен после контролируемой прокатки с применением ускоренного охлаждения и после обработки, имитирующей деформационное старение. Выявлен механизм изменения структурного состояния при деформационном старении, оказывающий влияние на свойства трубной стали.

АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ РЕКУРРЕНТНЫХ ГРАФИКОВ

Гиляров В.Л., Дамаскинская Е.Е., Фролов Д.И.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

Метод рекуррентных графиков применяется для изучения реакции материала в точках 2–4 на импульс механической силы сжатия, приложенный в точке 1 к упругой стальной пластине, содержащей различное число круговых вырезов с равномерным распределением по размерам, моделирующих очаг разрушения материала (рис. 1):

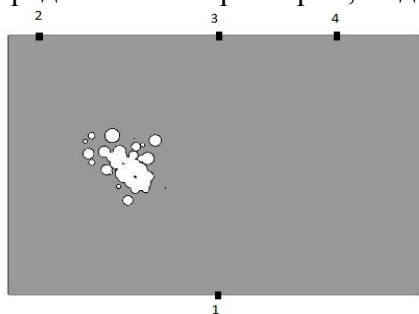


Рис. 1

Расчет производился методом конечных элементов. Боковые поверхности пластины фиксировались. На основе полученных временных зависимостей нормальной компоненты смещений на датчиках 2–4 строились кроссрекуррентные графики (CRP) при различной степени поврежденности, причем данные для неповрежденного образца использовались как опорные. Для количественного описания изменений CRP при изменении поврежденности материала применялся количественный рекуррентный анализ

(RQA). Использовались 13 параметров RQA из свободно распространяемого пакета программ CRP Toolbox [1]. Ввиду большого числа параметров целесообразно применять метод главных компонент для интерпретации результатов. На рис. 2 приведены графики счетов (a) и нагрузок (b) на приемных датчиках.

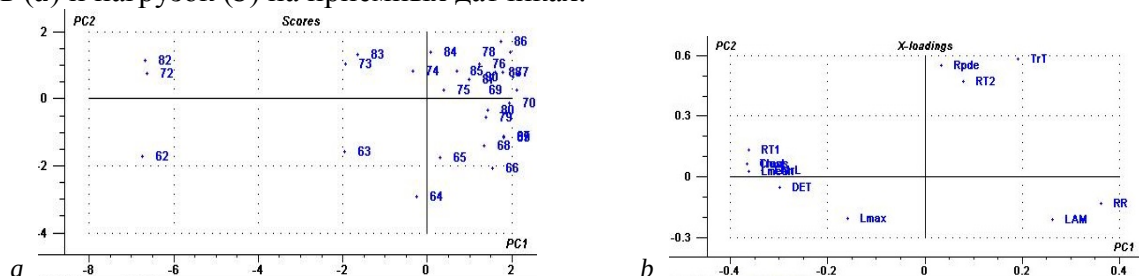


Рис. 2

Точки 62–70 (по увеличению поврежденности) соответствуют датчику 2, 72–80 датчику 3, 82–90 датчику 4. На графике счетов отчетливо видно, что первая главная компонента отражает увеличение дефектности, а вторая – положение датчика. Данные кластеризуются в области высокой дефектности, но точки, отвечающие датчику 2, лежат ниже точек, соответствующих датчикам 3 и 4, поскольку очаг растет на направлении от датчика 1 к датчику 2. Поэтому рассматриваемый метод позволяет определить направление на очаг разрушения. Из графика нагрузок следует, что основное влияние на первую главную компоненту оказывает кластер точек в левой части графика, значительная часть которых связана со структурой диагональных линий CRP, отражающих степень хаотизации процесса.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект №16-05-00237 а)

1. N. Marwan, M.C. Romano, M. Thiel, J. Kurths. Phys. Rep. **438**, 237 (2007).

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОТРЕЩИН В ОБЪЕМЕ ДЕФОРМИРУЕМОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОТОМОГРАФИИ

Дамаскинская¹ Е.Е., Пантелеев² И.А., Гафурова³ Д.Р., Фролов¹ Д.И.,
Гиляров¹ В.Л., Корост³ Д.В.

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

² Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук,
Пермь, Россия

³ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
Москва, Россия

Kat.Dama@mail.ioffe.ru

Целью работы является экспериментальное выявление закономерностей эволюции дефектной структуры в объеме материала в процессе механического воздействия. Для этого используется комплекс современных экспериментальных и теоретических методов. Проведены прямые исследования накопления дефектов с помощью двух неразрушающих методов: акустической эмиссии (АЭ) и рентгеновской компьютерной микротомографии.

Квазистатические испытания цилиндрических ($d = 10 \text{ mm}$, $h = 20 \text{ mm}$) образцов гранита Westerly проводились в условиях одноосного сжатия на электромеханической испытательной машине Shimadzu AGX-Plus. Для непрерывного мониторинга акустической эмиссии в процессе деформирования была использована система Amsy-5 Vallen (Германия). Широкополосные преобразователи акустической эмиссии AE105A с полосой 450–1150kHz располагались внутри специально изготовленных полых цилиндрических платформ, по одному с каждого торца образца. Образец гранита нагружался поэтапно. На каждом этапе образец плавно (со скоростью $\approx 5 \text{ N/s}$) нагружался до определенной нагрузки F и затем выдерживался при данном уровне нагрузки (F) до тех пор, пока активность сигналов АЭ не спадала до нуля. На следующем этапе нагрузку F увеличивали на $0.08 F_{\max}$ ($F_{\max}$ – разрушающая сила). После каждого этапа образец разгружали и выполняли томографическую съемку с помощью аппаратного комплекса ScyScan 1172. Всего проведено 11 этапов нагружения и томографической съемки.

Томографическая съемка образца с пространственным разрешением 5 mkm , проведенная до начала механических испытаний, показала, что дефектов типа трещин в материале не обнаружено. В результате анализа томографических данных показано, что при значениях нагрузки, меньших, чем $0.92 F_{\max}$, нарушений сплошности материала с размером более 5 mkm не наблюдается. В то же время удастся зарегистрировать небольшое (по сравнению с финальной стадией деформирования) число сигналов акустической эмиссии

По мере приближения к моменту разрушения ($F > 0.83 F_{\max}$) активность акустической эмиссии существенно возрастает, а линейная локация гипоцентров источников сигналов АЭ позволяет выделить области с повышенной концентрацией источников. Именно в этих областях на томографических срезах образца видны тонкие преимущественно трансверсальные трещины (раскрытие не более 5 mkm).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты 16-05-00237_a, 17-05-00720_a).

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ АМОРФНОГО СПЛАВА $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{44.8}\text{Cu}_5$

Беляев С.П.^{1,2}, Накин А.В.², Непомнящая В.В.^{3,4}, Реснина Н.Н.^{1,2}, Рубаник В.В.^{3,4},
Рубаник В.В. мл.^{3,4}, Чеканов В.А.², Шеляков А.В.⁵

¹Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

²Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова
НИЦ «Курчатовский институт», Гатчина, Россия

³Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

⁴Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

⁵Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

Москва, Россия

spbelayev@mail.ru

Целью работы явилось исследование влияния механических низкочастотных и ультразвуковых колебаний на структуру аморфного сплава $\text{Ti}_{40.7}\text{Hf}_{9.5}\text{Ni}_{44.8}\text{Cu}_5$. Аморфные ленты подвергали механическим колебаниям с частотой 20 Гц и амплитудами 1 и 4 мкм в течение 10 минут при температурах 25, 200 или 450 °С или ультразвуковым колебаниям частотой 22 кГц амплитудой 2 или 10 мкм при температуре 25 °С. До и после механической обработки исследовали структуру образцов методами просвечивающей электронной микроскопии в режиме высокого разрешения, рентгеноструктурного анализа и измерения удельного сопротивления. После механической обработки образцы нагревали до температуры 530 °С для изучения влияния механических колебаний на кристаллизацию сплава.

Полученные результаты показали, что механоактивация не приводит к кристаллизации аморфных сплавов, однако сопротивление образцов понижается на 10-20 % в зависимости от амплитуды колебаний. Установлено, что механические колебания амплитудой 4 мкм и частотой 20 Гц приводят к образованию в аморфном сплаве кластеров диаметром 3 – 5 нм с упорядоченным расположением атомов. Обнаружено, что присутствие таких кристаллических кластеров не оказывает влияние на температуры кристаллизации, однако понижает теплоту кристаллизации на 10 %. Увеличение температуры, при которой к образцам были приложены механические колебания, не приводит к каким-либо заметным изменениям свойств аморфных лент по сравнению с образцами, обработанными при комнатной температуре. Предполагается, что механические вибрации приводят к структурной релаксации аморфного сплава, что сопровождается изменением свободного объема и перестройкой структуры. Эти процессы не сопровождаются кристаллизацией, однако уменьшают электросопротивление. Увеличение амплитуды колебаний приводит к тому, что структурная релаксация происходит более интенсивно, в результате чего в аморфной структуре образуются нанокристаллические кластеры. Показано, что ультразвуковые колебания изменяют структуру аморфного сплава подобно тому, что было обнаружено после механических колебаний при частоте 20 Гц с амплитудой 4 мкм, т.е. после ультразвукового облучения в аморфной структуре наблюдаются нанокристаллические кластеры.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ (№16-58-0093-Бел_а) и БФФИ (№Т16Р-203) с использованием оборудования ресурсных центров СПбГУ.

ИЗОТЕРМИЧЕСКИЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВЕ TiNi

Демидова Е.С.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, , Иванов А.М.¹,
Андреев В.А.²

¹*Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия*

²*ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ»,
Москва, Россия*

[lena-demi@yandex.ru](mailto:lana-demi@yandex.ru)

Термоупругое мартенситное превращение является фазовым переходом первого рода, который характеризуется атермической кинетикой, т.е. доля превращенного материала не зависит от времени, а определяется только температурой или напряжением. Однако за последние 10 лет было обнаружено, что при определенных условиях в сплавах с эффектом памяти формы доля мартенситной фазы может меняться в процессе выдержки при постоянной температуре. Так, например, было показано, что в сплаве TiNi возможен изотермический мартенситный переход при температурах выдержки как ниже, так и выше температуры начала прямого мартенситного превращения.

Для того, чтобы определить кинетику изотермического мартенситного перехода необходимо получить зависимости доли превращенного материала от температуры и длительности выдержки. Получить такие зависимости на основе уже полученных данных не представляется возможным, поскольку информация об изотермических переходах была получена при измерении электросопротивления или внутреннего трения, что не позволяет вычислить долю превращенного материала. Эту задачу можно решить с использованием методики дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). В связи с этим целью работы стало изучение кинетики изотермических мартенситных превращений в сплаве с эффектом памяти формы TiNi методом ДСК. Образцы сплава Ti_{49.3}Ni_{50.7}, предварительно закаленного в воде от 850 °С, выдерживали при разных температурах выше и ниже температуры начала прямого мартенситного перехода M_n и определяли долю сплава, перешедшего из аустенита в мартенсит при выдержке.

Полученные результаты показали, что с увеличением времени выдержки доля сплава, которая претерпела переход из аустенитной в мартенситную фазу в процессе изотермической выдержки, увеличивается до определенного значения, а после остается постоянной. Увеличение температуры выдержки и удаление от температуры начала прямого мартенситного превращения приводит к уменьшению максимального значения объемной доли мартенситной фазы, которая может образоваться в изотермических условиях. Установлено, что максимальная доля превращенного материала составляет 40% и достигается в результате выдержки при температуре начала прямого мартенситного перехода M_n .

Для того, чтобы описать экспериментальные зависимости доли превращенного материала от длительности и температуры выдержки использовали теории Аврами и Остина–Рикетта. Установлено, что обе теории позволяют описать полученные экспериментальные значения.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ TiNi

Глазова Д.И.¹, Беляев С.П.¹, Зельдович В.И.², Реснина Н.Н.¹, Пилюгин В.П.²,
Фролова Н.Ю.², Савельева А.Ю.¹

¹Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия

²Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия
dianka95@gmail.com

Цель работы заключается в исследовании эффектов пластичности превращения и памяти формы в наноструктурированном сплаве TiNi с различным размером зерна. В качестве объектов исследования выбраны образцы сплава Ti – 50,2 ат.% Ni, в которых различный размер зерна был получен аморфизацией исходно крупнозернистого сплава методом сдвига под давлением 8 ГПа на 3,5 оборота и последующим нагреванием до различных температур. Это позволило получить образцы со средним размером зерна от 20 до 500 нм.

Исследования мартенситных переходов показали, что с уменьшением размера зерна температуры мартенситных переходов понижаются, а их последовательность меняется. Для того, чтобы изучить эффекты пластичности превращения и памяти формы плоские образцы с длиной рабочей части 1 мм, шириной 1 мм и толщиной 0,1 мм охлаждали и нагревали в интервале температур от 130 °С до –50 °С под напряжением от 100 до 600 МПа.

Полученные результаты показали, что в зависимости от размера зерна изменение деформации при охлаждении под нагрузкой происходило в несколько этапов, которые были связаны с реализацией различных типов мартенситных переходов: B2 → R, R → B19', B2 → B19'. Восстановление деформации при нагреве происходило в один этап во всех исследуемых образцах. Обнаружено, что в образцах со средним размером зерна более 80 нм эффекты пластичности превращения и памяти формы наблюдаются при любых нагрузках из исследуемого диапазона. Однако в образцах со средним размером зерна менее 80 нм для проявления этих эффектов необходимо, чтобы напряжение превышало некоторое пороговое значение, которое тем меньше, чем больше размер зерна. Так, в образце со средним размером зерна 40 нм эффекты пластичности превращения и памяти формы наблюдаются при нагрузках выше 200 МПа, а в образце со средним размером зерна 20 нм – при нагрузках выше 400 МПа.

Установлено, что величины эффектов пластичности превращения и памяти формы возрастают с увеличением нагрузки по-разному в зависимости от размера зерна. В образцах со средним размером зерна менее 80 нм обратимая деформация возрастает при увеличении напряжения вплоть до разрушения образцов. В образцах со средним размером зерна более 80 нм значение $\varepsilon^{\text{ПФ}}$ достигает своего максимального значения при некоторой нагрузке и при дальнейшем увеличении нагрузки не меняется. Максимальное значение $\varepsilon^{\text{ПФ}}$ немонотонно зависит от размера зерна, и наибольшая величина обратимой деформации 15,5 % наблюдается в образце со средним размером зерна 130 нм при охлаждении и нагревании под напряжением 400 МПа.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА Ti–48.0 ат. %Ni, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Воронков А.В.², Бадун Р.А.¹

¹Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия

²ООО «Альфа Технологии», Санкт-Петербург, Россия
resnat@mail.ru

Целью работы явилось исследование эффектов памяти формы, пластичности превращения, псевдоупругости, обратимой памяти формы в пористом сплаве Ti–48.0ат%Ni, полученном методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Методом оптической микроскопии установлено, что пористость образцов составляет 63 ± 5 %. Для того, чтобы увеличить объемную долю сплава, способную претерпевать термоупругие мартенситные переходы, образцы отожгли при температуре 500 °С в течение 1 часа. Показано, что после указанной термообработки в пористом сплаве присутствуют области фазы TiNi с концентрацией никеля 50,0 ат% и области фазы TiNi с концентрацией никеля 50,7 ат.%. Объемная доля этих областей сопоставима и каждая составляет 25–30 %, остальной объем занимают частицы вторичных фаз Ti_3Ni_4 , Ti_2Ni .

Установлено, что в сплаве Ti – 48.0 ат. % Ni, проявляется эффект памяти формы при нагревании предварительно деформированных образцов. Увеличение остаточной деформации приводит к росту величины эффекта памяти формы, реализуемого за счет обратных переходов в заникеленных и эквиатомных областях фазы TiNi. Установлено, что пористый сплав не проявляет эффект обратимой памяти формы.

Обнаружено, что пористый сплав Ti – 48.0 ат. % Ni, проявляет эффекты пластичности превращения и памяти формы при охлаждении и нагревании под нагрузкой. Изменение деформации при изменении температуры определяется типом мартенситного перехода, реализуемого в сплаве. Величина эффекта памяти формы намного меньше величины эффекта пластичности превращения, что свидетельствует о том, что в пористом сплаве в процессе мартенситного перехода под напряжением происходит пластическое течение. Сравнение величины эффектов пластичности превращения и памяти формы, реализуемых в областях фазы TiNi с различной концентрацией никеля, показало, что наиболее интенсивно пластическая деформация накапливается в эквиатомных областях фазы TiNi.

Показано, что неупругое восстановление деформации при разгрузке (псевдоупругость) не наблюдается ни при каких температурах деформирования. Это связано с двумя причинами: во-первых, с пористой структурой сплава, которая способствует тому, что в межпоровых перегородках малого сечения локальные напряжения превышают предел текучести и эти перегородки деформируются пластически. Во-вторых, сплав содержит 25 % фазы TiNi с концентрацией никеля 50,0 ат. %, которая характеризуется низким пределом текучести. В совокупности обе причины приводят к тому, что в процессе нагружения сплав деформируется за счет обычной пластической деформации, а не за счет наведения мартенситной фазы, поэтому эффект псевдоупругости в исследуемом сплаве не наблюдается.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 15-08-05021-а

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.

Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия,
alekspb@list.ru

Работа посвящена изучению влияния максимальной температуры в цикле на изменение свойств сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ при термоциклировании через температурные интервалы мартенситных превращений. Исследование проводили на проволочных образцах сплава $TiNi$ (ООО «МАТЕКС-СПФ») диаметром 0,5 мм и длиной 100 мм, которые были предварительно подвергнуты отжигу при температуре 500 °С в течение 1 часа. После отжига сплав испытывал $B2 \rightarrow B19'$ мартенситное превращение при охлаждении и $B19' \rightarrow B2$ превращение при нагреве. Образцы подвергли термоциклированию со скоростью 5 °С/мин в интервалах температур $140 \div 0$ °С и $200 \div 0$ °С. Во время термоциклирования регистрировали температуру образца и его удельное электросопротивление 4-х зондовым методом. После 5-го и 15-го термоцикла были выполнены выдержки при комнатной температуре продолжительностью 14 часов. После 10-го термоцикла производили выдержку в течение 86 часов. Температуры мартенситных переходов определяли по зависимостям удельного сопротивления от температуры, а изменение плотности дефектов оценивали по изменению электросопротивления при постоянных температурах 140 °С и 25 °С, при которых сплав находился в аустенитной и мартенситной фазах, и по изменению полуширины пиков на рентгенограммах.

В работе установлено, что максимальная температура в термоцикле влияет на изменения температур мартенситных превращений при термоциклировании сплава $TiNi$. Чем выше максимальная температура в термоцикле, тем меньше температуры мартенситных переходов смещаются за один термоцикл. Поскольку изменение температур мартенситных превращений при термоциклировании связывают с изменением плотности дефектов в сплаве, то в работе было изучено как термоциклирование в различных температурных интервалах влияет на изменение плотности дефектов. Полученные результаты показали, что с увеличением номера термоцикла удельное электросопротивление возрастает, и скорость возрастания была тем больше, чем ниже максимальная температура в цикле. Поэтому можно заключить, что увеличение максимальной температуры в цикле уменьшает прирост плотности дефектов при термоциклировании. Это хорошо согласуется с данными рентгеноструктурного анализа, которые показали, что полуширина рентгеновского пика (002) $B19'$ при термоциклировании в интервале температур $140 - 0$ °С возрастает быстрее, чем при термоциклировании в интервале $200 - 0$ °С.

Обнаружено, что выдержка образцов при комнатной температуре приводит к увеличению температур мартенситных превращений и уменьшению электросопротивления, которые восстанавливаются до прежнего значения за нескольких следующих термоциклов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ № 16-31-60043 мол_a_дк

МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ МЕДИ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ ПАЛЛАДИЯ

Волков А.Ю., Костина А.Е., Новикова О.С., Волкова Е.Г.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия
volkov@imp.uran.ru*

Медь и ее сплавы широко используются в промышленности в качестве проводниковых материалов в различных электрических приборах и электронных устройствах. Однако, чистая медь имеет низкие прочностные свойства. Одним из способов упрочнения меди является легирование. Целью данной работы является изучение микроструктуры и физико-механических свойств сплавов Cu–Pd, содержащих не более 8 ат.% палладия.

Проведено изучение эволюции структуры, микротвердости и удельного электросопротивления в процессе длительных низкотемпературных отжигов образцов сплавов Cu–Pd, находящихся в двух исходных состояниях: предварительно деформированном и закаленном от 800°C. Образцы исследуемых сплавов деформировались прокаткой или волочением при комнатной температуре от слитка диаметром 8 мм до проволоки диаметром 0.22 мм (для резистометрии) и пластинок толщиной 0.2 мм (для рентгеноструктурного анализа и измерений микротвердости). Полученные образцы изотермически отжигали в температурном интервале от 150 до 450 °C (с шагом в 50°) с последующим охлаждением в воде. Максимальная продолжительность отжига составляла 3,5 месяца. Всего в работе было исследовано 6 бинарных сплавов Cu–Pd. Также проводилось изучение структуры и свойств образцов чистой меди после аналогичных обработок.

По результатам рентгеноструктурного анализа сделан вывод о том, что во всех исследованных сплавах формируется ГЦК твердый раствор. Установлено, что прочностные свойства сплавов Cu–Pd выше, чем у чистой меди. С увеличением содержания палладия прочность сплавов возрастает, а электропроводность снижается, при этом существенно расширяется температурный интервал стабильности структуры. К примеру, добавка палладия в медь в количестве нескольких десятых долей процента позволяет расширить температурный интервал стабильности структуры на 150° и повышает предел текучести на 20% при минимальной потере электропроводности. Электрическая проводимость исследованных сплавов Cu–Pd меняется от 76% IACS при содержании палладия 0,5 ат.% до 27% IACS с 5,9 ат.% палладия.

При исследовании сплавов Cu–5,9ат.%Pd и Cu–8ат.%Pd обнаружено повышение микротвердости и удельного электросопротивления после отжигов при температурах 250 и 300°C, причем предварительная деформация значительно усиливает этот эффект; рентгеновские дифрактограммы при этом не изменяются и соответствуют ГЦК-твердому раствору. Методом электронной микроскопии на просвет обнаружено состояние ближнего порядка в закаленном сплаве Cu–8ат.%Pd, длительные отжиги приводят к формированию микрообластей упорядоченной L1₂ фазы. Сделан вывод о том, что общепринятая фазовая диаграмма системы медь–палладий нуждается в уточнении.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Деформация», № 01201463327) и при поддержке УрО РАН (проект № 15-17-2-11).

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОКОМПОЗИТА

Микушина В.А.¹, Смолин И.Ю.^{1,2}, Сидоренко Ю.Н.¹

¹ТГУ, ²ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

mikushina_93@mail.ru,

smolin@ispms.ru,

yus911@rambler.ru

Изделия из керамических материалов используются в хирургической медицине для создания «заменителей» поврежденных или разрушенных тканей человеческого тела. Для создания костных протезов большой интерес проявляется к пористым керамическим материалам на основе диоксида циркония, характеризующимся высокой прочностью, а также прекрасной биосовместимостью с живыми тканями организма человека [1, 2]. Поэтому изучение механических свойств композиционных керамических материалов с разной внутренней структурой является важной и актуальной задачей. Среди таких свойств можно отметить упругие характеристики и прочность, которые определяют применимость и надежность импланта.

Целью данной работы является численное моделирование механического поведения биокompозита «циркониевая керамика – кортикальная костная ткань» с учетом накопления повреждений с использованием многоуровневого подхода. Построена двумерная геометрическая модель биокompозита, согласно которой, биокompозит представляет собой пористую керамику на основе диоксида циркония, заполненную кортикальной костной тканью. Поры керамического имплантата описывается явным образом в виде круговых включений и хаотично размещены в пределах моделируемого объема с полидисперсным распределением по размерам.

Расчет параметров напряженно-деформированного состояния объема биокompозита на мезоскопическом уровне производился с помощью метода конечных элементов в двумерной постановке. Рассматривался случай квазистатического одноосного нагружения и упруго-хрупкая модель материала. Учитывая нелинейный характер задачи, обусловленный учетом влияния эффекта накопления повреждений, для ее решения использовался метод пошагового нагружения. При выполнении критерия разрушения в элементарных объемах биокompозита рассчитывался параметр поврежденности мезообъема для каждой компоненты композита.

В результате проведенного моделирования определены эффективные механические характеристики керамического биокompозита. Исследована эволюция законов распределения мезоскопических напряжений в компонентах биокompозита в процессе его деформирования с учетом накопления повреждений вплоть до выполнения критерия макропрочности. Показано, что накопление повреждений влияет на параметры законов распределения характеристик напряженно-деформированного состояния биокompозита.

1. Дубок В.А., Проценко В.В., Шинкарук А.В. и др. Новое поколение биоактивных керамик – особенности свойств и клинические результаты // Ортопед. травматол. и протезир. – 2008. – №3. – С.91–95.
2. Канюков В.Н., Стрекаловская А.Д., Килькинов В.И. Материалы для современной медицины. – Оренбург: ГОУОГУ, 2004. – 113с.

ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СЕГМЕНТА ШЕЙНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ НАКЛОНЕ ВПЕРЕД

Рикун Ю. А.^{1,а}, Колмакова Т. В.^{1,2,б}, Телегина А. В.^{1,в}

¹*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия*

^аyulirik.93@mail.ru,

^бkolmakova@ftf.tsu.ru,

^вalina.olimp.e@gmail.com

Современная медицина все чаще сталкивается с проблемой оптимального выбора имплантата, способного восстановить утраченные функции организма. Адекватный выбор имплантатов играет решающую роль, поскольку неправильный выбор может привести к ухудшению состояния пациентов. Использование методов компьютерного моделирования создает предпосылки для более глубокого понимания закономерностей функционирования человеческого организма в норме и при патологиях, способствующего разработке рекомендаций по созданию имплантатов замещающих отдельный орган или его часть и эффективных методов коррекции системы в целом.

Целью данной работы является исследование напряженно-деформированного состояния сегмента шейного отдела позвоночника при наклоне головы вперед.

Разработан и реализован алгоритм построения геометрической модели сегмента позвоночника в системе конечно-элементного анализа ANSYS на языке APDL. Геометрическая модель сегмента позвоночника строилась на основе литературных данных экспериментально полученных размеров. Геометрическая модель состоит из позвонков С3 и С4, ножек позвонков, межпозвоночного диска, фасеточных суставов, межкостистой связки, задних дуг позвонков, остистых, поперечных и суставных отростков. В позвонках учитывается наличие компактной и губчатой костных тканей. Материал структурных элементов сегмента считался изотропным.

Полученное распределение полей напряжений по Мизесу в сегменте показало, что наибольшие напряжения локализуются в местах крепления ножек к телам позвонков.

Проводилось исследование влияния дегенеративных изменений межпозвоночного диска на деформационное поведение сегмента при наклоне вперед. Дегенеративные изменения межпозвоночного диска моделировались посредством уменьшения высоты диска и увеличения его модуля упругости в соответствии с литературными данными [1,2]. Результаты расчетов показали, что уменьшение высоты межпозвоночного диска и увеличение его модуля упругости приводят к снижению подвижности позвонка С3 в сегменте

1. Effective modulus of the human intervertebral disc and its effect on vertebral bone stress / H. Yang [et al.] // Journal of Biomechanics. – 2016. – Vol. 49. – No. 7. – P. 1134–1140.
2. Кремер Ю. Заболевания межпозвоночных дисков / Ю. Кремер ; пер. с англ. ; под общ. ред. проф. В. А. Широкова. – М. : МЕДпресс-информ, 2013. – 472 с.

СТРУКТУРНО - МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ДЕФОРМАЦИИ ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Теплякова Л.А., Куницына Т.С.

Томский архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия

kma11061990@mail.ru

Состав сплава ВТ6 подобран таким образом, что он обладает высокой прочностью и хорошей пластичностью. Однако этот сплав проявляет ярко выраженную локализацию деформации при воздействии ударного нагружения. Очевидно, что локализация деформации в данном сплаве связана с особенностями структурно-фазового состояния и закономерностями его изменения при высокоэнергетическом механическом воздействии. Между тем, сплав ВТ6 в этом отношении мало изучен даже в условиях статического нагружения.

Установлено, что дефектная структура этого сплава до нагружения является многоуровневой системой, структурно-масштабными элементами которой в порядке уменьшения масштаба являются: зерно, колония, ламель, α - и β -пластины, микродвойники, дислокационная субструктура.

Настоящая работа посвящена изучению закономерностей эволюции дефектной структуры двухфазного титанового сплава ВТ6 на всех указанных структурно-масштабных уровнях. Сплав был деформирован сжатием в широком интервале степеней деформации вплоть до разрушения. Изучение дефектной структуры проводилось методом оптической микроскопии; сканирующей и дифракционной электронной микроскопии, а также методом рентгеноструктурного анализа.

Исследование деформационного рельефа и внутренней структуры сплава показали, что в ходе пластической деформации происходит активизация призматического скольжения, огрубление ступенек на межфазных границах в ламелях. С ростом степени деформации скалярная плотность дислокаций увеличивается в обеих фазах, причем плотность дислокаций в α -фазе с ростом степени деформации увеличивается быстрее, чем в β -фазе. В частности, показано, что одним из условий, предшествующих разрушению исследованного сплава является достижение одинаковой величины скалярной плотности дислокаций в α - и β -фазах.

С увеличением степени пластической деформации в сплаве ВТ6 развиваются процессы поляризации дислокационной структуры об этом свидетельствует появление большого количества экстинкционных контуров. При достижении степеней деформации близких к разрушению, процессы поляризации продолжают интенсивно развиваться, что приводит к формированию в образце типа субструктуры, известной в литературе как субструктура с непрерывными разориентировками.

В области, прилегающей к макротрещине образца, в сплаве формируется блочная (фрагментированная) субструктура. В масштабах колонии формирование этого типа субструктуры связано с разрушением межфазных границ. Первые участки с фрагментированной субструктурой формируются, естественно, в областях острых стыков колоний, а, значит, и ламелей. Углы разориентации в этом случае достигают нескольких градусов. Фрагменты в масштабах колонии разориентированы чаще всего по межфазной границе. Фрагментация на более мелком масштабном уровне (масштаб ламелей и пластин α - и β -фазы) выражается в том, что отдельные ламели выглядят нарезанными на квадраты со стороны, примерно равной толщине α -пластин, границы разориентации в этом случае перпендикулярны межфазным границам.

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СОЗДАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ НАНОЦЕНТРА ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ"

Барихтин Б.К., Вознюк А.В., Жуков А.С., Кузнецов П.А.

*НИИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»,
Санкт-Петербург, РФ,
npk3@crism.ru*

Целью работы являлось изготовление опытных образцов из порошков аустенитных нержавеющей сталей методом селективного лазерного сплавления, оценка механических свойств полученных композиций, установление взаимосвязей между прочностью и химическим составом материала, а также параметрами построения.

Селективное лазерное сплавление порошков производилось на установке EOSINT M270. Порошки сплавливались при мощностях 175, 185, 190 Вт и скоростях сканирования 600, 650, 700, 750, 800 мм/с. Толщина сплавленного слоя порошка составляла 40 мкм. При обработке результатов для удобства расчетов было введено понятие удельного энергозатрат как отношения мощности лазерного излучения к скорости сканирования.

Были проведены стандартные механические испытания на одноосное растяжение (ГОСТ 1497) и ударную вязкость (ГОСТ 9454). Во всех экспериментах зафиксирован рост механических свойств при увеличении мощностно-скоростных параметров построения. Механические испытания одноосным растяжением показали, что значения пределов текучести и прочности спеченных образцов превышают типовые механические параметры монолитных образцов аналогичного химического состава. Значения твердости полученных материалов единообразно зависели от мощности лазера.

В местах локального анализа химического состава полученные данные указывают на существенные отличия в концентрациях химических элементов по сравнению с базовыми составами порошковых композиций.

Методами металлографии выполнены структурные исследования. Обнаружено, что при увеличении скорости сканирования структура образцов претерпевает изменения. При скорости 650 мм/с структура представляет собой турбулентные завихрения, которые сосредоточены внутри области каплевидной формы, формирующиеся сканирующим лазерным лучом. Увеличение скорости сканирования до 750 мм/с приводит к практически полному исчезновению турбулентной составляющей и возникновению сетчатой структуры.

Сложная морфология образующейся структуры и химическая неоднородность в распределении химических элементов указывают на смесь разномасштабных механизмов реакционной и объемной диффузии. Независимо от стабильности облучаемого объема, могут образовываться зародыши любых кристаллических структур с любым химическим составом.

1. Барихтин Б.К., Вознюк А.В. и др. Структурно-механическое состояние аддитивного материала в условиях горячей пластической деформации, 2016 // Деформация и разрушение материалов, №4 – 2016. – С.22-32.
2. Металлы и сплавы. Анализ и исследование. Физико-аналитические методы исследования металлов и сплавов. Неметаллические включения: Справ. / Б.К. Барихтин, А.М. Немец; под ред. Б.К. Барихтина — СПб.: НПО «Профессионал», 2006. — 490 с: ил., 8 л. ил.

СЖАТИЕ УЗЛА МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ ПОРОШКА

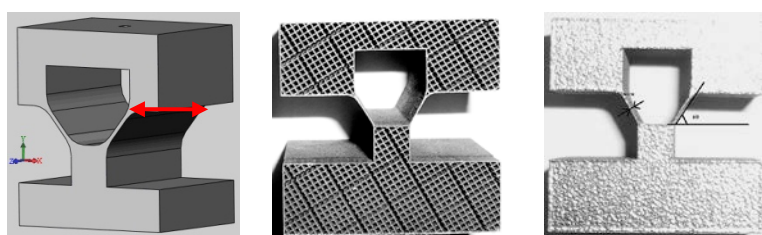
Барахтин Б.К. Вознюк А.В. Кузнецов П.А. Широкина Е.А.

ФГУП «ЦНИИ КМ «ПРОМЕТЕЙ», Санкт-Петербург, Россия.
mail@crism.ru.

Производство изделий сложной формы методом селективного лазерного сплавления порошков инициировала активные научные и практические изыскания в выборе геометрических моделей, технологических режимов сплавления и доступных материалов, позволяющих изготавливать прочные и легкие конструкции.

Цель работы – определение механической устойчивости и механизмов пластической деформации и разрушения несущих элементов конструкции, работающих в условиях сжатия.

В качестве простого механического объекта (клипсы) спроектирована мелкоячеистая модель в виде двух форм («П-образного» и перевернутого «Г-образного» видов),



соединенных плоскими связующими пластинами (рисунок). По выбранной модели на технологической платформе установки EOSINT M270 с помощью твердотельного лазера мощностью 200 Вт, работающего в непрерывном режиме, изготовлена серия клипс для последующих механических испытаний. Для изготовления клипс использован порошок стали типа 316 L, состоящий из гранул размерами 45 ± 15 мкм.

Рис. Геометрическая модель клипсы (слева), вид ее технологической платформы (в центре) и образец (справа), изготовленный методом селективного лазерного сплавления стального порошка. Связующие пластины показаны красной стрелкой

порошок стали типа 316 L, состоящий из гранул размерами 45 ± 15 мкм.

По результатам проведенной работы можно заключить следующее:

1. В материале, получаемом методом селективного лазерного сплавления порошков, могут образовываться микрообласти с разными механическими свойствами.

2. Строение СЛСП материала допустимо рассматривать как неоднородную структуру кристаллизации с межфазным слоем.

3. В изделиях с конструктивными усилениями, работающими в условиях сжатия, возможно проявление механической неустойчивости материала вследствие выпучивания и истощения запаса пластичности. В конструктивных усилениях применение СЛСП материалов допустимо, поскольку за счет неоднородного строения с межфазным слоем вероятно проявление эффекта ауксетики и роста упругих модулей.

4. Ориентация и протяженность объемов сплавления, а также упругопластическая аккомодация их границ являются определяющими структурными факторами.

1. Барахтин Б.К., Бобырь В.В., Вознюк А.В., Деев А.А., Жуков А.С., Кузнецов П.А. Опыт применения установки EOSINT M270 в технологии селективного сплавления порошков разного химического состава // Вопросы материаловедения.-С.1-5.
2. Edward D. Herderick. Additive Manufacturing in the Minerals, Metals and materials Community: Past, Present and Exciting Future // JOM, 2016.- v.68, №3.- С.721-723.
3. Дж. Коллинз. Повреждение материалов в конструкциях. Анализ, предсказание, предотвращение.- М.: Мир, 1984.- 624 с.

ДИФфуЗИОННЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ TiNi

Полетика Т.М., Лотков А.И., Гирсова С.Л., Кашин О.А., Гришков В.Н., Круковский К.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

poletm@ispms.tsc.ru

Для улучшения функциональных свойств и сохранения уникальных механических свойств сплавов TiNi в качестве материалов медицинского назначения используют различные способы модификации поверхности, из которых наиболее эффективной является ионно-плазменная обработка. Метод плазменно-иммерсионной ионной имплантации с осаждением отличается возможностью существенно повышать биосовместимость медицинских изделий из TiNi, имеющих сложную геометрию. При этом поверхностное легирование материала облегчается под действием термически активированной диффузии. В то же время стимулирование диффузионных процессов создает условия для развития в TiNi концентрационных неоднородностей и распада твердого раствора, что неизбежно приводит к изменению схемы и температур мартенситных превращений. Природа и механизмы протекания данных процессов в поверхностных ионно-модифицированных слоях TiNi остаются не ясными, что во многом связано с недостатком структурных исследований в этом направлении.

В настоящей работе проводили плазменно-иммерсионную ионную обработку поверхности образцов TiNi (Ti–50.8 ат. % Ni) ионами Si на установке «СПРУТ» (НИ ТГУ) с различными режимами (импульсное отрицательное напряжение смещения $U_s \leq 1000$ В, $f = 30$ кГц, $T \leq 300^\circ\text{C}$, мощность магнетронов P до 0,8 кВт, $t \leq 60$ мин). Для структурных исследований образцов в поперечном сечении использовали метод ПЭМ на оборудовании ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН: JEM 2100 (JEOL), EM 09100IS (JEOL). Химический состав приповерхностного слоя определяли с помощью методов ЭДС, РФС.

Показано, что легирующий Si содержится в наружном аморфном оксидном слое TiO_2 толщиной около 10 нм и в нижележащем ионно-модифицированном слое TiNi толщиной до 80 нм. В приповерхностных слоях материала содержание Si находится на пределе обнаружения спектрометра.

Установлено, что в процессе ионно-плазменной обработки в приповерхностных слоях TiNi происходит низкотемпературное старение сплава с выделением ряда избыточных фаз преимущественно по гомогенному механизму распада. Особенностью процесса распада является неоднородность его развития внутри B2 структуры, что может быть связано с диффузионно-контролируемым перераспределением атомов Ti и Ni. Преимущественно наблюдаются обогащенные Ni выделения β' - фазы размером 3–5 нм, изоструктурные и когерентные с B2-матрицей. Возможно образование когерентных частиц Ti_3Ni_4 линзовидной и пластинчатой формы.

Установлено, что приповерхностные слои TiNi находятся в B2+R структурном состоянии. При охлаждении образуется R-мартенсит разнообразной морфологии: от одиночных плоских и линзовидных кристаллов до пакетов пластинчатого мартенсита. Преобладает гетерогенный характер зарождения кристаллов R-мартенсита в локальных полях напряжений около различных частиц и структурных дефектов. Превращенной B19' фазы не обнаружено.

Обсуждаются вопросы влияния обнаруженных диффузионно-контролируемых процессов в поверхностных слоях TiNi на характер и температуры мартенситных превращений.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУШЕНИЕ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИХ ИЗГОТОВЛЕНИИ

^{1,2}Лотков А.И., ¹Кашин О.А., ¹Круковский К.В., ¹Гришков В.Н., ³Кудряшов А.Н.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия*

³*ООО «Ангиолайн», г. Новосибирск, Россия
okashin@ispms.tsc.ru*

В последние годы в лечебной практике для восстановления просвета стенозированных периферических кровеносных сосудов широко используются саморасширяющиеся стенты из сплавов на основе никелида титана. В России практически нет промышленного производства таких стентов и в основном при операциях используются стенты зарубежного производства. В связи с этим, исследования, направленные на создание в России промышленного производства этой продукции, не уступающей или превосходящей по своим характеристикам зарубежные аналоги являются актуальными.

К настоящему времени ведущими зарубежными фирмами-изготовителями (в частности, Abbott Vascular и Medtronic, которые обеспечивают около 60 % потребностей российского рынка) разработано и выпускается значительное количество саморасширяющихся стентов из никелида титана различного дизайна и геометрических размеров. Принципиальная технологическая схема изготовления таких стентов известна. Основными технологическими операциями являются лазерная вырезка заготовки стента из тонкостенной нитиноловой трубки диаметром $1,3 \div 2$ мм, задание конечного диаметра стента путём отжига на формообразующих оправках и обработка поверхности стентов для получения необходимого класса чистоты. Однако технологические режимы во многом является «ноу-хау» фирм-изготовителей. В то же время технологические режимы во многом определяют эксплуатационные характеристики стентов.

В настоящей работе исследовано влияние дизайна стента, степени деформации при размещении заготовки стента на оправке для задания формы, температуры и длительности отжигов стентов на формообразующих оправках на сохранение целостности стента при его изготовлении. Исследования выполнены на стентах двух типоразмеров с конечным диаметром 4 и 8 мм. Установлено, что при размещении заготовок стентов сразу на оправках с конечным диаметром стентов деформации в отдельных элементах стентов могут быть значительными и в отдельных случаях приводить к разрушению этих элементов. Предложено задание формы стентов из заготовок проводить поэтапными отжигами с постепенным увеличением диаметра оправок. Проведена оценка возникающих деформаций и напряжений на каждом этапе с учётом дизайна стентов. Обнаружено, что при определённой последовательности формообразующих отжигов при различных температурах может происходить неконтролируемое изменение формы стентов и разрушение его элементов. Предположено, что такой эффект связан с формированием при отжиге внутренней субструктуры с высокими остаточными напряжениями, которые обуславливают развитие значительных реактивных напряжений. На основании полученных результатов сформулированы рекомендации по режимам термомеханических обработок стентов при их изготовлении.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП № 14.578.21.0118, уникальный идентификатор проекта RFMEFI 57815X0118.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

¹Кашин О.А., ¹Круковский К.В., ^{1,2}Лотков А.И., ³Кудряшов А.Н.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия*

³*ООО «Ангиолайн», г. Новосибирск, Россия*
okashin@ispms.tsc.ru

Разработка и организация промышленного производства медицинских сердечно-сосудистых имплантатов из сплавов на основе никелида титана, применение которых основано на реализации эффектов памяти формы и сверхэластичности, является актуальной задачей. Для решения этой задачи требуется проведение прикладных исследований, направленных на разработку технологии изготовления этих имплантатов.

В настоящее время в лечебной практике для восстановления просвета стенозированных периферических кровеносных сосудов широко используются саморасширяющиеся стенты из сплавов на основе никелида титана. Одним из необходимых условий применения сердечно-сосудистых имплантатов в медицинской практике является обеспечение стентам требуемых механических характеристик. Для внутрисосудистых стентов механические характеристики и методы их определения регламентированы международным стандартом ISO 25539-2:2008 "Cardiovascular implants - Endovascular devices – Part 2: Vascular stents".

В настоящей работе экспериментально определены механические свойства саморасширяющихся периферических стентов из никелида титана, изготовленных по лабораторному технологическому регламенту, разработанному в ИФПМ СО РАН совместно с ООО «Ангиолайн». Для повышения биосовместимости стентов с тканями и жидкостями организма проводили модификацию поверхности стентов методом плазменно-иммерсионной ионной обработки ионами кремния по технологическим режимам, разработанным в НИ ТГУ. Для сопоставления полученных характеристик разрабатываемых стентов с зарубежными аналогами были проведены исследования механических свойств саморасширяющихся периферических стентов из никелида титана производства фирмы Abbott Vascular.

На основании анализа диаграмм «нагрузка-разгрузка», полученных при различных температурах при сжатии стента между плоскопараллельными пластинами, при сжатии сосредоточенной нагрузкой установлено значительное влияние на механические свойства дизайна стентов, определяющего геометрические размеры элементов стента, их форму и взаимное расположение, а также температуры конца обратного мартенситного превращения. По диаграммам определены степень формовосстановления стентов после деформации, величина деформации стентов, при которой происходит реализации эффекта сверхэластичности в отдельных элементах стента. Полученные характеристики для разрабатываемых стентов близки к таковым для стентов фирмы Abbott Vascular. Модификация поверхности стентов ионами кремния привела к некоторому снижению механических характеристик стентов. Выяснение причин этого эффекта является предметом дальнейших исследований. На основании полученных результатов сформулированы рекомендации по формированию дизайна стентов.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта ФЦП № 14.578.21.0118, уникальный идентификатор проекта RFMEFI 57815X0118.

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ САМОРАСШИРЯЮЩИХСЯ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

¹Круковский К.В., ¹Кашин О.А., ^{1,2}Лотков А.И., ¹Бобров Д.И., ³Кудряшов А.Н.

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия*

²*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия*

³*ООО «Ангиолайн», г. Новосибирск, Россия*
okashin@ispms.tsc.ru

В настоящее время в лечебной практике для восстановления просвета стенозированных кровеносных сосудов широко используются металлические стенты. После имплантации эти устройства пожизненно остаются в организме человека. При этом стенты в кровеносных сосудах постоянно испытывают циклические нагрузки, связанные как с изменением диаметра сосуда при изменении артериального давления, так и с деформацией в результате естественных движений человека. Поэтому одним из необходимых условий успешного использования таких имплантатов является их высокая усталостная прочность и долговечность. Для определения этих характеристик используются ускоренные усталостные испытания. Для внутрисосудистых стентов международным стандартом ISO 25539-2:2008 "Cardiovascular implants - Endovascular devices – Part 2: Vascular stents" установлено нормативное количество циклов нагружения (4×10^8 циклов), которое не должно приводить к нарушению целостности стентов. Это количество циклов рассчитано из предположения о 10-летней работе имплантата в организме человека при частоте пульса 70 ударов в минуту.

Описанные в литературе устройства по определению усталостной долговечности стентов чаще всего основаны на использовании изменения диаметра полимерной трубки, имитирующей кровеносный сосуд, в которую помещён стент соответствующего диаметра, при подаче жидкости (как правило – физиологического раствора) под давлением, моделирующим артериальное давление. В такой схеме обязательно должна быть гидравлическая система с регулируемой вариацией давления. В других типах устройств долговечность стентов определяется при изгибной деформации.

Устройства по определению усталостной долговечности стентов достаточно сложные, и в основном представлены зарубежными фирмами. В ИФПМ СО РАН разработана сравнительно простая исследовательская установка, в которой циклическое нагружение реализуется по схеме «изгиб с вращением». Такая схема нагружения является наиболее жёсткой, поэтому стенты, выдержавшие испытания на такой установке, с гарантией сохраняют целостность в условиях их реальной эксплуатации. Стент помещается внутри силиконовой трубки, концы которой закреплены в подшипниках. Изменяя расположение подшипников, что предусмотрено конструкцией установки, можно изменять радиус изгиба, определяющий размах деформации при циклировании. Одновременно на установке можно испытывать до 5 стентов, в том числе и различающихся по диаметру. Все испытания проводятся при погружении стентов в физиологический раствор, имеющий температуру $(37 \pm 2)^\circ\text{C}$, которая поддерживается с помощью термостата. Частоту циклирования можно варьировать вплоть до 60 Гц независимо для каждого стента. Контрольные испытания саморасширяющихся стентов из никелида титана показали надёжность установки, а также выявили зависимость усталостной долговечности от дизайна стентов.

РЕЖИМЫ С ОБОСТРЕНИЕМ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ОБРАЗЦОВ КЕРАМИКИ

Смолин И.Ю., Макаров П.В., Кульков А.С., Микушина В.А., Красновейкин В.А.

ИФПМ СО РАН, ТГУ, Томск, Россия

smolin@ispms.ru

Хорошо известно, что заключительная стадия макроскопического разрушения развивается как катастрофа в сверхбыстром режиме с обострением. Однако особенности этой стадии не достаточно хорошо изучены. Для прогноза разрушения особый интерес представляет как сама стадия сверхбыстрого катастрофического разрушения, так и механическое поведение среды в состоянии самоорганизованной критичности перед выходом разрушения на режим с обострением с целью выявления предвестников перехода процесса разрушения в катастрофическую стадию.

В работе экспериментально изучено механическое поведение хрупких керамических образцов перед катастрофической стадией и выход на режим с обострением. Образцы оксидной керамики испытывались на трехточечный изгиб с помощью испытательного прибора DVT GP D NN фирмы Devotrans.

Скорости смещения поверхности нагруженных образцов записывались с помощью лазерного доплеровского вибromетра фирмы Polytec (лазерная сенсорная головка OFV-505, контроллер OFV-5000 с декодером VD-09). Частота записи при измерениях составляла 48 кГц, точность измерения скорости по амплитуде — 0,1 мкм/с. Измеренная продолжительность стадии режима с обострением составляет 0,3–0,5 мс.

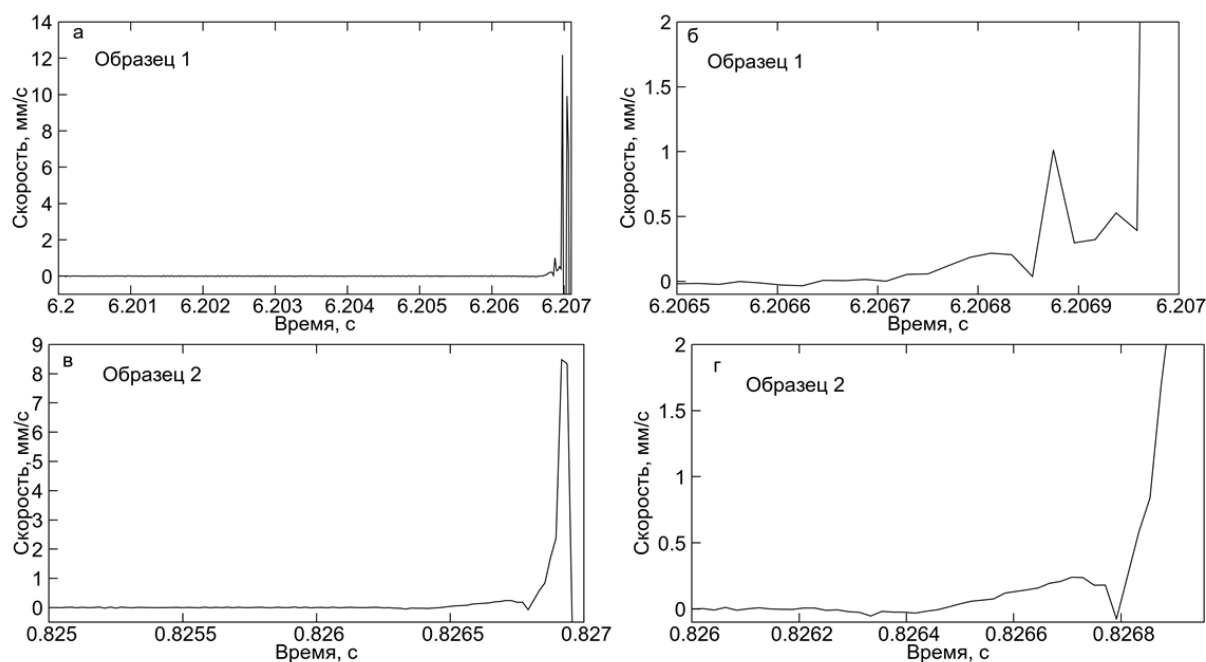


Рис. 1. Изменение скорости боковой свободной поверхности двух образцов при трехточечном изгибе в разные моменты времени по мере приближения к моменту разрушения

Выявлен ряд особенностей механического отклика перед катастрофическим разрушением, связанных со стадийностью изменения скорости свободной поверхности.

Данное научное исследование выполнено в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы и при поддержке Программы повышения конкурентоспособности ТГУ.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТРАБЕКУЛЯРНОЙ КОСТИ ОКОЛОСУСТАВНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ В СРАВНЕНИИ С ОСТЕОЗАМЕЩАЮЩИМИ МАТЕРИАЛАМИ

Зайцев Д.В.¹, Гилев М.В.², Липин Г.И.², Волокотина Е.А.², Антониади Ю.В.²,
Измоленова М.Ю.²

¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург
²Уральский Государственный Медицинский университет,
Екатеринбург

Внутрисуставные импрессионные переломы костей конечностей, зачастую требуют хирургического вмешательства с использованием технологии замещения костных дефектов различными остеозамещающими материалами. Успех операции во многом определяется совместимостью используемых материалов с костной тканью, включая механические свойства. Поэтому, целью данной работы было изучение прочностных свойств при одноосном сжатии трабекулярной кости человека околосуставной локализации в сравнении со свойствами остеозамещающих материалов. Для этого, из пяточной кости в области таранной суставной поверхности, большеберцовой кости в области мыщелков и лучевой кости в области дистальной ее части были изготовлены цилиндрические образцы диаметром 6мм и высотой 6мм. При этом ось цилиндра/направление сжатия совпадала с направлением нагружения кости при ходьбе. Для сравнения были выбраны 3 широко применяемых в травматологии и ортопедии материала (ксенокость, Ca_3PO_4 (керамика) и волокнистый композит на основе углерода) из которых были изготовлены образцы аналогичных размеров. Испытания на сжатие выполняли на установке Shimadzu AG-X 50kN с скоростью перемещения траверсы 0,5 мм/мин.

Испытания показали, что существенных различий в прочностных свойствах между пяточной, лучевой и большеберцовой мыщелковой кости не наблюдается. Образцы трабекулярной кости упруго/линейно деформируются до $3,26 \pm 0,62\%$, достигая максимального напряжения $8,76 \pm 2,57 \text{ МПа}$. После чего напряжение снижается примерно на 50%, и образец далее деформируется без разрушения. Модуль Юнга образцов из кости равнялся $0,42 \pm 0,16 \text{ ГПа}$. Деформационное поведение ксенокости под нагрузкой качественно было подобно поведению трабекулярной кости. Однако модуль Юнга, максимальное напряжение и упругая деформация были значительно ниже $0,12 \pm 0,06 \text{ ГПа}$, $2,83 \pm 1,17 \text{ МПа}$ и $2,84 \pm 1,16\%$, соответственно. Материалы на основе углерода и керамики по прочности ($113,7 \pm 14,6 \text{ МПа}$ и $28,01 \pm 7,18 \text{ МПа}$) превышали кость и разрушались при достижении максимального напряжения. Модуль Юнга этих материалов был одинаков ($6,56 \pm 1,17 \text{ ГПа}$ для углеродного и $5,87 \pm 1,87 \text{ ГПа}$ для керамики) и выше, чем у кости, тогда как их полная деформация была ниже ($2,61 \pm 0,69\%$ для углеродного и $0,76 \pm 0,07\%$ для керамики). На основании полученных результатов можно заключить, что все испытываемые материалы по своим свойствам не похожи на трабекулярную кость. Использование материалов с меньшим пределом прочности (ксенокость) может привести к накоплению в нём повреждений, что скажется на прочности кости в целом. С другой стороны, применение Ca_3PO_4 и углеродного композита, с более высоким модулем Юнга и меньшей способностью к деформации, чем кость, может привести к возникновению опасных напряжений на границе их соединения и, как следствие, к разрушению. Поэтому, существует необходимость в разработке новых тканеэквивалентных материалов для остеозамещения в околосуставной локализации.

Работа выполнена при поддержке РФФ №15-19-10007.

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Мухаметгалина А.А.¹, Самигуллина А.А.², Жилиев А.П.²,
Назаров А.А.²

¹Бакирский государственный университет, Уфа, Россия

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия

aigul.myxa@yandex.ru

Известно, что наряду с высокими прочностными характеристиками ультрамелкозернистые (УМЗ) и наноструктурные материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), обладают большой запасенной упругой энергией, связанной с неравновесными границами зерен [1]. Для стабилизации структуры как правило применяется отжиг, однако он не всегда эффективен в обеспечении необходимого улучшения механических свойств, так как приводит к росту зерна и снижению эффекта упрочнения. Поэтому в настоящее время возрастает интерес к изучению влияния различных способов физического воздействия на структуру УМЗ материалов с целью улучшения их механических свойств. Одним из таких перспективных методов является ультразвуковая обработка (УЗО).

Ранее в работе [2] было показано снижение внутренних напряжений в никеле, подвергнутом кручению под высоким давлением (КГД), а также увеличение термической стабильности его структуры в результате УЗО. В работах [3, 4] изучали зависимость механических свойств никеля, подвергнутого равноканальному угловому прессованию, от амплитуды ультразвука. Было показано, что эта зависимость является немонотонной, и существует амплитуда ультразвука, при которой все свойства достигают максимума. Открытыми остаются вопросы о механизмах воздействия ультразвука на структуру УМЗ материалов, а также зависимости их свойств от различных параметров ультразвуковой обработки.

В настоящей работе было проведено исследование влияния УЗО с различными амплитудами осциллирующих напряжений сжатия-растяжения на микроструктуру и микротвердость никеля с УМЗ структурой, полученной методом кручения под квазигидростатическим давлением. Амплитуда ультразвука в эксперименте составляла 15, 30, 45, 60 и 90 МПа. Микроструктура исходных и подвергнутых УЗО образцов исследовалась методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD). Проводилось измерение микротвердости образцов в каждом состоянии. Кроме того, проводилась дифференциальная сканирующая калориметрия (ДСК) для каждого состояния. В работе обсуждаются возможные механизмы воздействия ультразвуковых колебаний с различными амплитудами на дефектную структуру УМЗ никеля.

1. Nazarov A.A., Mulyukov R.R. Nanostructured Materials. In: Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology, Ed. Goddard W., Brenner D., Lyshevski S., Iafrate G., CRC Press. 2003. Chapter 22. P. 1-41.
2. А.А. Назарова, Р.Р. Мулюков, В.В. Рубаник, Ю.В. Царенко, А.А. Назаров. ФММ, 2010. Т.110, №6, с.600-607.
3. А.А. Самигуллина, Ю.В. Царенко, В.В. Рубаник и др. Письма о материалах 2, 214 (2012).
4. A.A. Samigullina, A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov et al. Rev. Adv. Mater. Sci. 39, 48 (2014).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА РЕЛАКСАЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В ЗЕРНЕ С ТРЕМЯ ПЛОСКОСТЯМИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Мурзаев Р.Т.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,
Уфа, Россия,
murzaevrt@gmail.com*

Многочисленные экспериментальные исследования показывают, что ультразвуковая обработка вызывает значительные изменения дислокационной структуры кристаллических материалов. В случае умеренных амплитуд, не превышающих динамического предела текучести, наблюдается релаксация внутренних напряжений, связанная с перераспределением дислокаций и формированием более равновесной структуры, что, в свою очередь, приводит к снижению прочности и пластификации материала. Отметим, что к настоящему времени исследование дислокационных систем проводилось, по сути, в бесконечном монокристалле, без учета границ зерен, в том числе, имеющих неравновесную структуру, то есть создающих дальнodelствующиe поля напряжений. В работе исследуется ультразвуковое воздействие на релаксацию неупорядоченных дислокационных систем при помощи компьютерного моделирования. Поведение дислокаций впервые рассматривается в зерне с тремя различными непараллельными плоскостями скольжения. Неравновесное состояние границ моделируется при помощи поля напряжений квадрупольных клиновых стыковых дисклинаций. Ультразвуковая обработка вызывает дислокационную перестройку, которая приводит к уменьшению полей внутренних напряжений внутри зерна. Амплитуда ультразвука и степень неравновесности границ зерен значительно влияют на релаксацию дислокационной структуры. Существуют оптимальные амплитуды, при которых достигается максимальное снижение напряжений. Исследуется зависимость степени релаксации от числа дислокаций системы.

В результате численного эксперимента было обнаружено, что под действием стоячих звуковых волн происходит релаксация внутренних напряжений, связанная с перераспределением решеточных дислокаций. Большинство дислокаций попадает в границы и выстраивается в стенку, не создающую дальнodelствующиx полей напряжений. Остальные дислокации могут образовывать устойчивые неподвижные конфигурации, которые только при высоких амплитудах ультразвукового воздействия имеют возможность дойти до границ зерен. При этом отметим, что в процессе обработки дислокационной структуры ультразвуком наблюдается спад внутренних напряжений в теле зерна, что подтверждается экспериментальными оценками относительного среднеквадратичного изменения напряжений. Понимание механизмов релаксации остаточной дефектной структуры в деформированных поликристаллах позволяет выбирать оптимальный режим ультразвуковой обработки материалов и, таким образом, значительно влиять на их механические свойства.

Работа была поддержана грантом Российского научного фонда № 16-19-10126.

О ПОТЕРЕ УСТОЙЧИВОСТИ ЗАЩЕМЛЕННОЙ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ

Сухотерин М.В.¹, Барышников С.О.¹, Прохоров А.А.²

¹ Государственный университет морского и речного флота имени адмирала
С.О. Макарова, Санкт-Петербург, Россия,

² Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

mv@sukhoterin.com

kaf_math@gumrf.ru; rector@gumrf.ru

Исследуются формы прямоугольной защемленной пластины от действия равномерных поперечной и краевой сжимающей нагрузок, а также только сжимающей нагрузки. Найдены и обсуждаются критические нагрузки.

Поперечная нагрузка разлагается в двойной ряд Фурье. Частное решение задачи также выбирается в виде двойного ряда Фурье с нулевым прогибом на контуре. Невязки по углам поворота устраняются в ходе итерационного процесса двумя видами исправляющих функций – гиперболо-тригонометрических рядов (симметричные формы). При стремлении невязок к нулю в пределе получается точное решение.

В случае одинакового всестороннего сжатия квадратной пластины были выявлены первые несколько интервалов сходимости и расходимости итерационного процесса в зависимости от величины T безразмерной сжимающей нагрузки. Интервалы сходимости (устойчивости): $(0; 2\pi^2)$, $(52,4; 10\pi^2)$, $(110,2; 146)$, ... Интервалы расходимости (неустойчивости): $(2\pi^2; 52,4)$, $(10\pi^2; 110,2)$, ... На интервале $(0; 2\pi^2)$ формы поверхности пластины были аналогичны форме изгиба от действия только поперечной нагрузки; причем с ростом сжимающих усилий росли и прогибы. На интервале $(52,4; 10\pi^2)$ эта форма (выпучина) уже имела противоположное направление, т. е. ранее на интервале расходимости $(2\pi^2; 52,4)$ произошла потеря устойчивости с "хлопком" пластины в обратную сторону. При $T = 90$ стало заметно появление четырех симметричных выпучин вблизи углов пластины в противоположную сторону от основной. После потери устойчивости на интервале $(10\pi^2; 110,2)$ в зоне устойчивости $(110,2; 146)$ формирование поверхности с пятью выпучинами продолжилось. Их направление было таким же, как и вблизи правой границы интервала $(52,4; 10\pi^2)$. Были получены и формы поверхности при $T = 175$ и $T = 180$, которые также имели пять соизмеримых между собой выпучин, но противоположного направления, чем на интервале $(110,2; 146)$, т.е. ранее произошла потеря устойчивости с "хлопком". Можно и далее продолжить подобный процесс исследования при более высоких сжимающих нагрузках.

Левые границы интервалов устойчивости $0; 52,4; 110,2$ и т.д. можно назвать равновесными нагрузками. Критическими нагрузками следует считать нагрузки из интервалов неустойчивости, при которых происходит "хлопок". Их можно найти как значения, при которых прогиб в центре пластины наиболее быстро стремится к бесконечности (при одном и том же числе итераций) и меняет знак. Таким образом были найдены первые два критических значения $T_{cr1} = 37,8$ и $T_{cr2} = 104$. Более строгое исследование интервалов неустойчивого состояния следует проводить в рамках нелинейной теории.

Задача решалась и для случая отсутствия поперечной нагрузки. Приведем спектр критических сжимающих нагрузок для квадратной пластины: 37,8 (S), 58,47 (AS), 85,081 (AS), 104,289 (S), 105,119 (A), 147,291 (AS), 156,25 (S), 211,795 (A). Были получены также спектр равновесных усилий: 52,345 (S), 92,125 (AS), 128,121 (A), 167,03 (S) и соответствующие трехмерные закритические формы равновесия. Здесь S – симметричное решение, A – антисимметричное, SA – смешанное.

РАЗРАБОТКА СИСТЕМЫ ДИАГНОСТИКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА НА ОСНОВЕ АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ ИЗМЕРЕНИЙ

Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Рогачев С.О., Турилина В.Ю.,
Никитин А.В. Аникеев В.И.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»
nikulin@misis.ru

Крупногабаритные детали подвижного состава железнодорожного транспорта (боковые рамы и надрессорные балки тележек грузовых вагонов) являются одними из наиболее ответственных конструктивных элементов грузовых вагонов и изготавливаются из низкоуглеродистой стали типа 20ГЛ с помощью литья. Эти детали, особенно боковые рамы, подвержены разрушению при эксплуатации грузовых вагонов вследствие образования и развития усталостных трещин в местах расположения литейных дефектов. Разрушение боковых рам при движении поездов, как правило, приводит к авариям, которые часто сопровождаются большим экономическим ущербом. Поэтому технологии изготовления, обработки и диагностики боковых рам и других деталей тележек грузовых вагонов постоянно совершенствуются и развиваются.

В настоящее время диагностику боковых рам и других деталей тележек проводят в стационарных условиях, например в вагоноремонтных депо с использованием различных методов неразрушающего контроля. Иногда используют метод акустической эмиссии (АЭ) при механическом нагружении боковой рамы на стенде, позволяющий регистрировать сигналы АЭ от возникающих при таком «лабораторном» испытании дефектов. Однако данные технологические испытания по сути являются «разрушающими», кроме того, используемая схема испытаний не совпадает по напряженно-деформированному состоянию с состоянием рамы при ее реальной эксплуатации, что может приводить к консервативным оценкам состояния боковых рам.

Разрабатываемая система диагностики на основе АЭ-измерений боковых рам и надрессорных балок, работает непосредственно при движении (эксплуатации) вагона, при этом механическое нагружение диагностируемых деталей обеспечивается массой самого движущегося вагона, часть элементов системы диагностики крепится непосредственно на деталях, а другая часть располагается внутри вагона. В процессе движения вагонов, (например, направляемых на плановый ремонт), АЭ-мониторинг позволяет оценить состояние боковых рам и надрессорных балок с точки зрения опасности сформировавшихся в них эксплуатационных дефектов. Такой подход позволит существенно повысить эффективность контроля состояния ответственных деталей подвижного состава.

Система диагностики включает следующие основные компоненты: акустическую антенну с набором датчиков АЭ для регистрации сигналов, малогабаритные измерительные модули АЭ для предварительной обработки сигналов, линии связи для передачи данных между измерительными модулями и вычислительной станцией, вычислительную станцию для приема, архивирования и многоуровневой обработки данных измерений, а также специальное программное обеспечение. В работе представлены результаты разработки, изготовления и лабораторных испытаний макетов основных компонентов разрабатываемой диагностической системы (акустическая антенна, измерительные модули, линии связи, вычислительная станция).

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы» (уникальный идентификатор № RFMEFI57815X0139).

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В ТРЕХСЛОЙНЫХ ГИБРИДАХ СТАЛЬ/ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ/СТАЛЬ И СТАЛЬ/ЦИРКОНИЕВЫЙ СПЛАВ/СТАЛЬ И ИХ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Рогачев С.О.¹, Никулин С.А.¹, Хаткевич В.М.¹, Сундеев Р.В.²

¹НИТУ «МИСиС» (НИЛ «Гибридные наноструктурные материалы»),
г. Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИРЭА), г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

В настоящей работе метод кручения под давлением (КВД) применен для соединения разнородных металлических материалов и их объединения в гибриды. Проведено сравнительное исследование формирования структуры в трехслойных гибридах «сталь / ванадиевый сплав / сталь» и «сталь / циркониевый сплав / сталь» и оценка их упрочнения при КВД.

Исходные плоские образцы диаметром 8 мм вырезали из стали 08X17T (лист) (микротвердость 180 HV), а также сплавов V–10Ti–5Cr (лист) и Zr–2,5Nb (пруток) (микротвердость, соответственно, 230 и 160 HV) в рекристаллизованном состоянии. Перед КВД собирали два трехслойных пакета: нижний стальной слой толщиной 0,3 мм, средний слой из сплава V–10Ti–5Cr (Zr–2,5Nb) толщиной 0,2 мм и верхний стальной слой толщиной 0,5 мм. КВД собранных трехслойных пакетов «сталь / ванадиевый сплав / сталь» и «сталь / циркониевый сплав / сталь» проводили в «лунке» глубиной 0,5 мм при комнатной температуре при квазигидростатическом давлении $P = 6$ ГПа и числе оборотов $N = 5$.

КВД исходных трехслойных пакетов привело к прочному соединению всех слоев и их деформации. На поперечном сечении полученных образцов наблюдалась фрагментация среднего слоя ванадиевого (циркониевого) сплава на более тонкие слои, имеющие закругленную, вихреобразную форму, причем при удалении от центра образца их количество увеличивалось, а толщина уменьшалась. Фактически имеет место деформационное «перемешивание» среднего слоя гибридного материала с его внешними слоями. В случае использования ванадиевого сплава с ОЦК-решеткой в качестве материала для среднего слоя гибрида формирующаяся макроструктура гибрида более однородна, чем в случае циркониевого сплава с ГПУ-решеткой.

После КВД значения микротвердости стальных слоев повысились до 570 – 630 HV в образце «сталь 08X17T / сплав V–10Ti–5Cr / сталь 08X17T» и до 480–540 HV в образце «сталь 08X17T / сплав Zr–2,5Nb / сталь 08X17T». При этом микротвердость слоя из сплава ванадия повысилась до 440 – 520 HV, а слоя из сплава циркония до 390 – 420 HV.

Таким образом, использование ванадиевого сплава в качестве материала для среднего слоя гибрида обеспечивает большее упрочнение стальных слоев при КВД (их микротвердость соответствует предельно достигнутой для этой стали при КВД), чем в случае циркониевого сплава. При этом микротвердость слоев ванадиевого/циркониевого сплава в составе гибридов соответствует предельно достигнутой для этих материалов при КВД.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект №14.A12.31.0001) и Increased Competitiveness Program of NUST «MISiS», Grant № K2-2016-062

ВОЗМОЖНОСТЬ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ ГИБРИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕДНОЙ МАТРИЦЕЙ, АРМИРОВАННОЙ СТАЛЬНЫМИ ВОЛОКНАМИ

Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Моляров А.В.

НИТУ «МИСиС» (НИЛ «Гибридные наноструктурные материалы»),

г. Москва, Россия

csaap@mail.ru

Гибридный материал является особым типом композита и представляет собой комбинацию из двух или более разнородных материалов с заранее заданной геометрией, размером и расположением, что позволяет достичь более предпочтительного комплекса свойств гибрида, отличных от свойств его компонентов. Гибридные материалы имеют очень широкий спектр возможных вариантов реализации и могут быть применены в абсолютно различных сферах. Новым направлением в области создания гибридных металлических материалов является получение в их компонентах наноструктуры, обеспечивающей более высокие свойства компонентов и гибридов в целом. Это может быть реализовано, например, путем использования сверхбольших пластических (мегапластических) деформаций.

В настоящей работе гибридный материал на основе меди, армированной волокнами из стали AISI 304, подвергали РКУ-прессованию.

В качестве исходных материалов использовали прутки чистой меди марки М1т в состоянии поставки и прутки стали AISI 304 после рекристаллизационного отжига (1050 °С, 30 мин).

Подготовка образцов гибридного материала включала следующие этапы:

- (1) резка заготовок длиной 110 мм из прутка меди марки М1т диаметром 20 мм;
- (2) сверление в заготовках продольных отверстий (1...3 шт) диаметром 3 мм со смещением от оси заготовки;
- (3) вставка в отверстия стержней из стали AISI 304 диаметром 3 мм;
- (4) РКУ-прессование полученной заготовки «медь/сталь» (при комнатной температуре, маршрут В_С, угол пересечения каналов 90°, число проходов N=4).

Показано, что армирующие стальные волокна, находясь внутри медной матрицы, претерпевают сдвиговую деформацию при РКУ-прессовании и существенно упрочняются (микротвердость повышается с 210 до 415 НВ). При этом микротвердость медной матрицы повышается с 125 до 142 НВ. Полученные значения микротвердости являются типичными для чистой меди и стали AISI 304 после РКУ-прессования по аналогичному режиму. РКУ-прессование привело к формированию в медной матрице и в стальных волокнах ультрамелкозернистой структуры и способствовало мартенситному превращению в стальных волокнах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект №14.A12.31.0001) и Increased Competitiveness Program of NUST «MISiS», Grant № K2-2016-062

ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ФЕРРИТНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ

Рогачев С.О.¹, Никулин С.А.¹, Хаткевич В.М.¹, Черетаева А.О.²

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина»,

г. Москва, Россия

csaap@mail.ru

Высокотемпературное азотирование с последующим отжигом позволяет изменять структуру и повышать механические свойства всего объема тонкостенных образцов из коррозионностойких высокохромистых сталей ферритного класса. Результаты измерения микротвёрдости по сечению образцов свидетельствует о высокой однородности материала после азотирования и отжига. Вместе с тем влияние такого азотирования на коррозионную стойкость сталей до настоящего времени практически не исследовали.

В данной работе проведено сравнительное исследование влияния объемного азотирования на сопротивление коррозии ферритных высокохромистых сталей различного химического состава.

Для азотирования использовали образцы промышленных сталей 08X17T и 15X25T, а также опытной стали типа X20Ф5, вырезанные из листов толщиной 0,5 мм в рекристаллизованном состоянии. Азотирование проводили при $T = 1000...1100$ °С в среде чистого азота при избыточном давлении 0,1 – 0,2 атм. Последующий вакуумный отжиг проводили при $T = 550$ и 700 °С.

При азотировании азот частично переходит в твердый раствор (без образования нитридного слоя на поверхности стали), а при последующем отжиге происходит выделение нитридов хрома типа Cr_2N в сталях 08X17T / 15X25T и нитридов ванадия типа VN в стали X20Ф5. Наибольшая объемная доля нитридов наблюдается после отжига при 700 °С.

Коррозионные электрохимические испытания проводили в водном растворе 1 моль/л NaCl + 0,5 моль/л H_2SO_4 при комнатной температуре (22 °С). Измерение потенциала проводили с помощью потенциостата IPC-PRO относительно хлорид-серебряного электрода сравнения. Анодные поляризационные кривые снимали при скорости развертки 1 мВ/с до достижения плотности тока $1,5$ мА/см², затем направление развёртки потенциала меняли на обратное.

Измеренный установившийся потенциал свободной коррозии образцов всех исследуемых сталей после азотирования и отжигов при 550 °С и 700 °С смещается в сторону более электроположительного, что свидетельствует о повышении коррозионной стойкости материалов в состоянии после азотирования в данном электролите. Наиболее явно эта тенденция наблюдается для легированной ванадием стали X20Ф5, обладающей в исходном состоянии пониженной коррозионной стойкостью по сравнению со сталями 08X17T и 15X25T. Анализ полученных анодных поляризационных кривых также подтвердил более высокую коррозионную стойкость исследуемых сталей в азотированном состоянии.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti–Al

Желтякова И.С.¹, Кийко В.М.¹, Некрасов А.Н.²

¹ *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл.*

² *Институт экспериментальной минералогии РАН, г. Черноголовка Московской обл.*
terekhova@issp.ac.ru

Представлены результаты испытаний на трещиностойкость и кратковременную прочность при трехточечном изгибе при температуре 20°С слоистого композита типа металл–интерметаллид. Образцы изготавливались твердофазным методом диффузионной сварки в вакууме пакета титановых и алюминиевых фольг под давлением. В результате формировалась структура в виде чередующихся слоев пластичного твердого раствора алюминия в титане и слоев хрупких, но прочных интерметаллидов. По результатам микрорентгеноструктурного анализа были установлены интерметаллические фазы: Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$ и $TiAl_3$. Слоистость структуры видна на врезке рис. 1б.

Механические испытания проводились на образцах размером $\sim 17 \times 2,5 \times 1,8$ мм с регистрацией нагрузка – прогиб образцов, образцы для испытаний на трещиностойкость имели боковые надрезы, выполненные на электроэрозионном станке, как показано на рис. 1б. Зависимость нагрузка–прогиб (рис. 1а) позволяет судить о характере разрушения образца, – пример такой зависимости показывает, что образец разрушается не вполне хрупко. Фрактографический анализ поверхности излома показал, что при разрушении происходит пластическая деформация твердого раствора, а интерметаллид разрушается хрупко (рис. 1б, врезка).

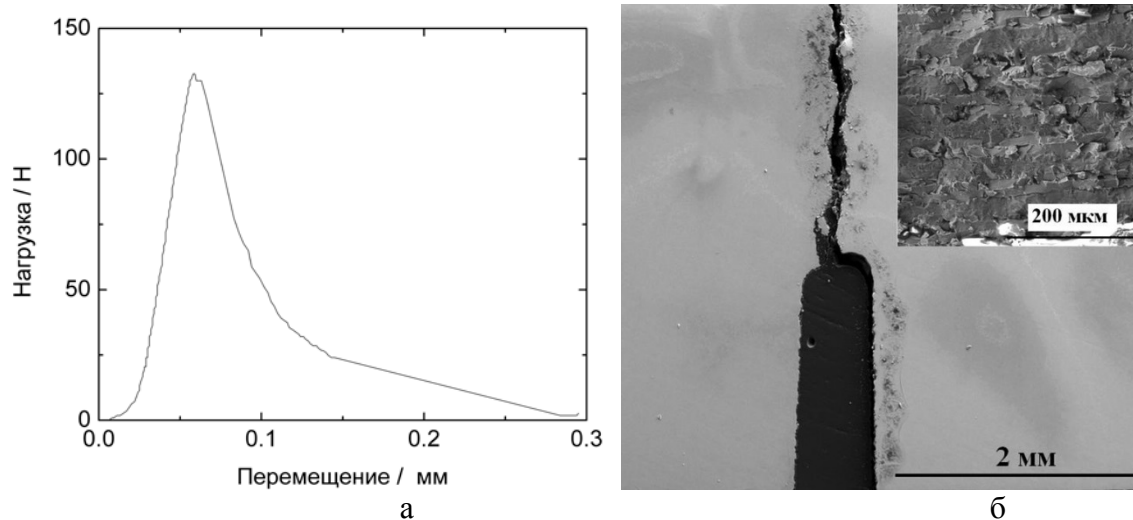


Рис.1. Зависимость нагрузка – прогиб (перемещение) при испытаниях образца на трещиностойкость (а) и (б) – образец после испытаний с исходным надрезом и трещиной, видимыми с поверхности образца, на врезке – участок поверхности разрушения.

Трещиностойкость образцов при приложении нагрузки в направлении, параллельном плоскости слоев, в величинах критического коэффициента интенсивности напряжений $K^* = (11,4 \pm 0,65) \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, а прочность на изгиб при приложении нагрузки в направлении, перпендикулярном слоям, $\sigma = 820 \text{ МПа}$.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы РАН «Нано-структуры».

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕДИ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Борзенко А.П.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина,
г. Донецк, Украина
sennikova_lf@ukr.net

В настоящее время учеными создаются основы для практической разработки методов пластической деформации с целью повышения механических свойств и ресурса долговечности для широкого круга материалов за счет залечивания и уменьшения количества микропор.

Предполагается, что накопление больших значений суммарной деформации с малыми разовыми степенями вносит меньше деформационных повреждений, чем в случае применения больших разовых деформаций, что позволяет повысить прочностные свойства материала.

Данная работа посвящена изучению поведения материала, изменений его структурного состояния и свойств при сдвиговой деформации в дробном режиме ($e < 1$) в результате применения равноканального углового прессования (РКУП). Схема деформации показана на рис. 1.

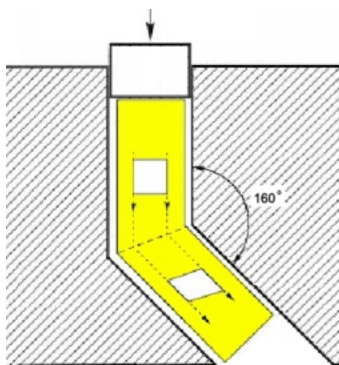


Рис.1. Схема РКУП

Исследовались образцы меди марки М06 диаметром 14 мм в исходном состоянии (после отжига 600°C, 2 часа) и после деформации РКУП с одним очагом сдвиговой деформации. Накопление деформации осуществляли повторением циклов в интервале от 1 до 8. Единичная эквивалентная степень деформации за один цикл прессования составляла $e = 0.2$.

Твердость по Виккерсу отожженного образца соответствовала 63 кгс/мм², а размер зерна в среднем 130 мкм. После 8 циклов РКУП твердость повысилась до 105 кгс/мм², а размер зерна в среднем уменьшился до 40 мкм.

Методом растровой электронной микроскопии получены данные о деформационной пористости меди в результате РКУП и построены гистограммы распределения пор по размерам. В работе показано, что с увеличением степени деформации до $\Sigma e = 1.6$, количество микропор мало меняется по отношению к отожженному состоянию материала. При этом наблюдается измельчение зеренной структуры и рост твердости в несколько раз, а как известно, мелкозернистая структура и, следовательно, большая протяженность границ зерен, сдерживают образование новых несплошностей и тормозят развитие уже существующих. Подавляющее большинство пор имеют размеры десятых и сотых долей микрона.

Анализ полученных экспериментальных данных по структуре, упрочнению и деформационной пористости медных образцов в результате РКУП показал, что для получения СМК-структуры, а следовательно, уменьшения деформационной пористости и повышения прочностных свойств материала необходимо увеличивать суммарную деформацию. Для этого будут продолжены исследования и опробованы другие технологические условия и режимы РКУП.

Результаты работы могут внести существенный вклад в понимание роли таких дефектов кристаллической решетки, как микропоры, в формирование прочностных свойств материалов.

ДИСКРЕТНО-АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ РОСТА ПОВРЕЖДЕННОСТИ: ГРАДИЕНТ ПЛОТНОСТИ МАТЕРИАЛА КАК ВНУТРЕННЯЯ СТЕПЕНЬ СВОБОДЫ

Зубко И.Ю., Рожкова В.И.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь
zoubko@list.ru

Традиционно при теоретическом анализе прочности материалов экспериментальным фактам противопоставляются результаты атомистического исследования, основанного на рассмотрении однородной цепочки атомов и прогнозирующего многократно большее значение отношения предельной нагрузки к модулю Юнга материала (прочности). В данной работе показано, что задание случайных возмущений для начальных положений атомов (вариации градиента плотности) при дискретно-атомистическом моделировании чистого растяжения одно- или двумерной системы атомов с периодической структурой и последующий динамический расчет с искусственной вязкостью позволяет при значительно меньших нагрузках получать равновесные состояния с дефектами, соответствующими трещинам нормального отрыва. Показано, что в зависимости от скорости приложенного воздействия система атомов может перейти в состояния с разным числом дефектов. Переход от одного равновесного состояния с дефектами к другому сопровождается порционным изменением потенциальной энергии системы, причем каждая порция соответствует одному дефекту. В проведенных вычислительных экспериментах на появляющихся внутренних поверхностях естественным образом формируется зона с межатомным расстоянием, отличным от периода решетки вдали от этих поверхностей. Это позволяет провести расчет поверхностной энергии дефектов. С помощью численных экспериментов построена нелинейная невыпуклая функция внутренней энергии, зависящая от параметра растяжения и внутренней степени свободы материала, связанной с возможностью формирования дефектов. Показано, что в качестве этой внутренней свободы материала может выступать градиент плотности, осредненный по области моделирования (образцу). Таким образом, с помощью изменения градиента плотности материал подстраивается под внешние воздействия, минимизируя при этом потенциальную энергию. Физически это сопровождается формированием системы дефектов. Построенная функция внутренней энергии учитывает поверхностную энергию дефектов и показывает, что при достижении критических значений деформаций кристаллической решетки (или напряжений в ней) однородное деформирование становится энергетически невыгодным и материал стремится образовать систему дефектов.

Для выполнения описанного исследования в работе был построен периодический потенциал межатомного взаимодействия, учитывающий наличие периодических граничных условий для одномерной цепочки атомов. При выводе потенциала принималось, что при парном взаимодействии каждый атом взаимодействует с бесконечным числом образов второго атома. Для записи потенциала были найдены точные выражения для суммы соответствующих бесконечных (сходящихся) рядов. Ячейка периодичности может содержать любое число атомов. Также предложен периодический потенциал, описывающий взаимодействие атомов из двух бесконечных параллельных атомных цепочек, разделенных заданным расстоянием. Этот потенциал позволяет исследовать квазидвумерные периодические структуры атомов и распространение в них квазидвумерных дефектов, подобных трещинам нормального отрыва.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (базовая часть государственного задания ПНИПУ, проект №9.7434.2017/БЧ)

АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ В СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1₂

Дудник Е.А.

*Рубцовский индустриальный институт (филиал) Алтайского государственного
технического университета им.И.И.Ползунова, Рубцовск, Россия*
evgdudnik@yandex.ru

В настоящей работе исследованы общие закономерности процесса локальных структурных переходов в сплавах с ГЦК решеткой, соответствующих сверхструктуре L1₂ методом компьютерного моделирования.

Ценность работы заключается в том, что выделены механизмы структурных превращений на атомном уровне, которым соподчинены механизмы сверхструктурных превращений на более высоком масштабном уровне.

Предложена оригинальная концепция рассмотрения сверхструктурных дефектов, таких как структурные домены, антифазные границы, как совокупность самоорганизации точечных дефектов. Процесс образования, миграции и аннигиляции точечных дефектов определяет самоорганизацию антифазных границ. В свою очередь механизмы самоорганизации антифазных границ являются движущей силой сверхструктурных превращений и определяют кинетику формирования доменов, их размер, форму, расположение. Таким образом, механизмы структурных превращений на более высоком масштабном уровне взаимодействуют и соподчинены механизмам на более низком масштабном уровне.

Представленные результаты компьютерного эксперимента показали, что формирование сверхструктурного порядка определяется эволюцией дефектной структуры. Структурно-фазовые превращения не изменяют порядок в кристалле спонтанно и хаотично, все структурные изменения подчинены общим закономерностям иерархической соподчиненности структурных и сверхструктурных механизмов. Атомные структурные и сверхструктурные механизмы дефектной системы можно рассматривать как единое целое, они находятся в состоянии энергетического равновесия и могут за счет структурных превращений изменять размерность геометрических дефектов строго в соответствии с иерархической лестницей.

На основании полученных результатов были выделены основные общие закономерности формирования сверхструктурного упорядочения в сплавах: симметрия кристалла (принцип суперпозиции Кюри); геометрическое равновесие; сохранение атомного порядка.

Явление упорядоченности бинарных сплавов также представлено с точки зрения механизмов структурных и сверхструктурных превращений, что позволяет увидеть схожесть процесса упорядочения со структурными и сверхструктурными превращениями при деформации сплава. Выявлена зависимость кинетики образования доменов и параметров ближнего и дальнего порядка в сплаве в процессе термоактивации.

В работе содержатся результаты численного моделирования исследования на атомном уровне основных механизмов структурных и сверхструктурных превращений при термоактивации, наличие заданной геометрии дефектной структуры и деформации всестороннего сжатия и растяжения в упорядочивающихся сплавах со сверхструктурой L1₂.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ДЕТОНАЦИОННЫХ НАНОАЛМАЗОВ, СПЕЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ

Богданов Д.Г.¹, Плотников В.А.¹, Богданов А.С.¹, Макаров С.В.¹, Винс В.Г.²,
Елисеев А.П.³, Чепуров А.А.³

¹Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия

²VELMAN, Ltd., Новосибирск, Россия

³Институт геологии и минералогии им. Соболева СО РАН,
Новосибирск, Россия
bogdanov.d.g@mail.ru

В настоящее время исследование углеродных и наноуглеродных материалов представляет большой научный интерес. Использование энергии взрывной волны при разложении углеродсодержащих взрывчатых веществ в замкнутом объеме позволило организовать промышленный способ получения детонационных наноалмазов.

Как известно алмазы обладают рядом уникальных свойств, таких как, высокая теплопроводность и твердость. Совокупность этих свойств делают алмазы привлекательным материалом для современной микроэлектроники для создания высокопрочных теплоотводящих панелей и конструкций. В настоящее время для этих целей используют алмазы, выращенные по технологии CVD [1]. Однако размеры выращенных таким способом конструкций не удовлетворяют нужным условиям. Поэтому, исследование возможного использования детонационных наноалмазов для создания высокопрочных теплоотводящих конструкций является актуальным [2].

В данной работе исследовались теплопроводность и твердость наноструктурных композиционных материалов полученных спеканием детонационного наноалмаза в условиях высоких давлений и температур. Спекание проводилось при температурах 1100 и 1200 °С и давлении 5 ГПа на аппарате высокого давления «БАРС». Время термобарического воздействия при достижении максимальных параметров спекания составляло 60 секунд.

Было выявлено, что полученные образцы имеют низкое значение теплопроводности. Среднее значение теплопроводности для образцов спеченных при температуре 1100 °С составляет 2,5 Вт/(м·К), а для образцов спеченных при температуре 1200 °С – 3,5 Вт/(м·К). Однако спекание детонационных наноалмазов при таких термобарических параметрах приводит к увеличению прочности поликристаллических агрегатов больше чем на порядок, которая составляет 8,8 и 8,9 ГПа соответственно.

Низкое значение теплопроводности наноалмазных композиционных материалов, по-видимому, связано с дефектной структурой полученного после спекания материала (в образцах обнаружены микротрещины, поры), а также малым размером нанокристаллов алмаза в структуре образцов (как показали исследования, размеры кристаллов наноалмаза после спекания не превышают 5,2 нм).

1. А.Л. Вихарев, А.М. Горбачев, М.П. Духновский, А.Б. Мучников, А.К. Ратникова, Ю.Ю. Федоров Комбинированные подложки из поли- и монокристаллического CVD-алмаза для алмазной электроники // Физика и техника полупроводников, 2012, том 46, вып. 2 С. 274-277
2. А.И. Лямкин, Е.А. Петров, А.П. Ершов, Г.В. Сакович, А.М. Ставер, В.М. Титов Получение алмазов из взрывчатых веществ // ДАН СССР, 1988, том 302, №3, С. 611–613

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$

Казанцева Н.В.¹, Виноградова Н.И.¹, Давыдов Д.И.¹, Демаков С.Л.²,
Шишкин Д.А.¹

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия
kazantseva-11@mail.ru

Сплавы на основе интерметаллида $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ относят к разряду перспективных конструкционных материалов. Двухфазные γ/γ' – сплавы являются природными композитами, состоящими из твердого раствора на основе кобальта (γ -фаза, ГЦК) и упрочняющего интерметаллида $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ (γ' -фаза, $L1_2$). Размер выделений интерметаллидной гамма штрих фазы зависит от содержания вольфрама в сплаве и может меняться от 5 нанометров до сотен микрон. Форма интерметаллидных выделений гамма штрих фазы также зависит от содержания вольфрама в сплаве и меняется от округлой до кубоидной. В целом, морфология фаз в двух-фазных (γ/γ') кобальтовых интерметаллидных сплавах подобна никелевым двух-фазным (γ/γ') сплавам, в которых упрочнение происходит за счет выделения интерметаллида Ni_3Al (γ' -фаза, $L1_2$). Кобальтовые двухфазные интерметаллидные сплавы показывают прочность и жесткость аналогично никелевым жаропрочным сплавам. При этом, пластичность кобальтовых интерметаллидных двух-фазных сплавов выше, чем никелевых.

В отличие от интерметаллида Ni_3Al , образующегося из жидкости, интерметаллид $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$, является неустойчивым химическим соединением, которое образуется в диапазоне температур 900–1000 С за счет твердофазных превращений. Интерметаллид $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ имеет широкую область гомогенности. Наиболее интересными физическими и механическими свойствами обладают интерметаллидные сплавы на основе $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ нестехиометрического состава, которые могут быть многофазными. В докладе определены особенности кристаллографических переходов, морфология фаз и ориентационные соотношения между равновесными фазами: гамма-Сo (ГЦК), Co_3W ($D0_{19}$), Co_7W_6 ($D8_5$), CoAl ($B2$) и $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$ ($L1_2$). Установлены тип и порядок фазовых превращений на границах тройной системы Co-Al-W и в концентрационной области существования интерметаллида $\text{Co}_3(\text{Al}, \text{W})$.

Кобальтовые сплавы системы Co-Al-W также обладают интересными магнитными свойствами. В зависимости от содержания вольфрама в сплаве, эти материалы могут быть как магнито-мягкими, так и магнито-жесткими. В работе проведено исследование магнитных свойств ряда сплавов системы Co-Al-W , обнаружено, что температура Кюри γ - и γ' - фаз также зависит от содержания вольфрама в сплаве.

Мы исследовали фазовые и магнитные превращения и на границах диаграммы состояния. Бинарные сплавы Co-Al интересны наличием свойств магнитной памяти формы (МПФ). В сплаве $\text{Co-8\%Al}$ нами была обнаружена новая мартенситная фаза 4Н. Показано, что образование этого 4Н модулированного мартенсита является особенностью бинарных сплавов кобальта.

Полученные результаты могут иметь существенное значение для разработки новых жаропрочных конструкционных сплавов.

Работа выполнена по проекту РНФ № 15-12-00001.

ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ В МЕДИ М1 И АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Разоренов С.В.^{1,2}, Гаркушин Г.В.^{1,2}, Астафурова Е.Г.³, Москвина В.А.³,
Игнатова О.Н.⁴, Малышев А.Н.⁴, Ткаченко М.И.⁴

¹Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка

²Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

⁴РФЯЦ ВНИИ Экспериментальной Физики, Саров

Известно, что прочностные характеристики поликристаллических металлов и сплавов определяются не только схемой и параметрами нагружения, но также сильно зависят от характеристик микроструктуры – среднего размера зерен, фазового состава, плотности дислокаций и др. С целью изучения влияния предварительной деформации и связанной с ней плотности дислокаций на динамический предел упругости и откольную прочность в данной работе была выполнена серия ударно-волновых экспериментов с образцами коррозионностойкой стали 03X17H14M3 и технически чистой меди М1. Плотность дислокаций в стальных образцах варьировалась методом осаждения при температуре 300°C на разные степени деформации от 3×10^9 до $5 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Формирование различной дислокационной структуры в меди осуществлялось путем их ударного деформирования при различной интенсивности импульса сжатия. Плотность дислокаций образцов меди со средним размером зерна 110 и 20 мкм изменялась в диапазоне $5.0 \times 10^8 - 2.0 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$. Измерения выполнены путем анализа полных волновых профилей, регистрация которых осуществлялась лазерным доплеровским интерферометрическим измерителем скорости VISAR с наносекундным временным разрешением. Максимальное давление в ударной волне сжатия в образцах не превышало 8 ГПа. Скорость деформирования в волне разгрузки перед разрушением варьировалась в пределах $(1.2 \div 1.7) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$.

При постоянном размере зерна в исследуемых материалах динамический предел текучести и откольная прочность возрастают с увеличением плотности дислокаций нагружаемых образцов. Зависимость динамического предела упругости от плотности дислокаций для исследуемых материалов удовлетворительно описывается соотношением Тейлора $\sigma_{HEL} = \alpha M G b \rho^{1/2}$. На основе экспериментальных данных рассчитаны значения геометрического фактора α : $\alpha = 0.21$ для стали, $\alpha = 0.30$ и $\alpha = 0.44$ для меди М1 с размером зерна 110 и 20 мкм соответственно. Для поликристаллов меди с размером зерна 20 и 110 мкм экспериментально показано, что при близкой плотности дислокаций динамический предел текучести возрастает с уменьшением размера зерна.

Измерения волновых профилей показали, что для аустенитной нержавеющей стали с увеличением динамического предела упругости (плотности дислокаций) возрастает ширина пластической ударной волны, то есть увеличивается динамическая вязкость материала. В поликристаллах меди ширина пластической зоны не зависит от плотности дислокаций и размера зерна.

С увеличением плотности дислокаций откольная прочность стали возрастает на величину, близкую к величине прироста динамического предела текучести. Для меди наблюдается немонотонный рост разрушающих напряжений при отколе, минимальная откольная прочность была измерена в образцах с плотностью дислокаций $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Работа выполнена при поддержке Государственной корпорации «Росатом» в рамках Государственного контракта Н.4х.44.9Б.16.1012 от 1 марта 2016 г. и Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы (проект III.23.2.2.).

РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ ТРЕЩИНОСТОЙКИХ БЕТОНОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ

Гувалов А.А., Аббасова С.И.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas-guvalov@mail.ru

При строительстве высотных зданий большое значение приобретают свойства бетона монолитных железобетонных конструкций, определяющие его трещиностойкость. Высокие нагрузки, усугубляемые температурными и влажностными воздействиями вызывают значительные неравномерные деформации, которые могут привести к образованию трещин.

Обычно для снижения усадки применяются минеральные наполнители. Однако влияние минеральных наполнителей связано с их количеством и тонкостью помола, кроме того они не всегда дают положительные результаты. Поэтому для компенсации усадки применяют наряду с противоусадочной добавкой расширяющий компонент.

Эффективность компенсации усадки бетона, с точки зрения снижения риска трещинообразования, в основном зависит от правильного согласования между ростом прочности в раннем возрасте и скоростью расширения.

Для сравнения усадочных деформаций готовились бетоны на трех видах наполнителя, при их различной удельной поверхности и дозировках. В качестве крупного заполнителя использовали высокопрочный гранитный щебень марки М1400 фракции 5–10 мм Доллярского комбината. В качестве мелкого заполнителя использовали песок с модулем крупности – 2,6.

Расход материалов на 1 м³ бетонной смеси принят следующий: цемент – 550 кг, песок – 660 кг, щебень – 1250 кг. В/Ц–отношение бетона контрольного состава составляло 0,4, а пластифицированного с органоминеральными добавками достигало 0,25–0,32. В качестве минеральной части добавки использовали продукты термообработки вторичных кварцитов (ПТВК) Чанлибельского месторождения Азербайджана и гипсовый камень (ГК) Геранбойского месторождения, а в качестве пластификатора применяли гиперпластификатор типа Glenium SKY 551 (компания ВАСФ).

Впервые выявлено влияние тонкодисперсного комплексного минерального модификатора (50%ПТВК+50%ГК) на деформативные свойства цементного камня и бетона. Установлено значительное снижение деформаций цементного камня с комплексным модификатором. Для модифицированного цементного камня, снижение усадочных деформаций, в условиях полного высушивания при 105°C составила 58–62% по сравнению с контрольным.

Изучены усадочных деформаций модифицированного высокопрочного бетона. Установлено, что усадка бетона уменьшилась на 65%, по сравнению с контрольным. После 20 циклов попеременного водонасыщения и высушивания бетон с органоминеральными модификаторами повысил трещиностойкость на 10–15%, что позволяет прогнозировать его высокую долговечность.

Выполнение требований по ползучести бетона удалось достигнуть путем введения комплексных микронаполнителей. Модифицированный бетонный состав, содержащий наибольшее количество минеральных порошков удовлетворяет требованиям по ползучести с запасом в 15 %. Полученные данные показывают, что с повышением содержания порошкообразных минеральных наполнителей, несколько снижаются деформации ползучести.

ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Аксёнова К.В.¹, Громов В.Е.¹, Никитина Е.Н.¹, Иванов Ю.Ф.²

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

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия

В работе методами просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ перераспределения углерода при деформации в структурах мартенситной стали 38ХНЗМФА после аустенизации при температуре 950⁰С (1,5 часа) и последующей закалки в масле и бейнитной стали 30Х2Н2МФА после нормализации. После термообработки в стали формируется многофазная структура (α -фаза, γ -фаза, цементит), основу которой составляют мартенсит преимущественно пакетной морфологии (сталь 38ХНЗМФА) и нижний бейнит (сталь 30Х2Н2МФА).

Выявлены места локализации атомов углерода в структуре мартенсита (закаленная сталь 38ХНЗМФА) и бейнита (нормализованная сталь 30Х2Н2МФА). Результаты выполненных оценок количества углерода, сосредоточенного на различных позициях структуры сталей, приведены на рисунке. Установлено, что деформация сталей сопровождается разрушением частиц цементита. Для закаленной стали (рис. 1а) с увеличением степени деформации суммарное количество атомов углерода, расположенных в твер-

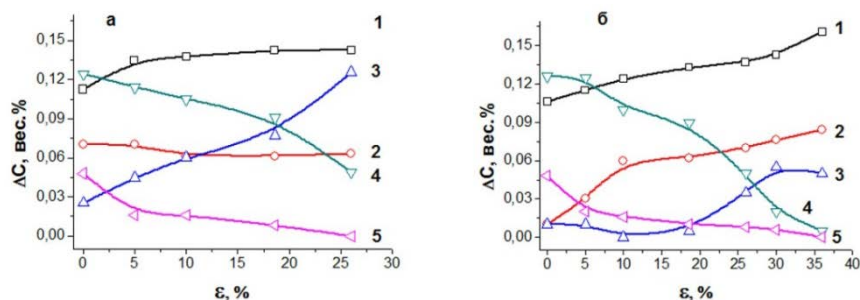


Рис.1. Зависимости концентрации атомов углерода, расположенных в структуре стали, от степени деформации: а – закаленная сталь 38ХНЗМФА, б – сталь 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой. Цифрами обозначена концентрация атомов углерода в кристаллической решетке α -Fe (1), в частицах Fe_3C на внутрифазных границах (2), на дефектах структуры (3), в частицах Fe_3C , лежащих в объеме пакетов мартенсита и пластин бейнита (4), в кристаллической решетке γ -Fe (5)

дых в твердом растворе на основе α -железа и дефектах кристаллической структуры, а также в частицах цементита, лежащих на внутрифазных границах, увеличивается; а количество атомов углерода, формирующих частицы цементита, лежащие в объеме пластин бейнита, и расположенных в твердом растворе на основе γ -железа, снижается. Таким образом, пластическая деформация стали с бейнитной структурой сопровождается существенным перераспределением атомов углерода. Если в исходном состоянии основное количество атомов углерода было сосредоточено в частицах цементита, то на заключительной стадии деформирования предпочтительным местом расположения углерода является кристаллическая решетка на основе α -железа.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1).

дом растворе на основе α - и γ -железа, снижается, а на дефектах структуры – увеличивается. Особенно интенсивно процесс ухода атомов углерода на дефекты протекает при $\epsilon \geq 0,2$.

Для стали с бейнитной структурой (рис. 1б) с ростом степени деформации количество атомов углерода, расположен-

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

**Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д.,
Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А.**

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Особенностью металлических стекол (МС), является отсутствие у них дефектов, присущих кристаллическим твердым телам, что во многом обуславливает их высокие магнитные свойства. Варьирование химического состава МС позволяет получать многообразие их магнитных характеристик. Одной из значимых проблем при исследовании неупорядоченных сред остается проблема стабильности магнитных свойств и контроля изменений их физических и механических характеристик.

В работе проведены исследования магнитных характеристик аморфных металлических сплавов на основе Со, полученных методом спиннингования с различным содержанием основы и набором составляющих. Размеры образцов для исследований 0,02х3,5х80 мм. В первой серии экспериментов образцы подвергались 10-ти минутному изохронному отжигу при температурах 443, 593, 743, 893 К. Во второй серии образцы подвергались комбинированному действию отжига и нагружения, т.е. испытаниям на ползучесть, причем исследовались образцы на различных стадиях ползучести при температурах указанных выше. После указанных воздействий исследовали магнитные характеристики на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore. Для всех образцов исследованных сплавов были построены графики зависимости коэрцитивной силы и намагниченности насыщения от температуры отжига. Из полученной зависимости коэрцитивной силы от времени отжига наблюдается тенденция к росту коэрцитивной силы при температуре отжига близкой к температуре Кюри, что может быть связано с резкой переменной магнитных характеристик, обусловленных атомными перестройками. У сплава АМАГ-180 наблюдается тенденция к росту намагниченности насыщения, что может быть связано с тем, у данного сплава не достигнута температура Кюри. У сплавов с увеличением содержания основы наблюдается повышение магнитных характеристик. Кобальт относится к группе железа, являющегося ферромагнетиком, что может являться причиной изменения магнитных характеристик исследуемых сплавов. При одинаковом, постоянном времени отжига 10 минут в диапазоне температур от 443 до 893 К наблюдалось изменение коэрцитивной силы, а также изменение намагниченности насыщения. При температуре близкой к температуре Кюри происходит резкий скачок магнитных характеристик, что обусловлено сменой магнитных свойств. При комбинированном действии отжига и нагружения наблюдается увеличение коэрцитивной силы и намагниченности насыщения у исследуемых сплавов, что обусловлено дополнительным воздействием деформации на магнитные характеристики. Следует отметить, что на основании полученных результатов можно говорить о возможности управления магнитными свойствами конкретного аморфного материала с помощью отжига, что является важным заключением для современной промышленности.

Таким образом, отжиг и комбинированное действие отжига и нагружения приводят к изменению магнитных характеристик исследуемых сплавов, а также увеличение содержания основы приводит к увеличению магнитных характеристик.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166)

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Объемные металлические стекла (МС) на основе циркония можно использовать в качестве потенциальных биоматериалов. В связи с этим проводятся исследования их физических и механических свойств. Одним из тепловых воздействий является воздействие лазерным излучением. Таким образом, исследование взаимодействия лазерных импульсов с аморфными сплавами имеет важное значение для разработки методик лазерной обработки новых объемных МС, в частности, в нано- и микромасштабе. В работе проведены исследования поверхности объемных МС на основе циркония различного состава при воздействии миллисекундного лазерного излучения. На поверхности МС в результате воздействия миллисекундного лазерного импульса формируется характерная розетка – кратер, в котором выделяются несколько зон, имеющих свои морфологические особенности. В первой зоне в центре кратера наблюдается рост кристаллов из расплава. За границей расплава во второй зоне наблюдается радиальный рост более мелких кристаллов, это зона термического влияния, где величина нагрева меньше температуры плавления, но больше температуры кристаллизации. Также выделяется третья зона, в которой наблюдается рост мелких кристаллов с размерами приблизительно 10 мкм. В этой зоне нагрев также превышает величину температуры кристаллизации, но не только за счет нагрева лазерным излучением. Добавочное тепло получается за счет роста кристаллов во второй зоне. За счет этого теплового эффекта происходит подогрев материала в третьей зоне. В центре кратера наблюдается ультра мелкозернистая структура. В сплаве, содержащем 20% Al, в зернах наблюдается дендритная кристаллизация. Вид зоны воздействия сплава, содержащего 8% Al, существенно отличается от вида зоны других сплавов. В зоне расплавления нет явных признаков кристаллизации, что можно объяснить малым временем существования расплавленного состояния. При этом расплав переходит в аморфно-кристаллическое состояние. В зоне термического влияния кристаллы не образуются из-за нехватки тепла и сплав остается аморфным. Вследствие этого на границе перехода образуются высокие термоструктурные напряжения, вызывающие локальные пластические сдвиги. В центре кристалла наблюдается зарождение нанокристаллов на фоне аморфной матрицы. В области воздействия в сплавах с добавками титана и никеля явно выделяются две зоны. В центре растут кристаллы в радиальном направлении. Процесс кристаллизации наблюдается также и в зоне термического влияния. Третья зона практически не образуется. Она присутствует в зародышевом состоянии лишь в сплаве с добавлением титана. В сплаве, содержащем никель, этой зоны нет. Характерной особенностью кристаллизации этих сплавов в зоне 1 является образование дендритных структур нанометрового масштаба. Рост кристаллов в зоне воздействия лазерного излучения подтвержден рентгенографически.

Таким образом, при воздействии миллисекундным лазерным импульсом на поверхность объемных МС на основе циркония формируется кратер, содержащий несколько зон кристаллизации. Их количество связано с элементным составом, от которого зависят тепловые свойства сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-42-03206)

УСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Материалом для проведения исследования были выбраны ленты аморфных металлических сплавов на основе кобальта на основе Co ($\text{Co}_{85,5} \text{Fe}_{2,27} \text{Si}_{5,15} \text{Mn}_{4,07} \text{B}_2 \text{Cr}_1$). Размер рабочей области образцов $20 \times 3,5 \times 0,02 \text{ мм}$. Усталостные испытания образцов проводили методом на растяжение и методом на изгиб. Испытания на растяжение проводили нагрузкой, изменяющейся от некоторого $\max$ значения до $\min$ во времени, в знакопостоянном цикле с частотой 2 Гц. Зависимость изменения напряжения в образце от времени имеет вид периодической функции.

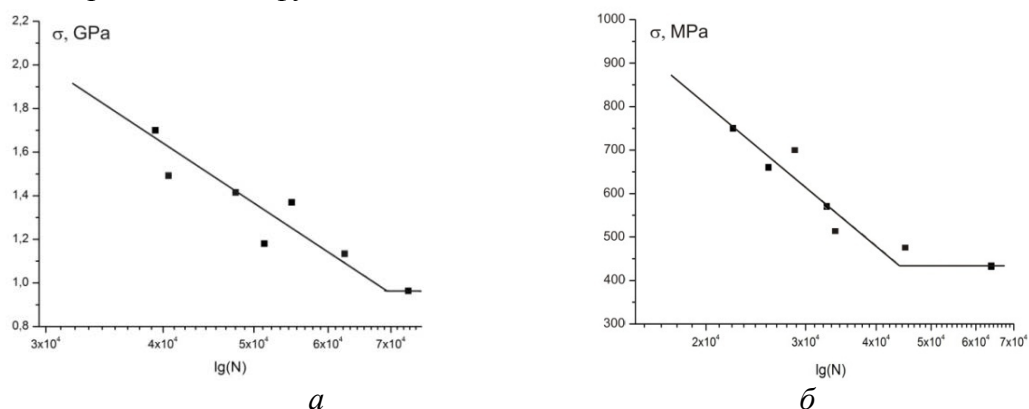


Рис. 1. Зависимость числа циклов нагружения, приводящих к разрушению образца от величины нагрузки при усталостных испытаниях: а) на растяжение; б) на изгиб.

На рис. 1а приведена зависимость величины разрушающих напряжений от логарифма числа циклов при усталостных испытаниях на растяжение. Максимальное напряжение при котором образцы не разрушаются при числе циклов $\sim 6 \times 10^5$ составляет 428 МПа. Проведенные фраттографические исследования поверхности разрушения показали, что в области зарождения трещины имеет место вязкое разрушение с образованием плотнорасположенных микроутяжек размером $\sim 0,5\text{--}1,5 \text{ мкм}$. При переходе к зоне усталостного роста на фоне вязкого разрушения появляются участки роста трещин, похожие на скол. В переходной зоне наблюдаются также участки образования более крупных деформационных структур и ячеек. Основная зона роста усталостной трещины развивается подобно сколу с образованием «венного узора».

Испытания на изгиб проводили на специально разработанном устройстве Частота нагружения образца составляла 12 Гц. На рис. 1б приведена зависимость числа циклов нагружения приводящих к разрушению образца от величины нагрузки для усталостных испытаний методом на изгиб. Максимальная нагрузка, при которой образцы не разрушаются при числе циклов $\sim 6 \times 10^5$ составляет 0,95 ГПа. Проведенные фраттографические исследования поверхности разрушения выявили три зоны: 1 – зона образования трещины; 2 – зона усталостного роста, связанная с образованием деформационного рельефа; 3 – зона роста с развитием грубых пластических сдвигов. Трещина зарождается со стороны поверхности с растягивающими напряжениями в нескольких плоскостях. По характеру формирования деформационного рельефа при разрушении можно предположить зарождение интрузий и экструзий.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553_а)

ПОЛУЧЕНИЕ ИОННЫХ БИКРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Федоров В.А., Карьев Л.Г., Занина А.П.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Эксперименты проводили с монокристаллами NaCl (10^{-2} вес. %) и LiF (10^{-3} вес. %). Размеры образцов $9 \times 20 \times 2$ мм. Пары свежeverыколотых кристаллов помещали между электродами, параллельными плоскости контакта кристаллов. Внешние большие грани образованной композиции LiF:NaCl контактировали с электродами. Плотность тока достигала $j \approx 160$ А/м². Локальные зазоры между кристаллами не превышали $\sim 0,02$ мм. Опыты проводили в температурном интервале 293 – 903 К. Время выдержки композиции в поле составляло ~ 3 ч. После термоэлектрического воздействия была получена композиция – «спаянные» между собой монокристаллы LiF и NaCl (бикристаллы). В отсутствие напряжения на электродах ($U_0 = 0$), при прочих равных условиях, соединение разнородных кристаллов не происходило. Исследования прочности соединения на разрыв зависят от полярности системы.

Для всех разнородных контактирующих пар, независимо от полярности, в зоне контакта наблюдали образование новой фазы в виде желеобразного вещества [1] в форме отдельных «островков», соединенных тонкими рукавами (рис. 1. а) или в форме крупных криволинейных полос, а также монокристаллических наслоений (рис. 1. б).

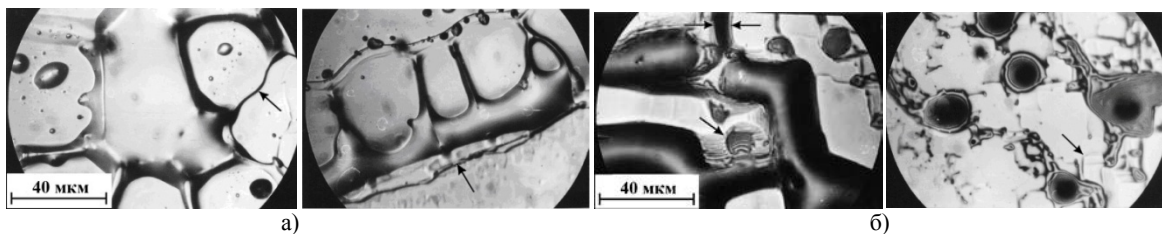


Рис. 1. Морфология контактирующих поверхностей композиции LiF:NaCl при полярности LiF⁺. а) поверхность LiF, б) поверхность NaCl. Монокристаллические наслоения отмечены стрелками

Стационарное внешнее электрическое поле вызывает диффузию ионов металла в направлении линий напряженности в обоих кристаллах. В полость несплошности сублимируют положительно заряженные ионы, в то время как на свободной поверхности кристалла, соединенного с отрицательным полюсом, образуется объемный отрицательный заряд за счет оттока от нее ионов металла.

Силы электростатического отталкивания и внешнее электрическое поле также приводят к испарению ионов галоида в полость несплошности, что сопровождается «растворением» поверхности. Следовательно, можно предположить, что в поверхностных слоях и полости несплошности из газовой фазы образуются новые ионные соединения – LiCl и NaF, которые являются твердофазной связующей прослойкой между монокристаллами NaCl и LiF.

Различия в величине разрывающих напряжений связаны с различными свойствами новообразованных веществ. Образование новой желеобразной фазы в зоне контакта обусловлено нарушением стехиометрии соединяемых кристаллов NaCl и LiF [1].

1. Федоров В.А., Карьев Л.Г., Стерелюхин А.А., Мексичев О.А. Изменения поверхности щелочно-галоидных кристаллов под действием электрического поля при нагреве // Материаловедение. 2005. № 6 (99). С. 40-42.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 15-41-03166

ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Васильева С.В.

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,
г. Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru*

Исследовались ленточные аморфные металлические сплавы (АМС) на основе кобальта (содержание Co от 70 до 86%). В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H₂S и NACE + 400 мг/л H₂S, 20 %-ый раствор серной кислоты, 10 %-ый раствор соляной кислоты. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 ч, в растворах серной кислоты – 40 мин, в растворе соляной кислоты 10 минут. Одноосное растяжение образцов производили на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 при одновременном воздействии импульсного электрического тока длительностью $\tau = 5$ мс и плотностью тока $j = 10^8 \div 10^9$ А/м².

Деформация аморфных сплавов с одновременным пропусканием импульсного электрического тока на диаграммах нагружения сопровождается явлением, подобным электропластическому эффекту. В момент прохождения импульса тока на диаграммах σ – ϵ наблюдается кратковременный (примерно 1,1 с) сброс механического напряжения $\Delta\sigma$ с последующим полным восстановлением хода зависимости напряжение – деформация.

Экспериментально установлено, что характер деформации образцов АМС, выдержанных в растворах NACE, не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. При этом отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется предел прочности материалов. Так, например, после воздействия растворов NACE и четырех импульсов электрического тока плотностью 10^9 А/м² модуль Юнга всех исследуемых сплавов практически не изменяется, а предел прочности уменьшается примерно на 40 %. Электронной микроскопией обнаружено, что на поверхности аморфных сплавов наблюдается рост как отдельных микрокристаллов соли NaCl, так и разветвленных дендритных солевых структур.

Эксперименты показали, что в АМС на основе кобальта значения сбросов механического напряжения после выдержки в 20 %-ом растворе серной кислоты, вызванные пропусканием импульсного тока, уменьшаются на $\Delta\sigma \approx 20$ % в сравнении с величиной сбросов в образцах в исходном состоянии. 20% раствор серной кислоты вызывает образование на поверхности сульфатных образований.

Выявлено, что в образцах, выдержанных в 10% растворе соляной кислоты наблюдается уменьшение сброса механического напряжения на 8%, в сравнении с образцами не подверженными действию коррозионных сред.

Таким образом, коррозионные среды (NACE, H₂SO₄, HCl) изменяют механические свойства исследуемых образцов при электроимпульсном воздействии. Изменение свойств обусловлено изменением химического состава поверхностных слоев исследуемых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166).

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КРЕМНЕСОДЕРЖАЩИХ ПЛЕНОК, ВЫДЕЛЕННЫХ ИЗ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Федоров В.А., Березнер А.Д., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Разработка химических процессов, позволяющих синтезировать новые материалы, представляет интерес для материаловедения, инженерии и прикладных исследований. В свою очередь, наличие сведений о химической природе вещества позволяет управлять свойствами полученных материалов. Обработка металлов и сплавов различными химическими реактивами является неотъемлемой частью металлографических исследований. При этом химическое травление может привести к синтезу или перераспределению исходных продуктов реакции. В результате протекания таких процессов образуются новые соединения, изначально не содержащиеся в структуре химически обработанного образца. Этот подход позволяет увеличить количество технологий получения некоторых материалов, представляющих интерес в различных областях науки и техники. В работе установлено, что при химическом травлении некоторых многокомпонентных аморфных металлических сплавов, содержащих кремний, образуются жаропрочные прозрачные пленки, имеющие размеры, сопоставимые с величиной исходного образца ($80 \times 5 \times 0,02$ мм). Данные атомно-силовой микроскопии свидетельствуют об отсутствии сквозных дефектов в структуре пленок (рис. 1а). Внешний вид поверхности имеет сходство с рельефом пленки на основе диоксида кремния (рис. 1б). Накопление заряда на образцах, находящихся в колонне электронного микроскопа, косвенно указывает на присутствие диэлектрических свойств у полученного материала (рис. 1в).

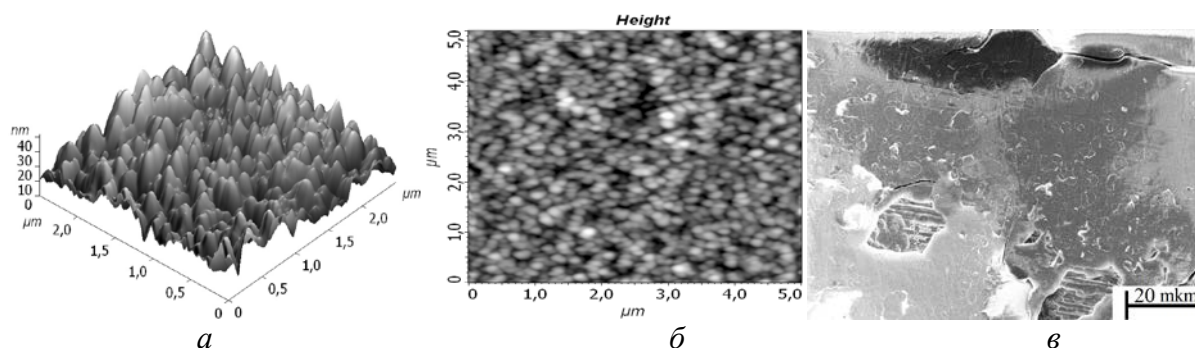


Рис.1. Изображения поверхности пленки, полученные методами атомно-силовой - а), б) и электронной – в) микроскопии. Просветление в левом нижнем участке на рисунке в) – результат накопления электрического заряда.

Результаты элементного анализа позволяют сделать заключение о том, что синтезированные образцы являются пленками оксида кремния. Предложен возможный механизм образования исследуемой пленки в ходе реакции химического травления. В процессе химической обработки на поверхности аморфных образцов протекает окислительная реакция кремния, завершающаяся по мере полного удаления остальных компонентов сплава. В результате реакции образуется устойчивое соединение SiO_x , имеющее в макро масштабе вид исходной основы – ленты аморфного сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553-а) и гос. задания 3.8515.2017/БЧ

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ УДАРНО-ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Макаров А.В.^{1,2}, Саврай Р.А.², Малыгина И.Ю.², Буров С.В.², Волкова Е.Г.¹

¹ *Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

² *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

av-mak@yandex.ru

Представлен обзор современных технологий интенсивного поверхностного пластического деформирования (ИППД), обеспечивающих формирование в поверхностном слое сталей и сплавов субмикро- и нанокристаллических структур с повышенными прочностными и трибологическими характеристиками. Особое внимание уделено различным видам наноструктурирующих фрикционных обработок. Для развития деформационных методов поверхностного наноструктурирования актуальным представляется выработка принципиально новых технологических подходов, учитывающих современные представления об оптимизации условий наноструктурирования сплавов. Важнейшим условием формирования нанокристаллических структур в поверхностных слоях металлических материалов при интенсивной (большой или мега-) пластической деформации является неомогенная деформация сдвигом с наличием резкого градиента. Вторым важным фактором накопления в поверхностном слое деформаций, достаточных для реализации ротационного механизма пластической деформации (ответственного за наноструктурирование), является предотвращение охрупчивания кислородом воздуха диффузионно-активных высокодисперсных структур, возникающих в процессе ИППД.

В развитии деформационных методов поверхностного наноструктурирования разработан новый способ ультразвуковой ударно-фрикционной обработки (Заявка №2016126583/02(041654) от 01.07.2016 о выдаче патента на изобретение). Технология основана на принципиально новых подходах, обеспечивающих повышенную эффективность применения ультразвуковой ударной обработки для упрочнения металлических поверхностей. Стандартная ультразвуковая ударная обработка, которая с момента своего появления (В.П. Северденко, И.И. Муханов и др.) обычно проводится при наличии смазки и нормальном воздействии индентора, колеблющегося с ультразвуковой частотой, часто не обеспечивает максимальных степеней пластической деформации поверхностного слоя достаточной толщины и соответственно его наиболее эффективного упрочнения. Ультразвуковая ударно-фрикционная обработка проводится по методу наклонного удара пульсирующего индентора к обрабатываемой поверхности под определенным углом. Это позволяет усилить фрикционную составляющую взаимодействия индентора с металлом, и, соответственно, увеличить сдвиговую составляющую пластической деформации. Проведение предложенной обработки без применения контактной жидкости обеспечивает более высокую деформацию поверхностного слоя вследствие роста коэффициента (силы) трения, а применение защитной газовой атмосферы предотвращает охрупчивание диспергированного поверхностного слоя кислородом, что также способствует накоплению максимальных степеней пластической деформации в слое. Достигается увеличение толщины упрочненного слоя и уровня упрочнения.

Эффективность ультразвуковой ударно-фрикционной обработки для упрочнения и совершенствования структуры поверхностного слоя продемонстрирована при варьировании угла наклона колеблющегося индентора и среды обработки на примере двух конструкционных сталей (сталь 50 и сталь 09Г2С) с применением методов микродюрометрии, электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, трехмерной профилометрии. Поскольку обработка рассматривается в качестве финишной, важное внимание уделяется обеспечению высокого качества обрабатываемой поверхности.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947) и в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 15-9-12-45).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ

Макаров А.В.^{1,2}, Лучко С.Н.¹, Волкова Е.Г.¹, Осинцева А.Л.²,
Литвинов А.В.¹, Сагарадзе В.В.¹

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
av-mak@yandex.ru

Разработка высокоазотистых экономнолегированных сталей является одним из перспективных направлений в создании высокопрочных, износо- и коррозионостойких материалов. В [1] исследовано влияние деформации методом сдвига под давлением (СД) на структуру, фазовый состав и механические характеристики полученной методом литья с противодавлением азота высокоазотистой (1,24 масс. % N) нержавеющей стали 08X22ГА1,24 с аустенитной (γ -ГЦК) структурой металлической матрицы, полученной при закалке от 1180°C в воде и при последующем старении при 450 и 550°C (выдержка 0,5 ч). В настоящей работе в сравнении с полученными в [1] данными рассмотрены эволюция структуры (методами электронной просвечивающей микроскопии и рентгеноструктурного анализа) и возможности упрочнения при деформации методом СД указанной стали с исходной α -ОЦК структурой металлической матрицы.

После закалки стали от 1180°C в аустенитной структуре сохранились отдельные крупные нерастворившиеся первичные нитриды Cr_2N . Установлено, что полная трансформация аустенитной структуры закаленной стали в α -ОЦК фазу происходит после отжига при 650°C продолжительностью 2,5 ч (после выдержки 0,5 ч при 650°C структура состоит из 50 об. % γ -фазы и 50 об. % α -фазы). В результате старения при 650°C происходит выделение из аустенита азота и хрома, стабилизирующих γ -фазу, с образованием тонких протяженных вторичных нитридов Cr_2N , а при охлаждении от температуры отжига (старения) из обедненной азотом γ -фазы формируется перлитоподобная структура с прослойками α -фазы (феррита). Старение при 650°C приводит к упрочнению стали до 395 HV_{0,025} по сравнению с закалкой и старением при 450–550°C (360...365 HV_{0,025}). Деформация СД при комнатной температуре стали, состаренной при 650°C с исходной феррито-нитридной структурой приводит к формированию наиболее однородной нано- и субмикроструктурной структуры α -фазы по сравнению со структурами $\gamma + (15\text{--}20 \text{ об. \%})\alpha$, сформированными методом СД в состаренной при 450–550°C и в особенности в закаленной стали [1]. В результате СД стали, подвергнутой отжигу при 650°C, установлено также сильное диспергирование и растворение нитридов хрома Cr_2N . Измерениями микротвердости по методу восстановленного отпечатка установлено, что деформация СД состаренной при 650°C стали с перлитоподобной феррито-нитридной структурой приводит к более эффективному упрочнению (до 930 HV_{0,025}), чем у стали с исходной аустенитно-нитридной структурой после закалки, закалки и старения при 450 и 550°C (рост твердости при СД соответственно до 830, 860 и 890 HV_{0,025}). По данным микроиндентирования сталь после отжига при 650°C и СД обладает также повышенным сопротивлением пластическому деформированию при контактном механическом нагружении. Таким образом, деформация СД – эффективный способ деформационного упрочнения, диспергирования структуры и растворения нитридов высокоазотистой аустенитной стали, подвергнутой высокотемпературному старению, формирующему перлитоподобную структуру с α -фазой (феррит) и нитридами хрома.

Работа выполнена в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 15-9-12-45).

1. Макаров А.В., Лучко С.Н., Шабашов В.А. и др. ФММ. 2017. Т. 118. № 1. С. 55-68.

БЛИСТЕРИНГ ПРИ АЗОТИРОВАНИИ В ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Макаров А.В.^{1,2}, Самойлова Г.В.¹, Гаврилов Н.В.³, Мамаев А.С.³,
Осинцева А.Л.², Саврай Р.А.²

¹ *Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

² *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

³ *Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

av-mak@yandex.ru

Широко применяемые в промышленности аустенитные хромоникелевые стали отличаются высокой коррозионной стойкостью и технологичностью, однако обладают низкими прочностными свойствами и склонностью к адгезии при трении. Эти недостатки невозможно устранить термической обработкой, поэтому для упрочнения рассматриваемых сталей предлагается проведение азотирования в плазме низкоэнергетического электронного пучка. Эффективность процесса плазменного азотирования может быть повышена проведением предварительных деформационных наноструктурирующих обработок.

Рассмотрено влияние деформационного наноструктурирования методом фрикционной обработки скользящим индентором [1] на качество, шероховатость и упрочнение поверхности, достигаемые при последующем азотировании в плазме электронного пучка стали состава в масс. %: 0,04C; 16,77Cr; 8,44Ni; 1,15Mn; 0,67Si; 0,32Ti; 0,31Cu; 0,26Mo; 0,12Co; 0,12V; 0,04P; 0,03Nb; 0,005S. При непрерывном азотировании (НА) длительностью 4 ч при температуре $T_a=500$ °C на поверхности стали обнаружен негативный эффект блистеринга, выраженный в виде многочисленных вздутий металла, пор и являющийся следствием ускоренной диффузии азота в наноструктурированную поверхность. Снижение температуры азотирования до 450 °C вызывает сильное уменьшение блистеринга и параметра шероховатости R_a (от 0,65 мкм до 0,360 мкм). Для устранения блистеринга рассмотрено также проведение азотирования по газоциклическому режиму (ГЦА), при котором процесс состоит из восьми чередующихся полуциклов азотирования в смеси азота и аргона и выдержкой (подача азота прекращается) длительностью по 30 минут каждый [2]. Режим ГЦА по сравнению с НА обеспечил практически полное исчезновение блистеров и снижение количества пор на поверхности стали в 3–10 раз: площадь поверхности, занимаемая порами, снизилась с 3,7 до 1,3% для $T_a=500$ °C и с 0,3 до 0,03% для $T_a=450$ °C. При переходе от режима НА к режиму ГЦА отмечено также снижение параметра шероховатости R_a от 0,65 мкм до 0,48 мкм для $T_a=500$ °C и от 0,36 мкм до 0,31 мкм для $T_a=450$ °C. Твердость упрочненного слоя после ГЦА заметно ниже (1160–1200 HV0,025), чем после НА (1370–1450 HV0,025) вследствие уменьшения концентрации азота на поверхности стали после ГЦА.

Таким образом, для подавления интенсивного блистеринга и порообразования, характерного для непрерывного азотирования в плазме электронного пучка при $T_a=500$ °C аустенитной стали с диффузионно-активным наноструктурированным слоем, сформированным фрикционной обработкой, и снижения шероховатости азотированной поверхности предложены следующие пути: 1) газоциклический режим азотирования; 2) снижение температуры азотирования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947) и в рамках Комплексной программы УрО РАН (проект № 15-9-12-45).

1. Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А. Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2015. № 4 (69). С. 80-92.
2. Мамаев А.С., Чукин А.В. Известия ВУЗов. Физика. 2016. Т. 59. № 9/2. С. 244-248.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И УПРОЧНЕНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ И ДЕФОРМАЦИОННО СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Макаров А.В.^{1,2}, Скорынина П.А.², Осинцева А.Л.², Волкова Е.Г.¹

¹ Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

² Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

av-mak@yandex.ru

Аустенитные нержавеющие стали находят широкое применение в промышленности благодаря высокой коррозионной стойкости в различных средах (растворы солей, щелочей, влажная атмосфера, морская вода и др.) в сочетании с хорошими технологическими свойствами. Однако, аустенитные стали обладают низкими прочностными характеристиками. Эффективными способами упрочнения термически неупрочняемых аустенитных сталей с разной степенью стабильности аустенита являются различные виды фрикционных обработок (скользящим индентором [1], с перемешиванием [2]).

В работе проведен сравнительный анализ упрочнения и структурно-фазового состояние поверхностного слоя аустенитных сталей 12X18H10T и 03X16H14M3T, подвергнутых фрикционной обработке скользящим полусферическим индентором из синтетического алмаза. Фрикционная обработку стали 12X18H10T проводили при количестве сканирований индентором $n = 1-11$ и нагрузке на индентор $P = 392$ Н, а сталь 03X16H14M3T подвергали фрикционному воздействию при $n = 1-7$ и $P = 294$ Н.

Рентгеновский фазовый анализ показал, что на поверхности стали 12X18H10T интенсивно развивается деформационное $\gamma \rightarrow \alpha'$ -превращение. Доля мартенсита деформации в поверхностном слое составила ~ 70 объем. %, что свидетельствует о метастабильности стали. На поверхности стали 03X16H14M3T доля мартенсита деформации не превышает 2 объем. %. Следовательно, сталь является деформационно-стабильной в условиях фрикционного нагружения. Методом просвечивающей электронной микроскопии установлено, что в поверхностном слое исследуемых сталей при фрикционной обработке формируются фрагментированные субмикрокристаллические (с размером кристаллитов более 100 нм) и нанокристаллические (с размерами кристаллитов менее 100 нм) аустенитные (в поверхностном слое деформационно-стабильной аустенитной стали 03X16H14M3T) и смешанные мартенситно-аустенитные структуры (в поверхностном слое метастабильной аустенитной стали 12X18H10T). В результате проведения фрикционной обработки метастабильной аустенитной стали с исходной микротвердостью в закаленном состоянии 220 HV_{0,025} достигается упрочнение поверхностного слоя вплоть до 710 HV_{0,025}. Упрочнение поверхности деформационно-стабильной стали с исходной микротвердостью 290 HV_{0,025} достигает 730 HV_{0,025}, несмотря на пониженную нагрузку и меньшее число сканирований индентором при фрикционной обработке.

Таким образом, независимо от фазового состояния, формируемого на поверхности сталей 12X18H10T и 03X16H14M3T фрикционной обработкой, достигаются близкие уровни интенсивного деформационного упрочнения (до 710–730 HV_{0,025}).

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Структура» № 01201463331 (проект УрО РАН № 15-9-12-45) и государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 01201354598 при частичной поддержке РФФИ (проект № 15-08-07947).

1. Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л., Юровских А.С., Саврай Р.А. Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2015. № 4 (69). С. 80-92.
2. Hajian M., Abdollah-zadeh A., Rezaei-Nejad S.S., Assadi H., Hadavi S.M.M., Chung K., Shokouhimehr M. Materials and Design. 2015. V. 67. P. 82-94.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ

Малашенко В.В.^{1,3}, Малашенко Т.И.², Глазунов А.А.³, Носов М.А.³

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина,
malashenko@fti.dn.ua

²Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

³Донецкий национальный университет, Донецк, Украина

В настоящее время лазерные установки и технологические линии широко используются в различных отраслях промышленности и по экономическим показателям успешно конкурируют с традиционными средствами обработки материалов. Уникальные свойства лазерного излучения, в частности, высокая плотность энергии в импульсе, позволяют оказывать существенное влияние на улучшение механических свойств различных изделий. Использование лазеров позволяет управлять изменениями в системе структурных дефектов, которые влияют на прочность, пластичность и другие механические характеристики обрабатываемых материалов [1]. Лазерные импульсы обеспечивают возможность высокого темпа введения энергии в среду. При облучении кристаллов мощными лазерными импульсами (10^7 – 10^8 Вт см⁻²) образуется ударная волна, при этом генерация точечных дефектов (вакансий и междоузлий) происходит во всем объеме твердого тела, по которому прошел волновой фронт. Изменяя мощность лазерного воздействия, мы можем в широких пределах изменять плотность неравновесных дефектов. Если с помощью лазерного импульса нагреть металл до высокой температуры, а затем быстро охладить, можно получить высокую плотность замороженных неравновесных вакансий [2]. Авторами упомянутой работы было показано, что существует оптимальная длительность импульса, обеспечивающая максимальную концентрацию вакансий. Например, для железа, алюминия и некоторых других металлов эта длительность составляет 10^{-3} с. Опираясь на теорию динамического взаимодействия структурных дефектов, развитую в работах [3–5], мы проанализировали влияние этих вакансий на механические свойства металлов в условиях высокоскоростной деформации, когда скорость пластической деформации может достигать значений 10^3 – 10^7 с⁻¹, а плотность подвижных дислокаций возрастает до 10^{14} – 10^{15} м⁻² [6]. В частности, было получено выражение для вклада вакансий в величину динамического предела текучести

$$\tau_v = K \frac{\sqrt{c}}{\rho} \dot{\epsilon} \quad (1)$$

где c – безразмерная концентрация вакансий, ρ – средняя плотность подвижных дислокаций в материале, K – константа, зависящая от упругих модулей металла, $\dot{\epsilon}$ – скорость пластической деформации. Численные оценки показывают, что вклад примесей в предел текучести может составлять десятки процентов.

1. Ф.Х. Мирзоев, В.Я. Панченко, Л.А. Шелепин. УФН, **166**, 3 (1996).
2. М.И. Маркевич, А.М. Чапланов. Металлофизика, **7**, 100 (1985).
3. V.V. Malashenko, Physica B: Phys. Cond. Mat., **404**, 3890 (2009).
4. В.В. Малашенко, ФТТ, **58**, 1973 (2016).
5. В.В. Малашенко, ПЖТФ, **42**, 1 (2016).
6. D. Tramontina, E. Bringa, P. Erhart, J. Hawreliak, T. Germann, R. Ravelo, A. Higginbotham, M. Suggit, J. Wark, N. Park, A. Stukowski, Y. Tang. High Energy Density Physics **10**, 9 (2014).

ФОРМИРОВАНИЕ КРУГОВОЙ ПРИЗМАТИЧЕСКОЙ ПЕТЛИ КАК КАНАЛ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ ЧАСТИЦАХ

Кравченко М. Ю.,¹ Красницкий С. А.,^{1,2} Гуткин М. Ю.,¹⁻³
Колесникова А. Л.,^{2,3} Романов А.Е.³⁻⁵

¹ СПбПУ Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

² Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁴ ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁵ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

maryia.krauchanka@gmail.com

Металлические частицы с ГЦК кристаллической структурой часто принимают форму многогранников с осью симметрии пятого порядка. Их называют «пятикратными двойниками» или «пентагональными» частицами (ПЧ). Эти объекты интенсивно изучались в течении последних шестидесяти лет и до сих пор демонстрируют уникальные свойства [1]. Исследование происхождения и внутреннего строения ПЧ позволит изучить влияние одиночных дисклинаций на свойства твердых тел, проверить теоретические модели релаксации неоднородной упругой энергии, разобраться с механизмами образования и роста ПЧ. Известно, что в пентагональных стержнях и ПЧ имеются остаточные механические напряжения, их упругая энергия пропорциональна объему частицы. Напряжения и энергии релаксируют по разным механизмам, за счет зарождения различных дефектов – дислокаций, дисклинаций, малоугловых границ зерен и т. д. Некоторые из механизмов развиваются последовательно с увеличением частиц, но начало релаксации напряжений в ПЧ происходит путем генерации одиночных дефектов, таких как круговая призматическая дислокационная петля (КПДП) [2].

В настоящей работе представлен анализ релаксации напряжений в декаэдрической частице (ДЧ), одной из простейших ПЧ. Начальное напряженно-деформированное состояние ДНЧ моделируется созданием положительной клиновой дисклинации расположенной аксиально в упругом шаре. Решение краевой задачи теории упругости представлено в [3]. Подобная задача для КПДП в упругом шаре решена в [4]. На основании этих решений оценивается вызванное зарождением КПДП изменение полной энергии ДЧ, и оказывается, что ее образование энергетически выгодно, когда радиус ДЧ превышает некоторое значение. На критический радиус частицы влияют свойства материала: параметр ядра [5] и коэффициент Пуассона. Исследована зависимость оптимального радиуса КПДП от радиуса частицы. Оптимальный радиус петли заметно увеличивается с возрастанием коэффициента Пуассона и уменьшается с увеличением параметра ядра. Заметим, что критический радиус ДЧ примерно в два раза превышает значение для пентагонального стержня [6] и в пять раз для икосаэдрической частицы, демонстрируя устойчивость ДЧ к формированию КПДП.

1. L.D. Marks, L. Peng, J. Phys.: Condensed Matter 28 (2016) 053001.
2. M.Yu. Gutkin et al., Scripta Mater. 83 (2014) 1.
3. A.L. Kolesnikova et al., Int. J. Sol. Struct. 99 (2016) 82.
4. A.L. Kolesnikova et al., Int. J. Sol. Struct. 50 (2013) 1839.
5. J.P. Hirth, J. Lothe, Theory of Dislocations, 2nd ed., Wiley, 1982.
6. A.L. Kolesnikova, A.E. Romanov, Tech. Phys. Lett. 33 (2007) 886.

МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ ТЕЛ

Феклистова Е.В

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,

Пермь, Россия

cem.feklistova@mail.ru

Учет закритической стадии деформирования [1] является характерной особенностью уточненного прочностного анализа. Закритическая стадия связана с процессом структурного разрушения и трещинообразования. Знание основных закономерностей процесса разупрочнения, его математическое моделирование, позволяют лучше спрогнозировать условия потери устойчивости конструкцией, выявить возможные параметры управления процессами разрушения и в значительной мере реализовать деформационный резерв материала.

Настоящая работа посвящена моделированию процесса структурного разрушения неоднородных тел, исследованию условия перехода дефектов от равновесного роста к динамическому разрушению [2], изучению развития пластических зон на стадии разупрочнения материала. Для этого на базе прикладного пакета ANSYS моделировалось одноосное растяжение структурно-неоднородных тел. Предложен алгоритм численной реализации процесса упруго-хрупкого разрушения с учетом стадийности [4]. Решалась задача деформирования тела из пластически разупрочняющегося материала с учетом его поврежденности [3]. В результате исследования были получены поля интенсивности напряжений и деформаций, построены зоны разупрочнения, а также получены расчетные диаграммы деформирования в осях «нагрузка-перемещение».

Таким образом, численное решение задач с учетом ниспадающего участка позволяет исследовать возникновение и развитие зон разупрочнения и разрушения что является основой для повышения живучести и несущей способности частей конструкций.

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-00069) в Пермском национальном исследовательском политехническом университете.

1. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. М.: Наука, 1998. 288 с.
2. Ильиных А.В., Вильдеман В.Э. Моделирование процессов структурного разрушения и масштабных эффектов разупрочнения на закритической стадии деформирования неоднородных сред // Физическая мезомеханика. – 2007. - № 10 (4). – С. 23-29
3. Радченко В.П., Горбунов С.В. Метод решения краевой упругопластической задачи о растяжении полосы с концентратором напряжений с учетом локальных областей пластического разупрочнения материала // Вест. Сам. гос. техн. ун-та. Сер. Физ.-мат. Науки. 2014. №4 (37). - С.98-110
4. Феклистова Е.В., Вильдеман В.Э. Численное моделирование процесса разрушения пластины с концентратором напряжений // Математическое моделирование в естественных науках, 5 – 8 октября, 2016 год, г. Пермь, с.401-403

ПРОЧНОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ОРИЕНТАЦИЯХ ОСИ ДЕФОРМАЦИИ

¹Куринная Р.И., ¹Зголич М.В., ¹Старенченко В.А., ²Матвеев М.В.,
¹Зголич И.А., ¹Шалыгина Т.А., ¹Садритдинова Г.Д.

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия,

riklaz@mail.ru

В результате реакции между дислокациями некомпланарных систем скольжения возникают дислокационные конфигурации, содержащие дислокационные соединения, способные тормозить дальнейшее движение скользящей дислокации. Исследование изменения дислокационной конфигурации под напряжением проведено авторами [1, 2] в реальной трехмерной картине пересечения реагирующих дислокаций. В результате обнаружено [2, 3], что под приложенным напряжением возможно не только полное разрушение дислокационного соединения, но и образование длинного прочного дислокационного барьера.

В данной работе представлены расчеты прочности дислокационных соединений для следующих ориентаций оси деформации кристалла [100], $\bar{1}11$ и [101]. Расчеты проведены при произвольных пересечениях реагирующих дислокаций и полного набора дислокационных реакций для каждой ось деформации.

Среди всех рассмотренных соединений выделим следующие. 1). Соединения, которые под напряжением разрушаются полностью, обеспечивая дальнейшее движение дислокаций в зоне сдвига. 2). Соединения, длина которых на один два порядка меньше исходной длины, увеличивают плотность дислокационных обрывков, оставаясь в зоне сдвига неразрушенными. 3). Соединения, которые под действием напряжения образуют длинные барьеры. Среди них выделены наиболее длинные, превосходящие 0,9 длины свободного дислокационного сегмента.

Наибольшее количество полностью разрушаемых соединений (около 17%) наблюдается при ориентации оси деформации [100]. При оси деформации [101] около 50% коротких соединений остаются в зоне сдвига неразрушенными, обеспечивая накопление дислокаций в зоне. Порядка 50% длинных соединений, длина которых превосходит исходную длину, образуются при ориентации оси деформации $\bar{1}11$. Наибольшее количество длинных прочных барьеров (0,7%), длина которых $\geq 0,9$ длины свободного дислокационного сегмента, образуются при оси деформации [100]. Такие барьеры по длине и прочности способны являться границами зоны сдвига.

1. Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А. Расчеты длин дислокационных соединений в ГЦК-кристаллах. // Изв. Вузов. Физика. – 2004. – № 7. – С. 19–25.
2. Старенченко В.А., Зголич М.В., Куринная Р.И. Образование протяженных соединений и барьеров в результате междислокационных реакций в ГЦК кристаллах. // Изв. Вузов. Физика. – 2009. – № 3. – С. 25–30.
3. Куринная Р.И., Зголич М.В., Старенченко В.А. Механизмы образования длинного дислокационного соединения в ГЦК монокристаллах // XXI Петербургские чтения по проблемам прочности. К 100-летию со дня рождения Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова. Санкт-Петербург, 15–17 апреля 2014 г.: сб. материалов. – СПб.: Соло, 2014 – С. 182–184.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ИХ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМД-МЕТОДАМИ

Кустов А.И.¹, Мигель И.А.²

¹Воронежский государственный педагогический университет,
Воронеж, Российская Федерация;

²Военный Учебно-Научный Центр ВВС Военно-Воздушной Академии
им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина,
Воронеж, Российская Федерация

Важность структурных параметров определяется возможностью надежно *прогнозировать* поведение материалов в процессе эксплуатации. При этом важную роль играет как собственная структура материала, так и структура дефектов в нем. Проблемы анализа структуры материалов и дефектов решались с помощью АМД-методов [1]. Эти методы основаны на анализе акустических волн, отраженных от объекта исследований. Они позволяют получать акустические изображения зеренной структуры сталей (рис.1а), и по размеру зерна рассчитывать значения скоростей ПАВ (v_R) (рис.1д) и условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) (рис.1е). Для получения представленных графических зависимостей использовался метод $V(Z)$ -кривых [2]. Режим визуализации позволяет выявлять и оценивать характеристики систем микротрещин, как в монокристаллических полупроводниках (рис.1б), так и в сталях (рис.1в). Хорошо обнаруживаются микротрещины и в режиме контроля строки САМ (рис.1г). Характер дефектов, их количество и распределение в растре позволяют эффективно прогнозировать поведение изучаемых материалов.

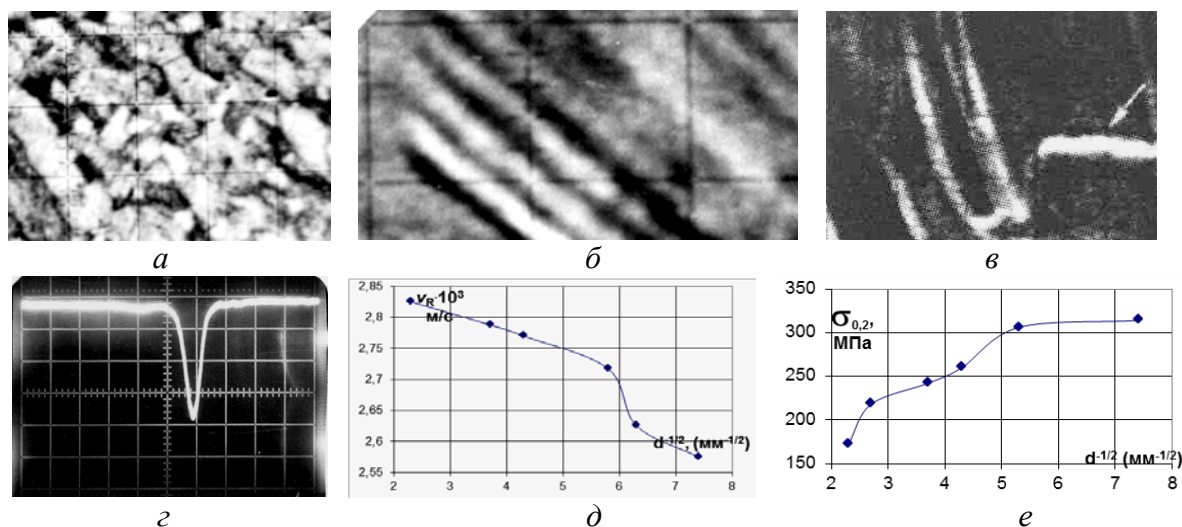


Рис.1. Анализ структуры и свойств материалов АМД-методами (а – акустический снимок структуры стали, 100х70 мкм; б – микротрещина в монокристалле кремния, 18 мкм/дел.; в – микротрещина в стали; г – сигнал строки в районе микродефекта в стекле; д – зависимость скорости ПАВ от размера зерна стали (d_3); е – связь d_3 и $\sigma_{0,2}$).

1. Мигель И.А., Кустов А.И. // Вестник Тамбовского университета., сер. “Естественные и технические науки”. – Тамбов. 2010. Т.15. вып.3. часть I. (с. 1062-1063)
2. Кустов А.И., Мигель И.А. Определение параметров упрочнения или восстановления свойств поверхности материалов с помощью инновационных методов физического эксперимента – АМД-методов // ФПСМ., том 11, №4/2., 2014. – с. 592 -598.

АКУСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ КАК ОСНОВА ИННОВАЦИОННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ И ОЦЕНКИ ЗНАЧЕНИЙ ИХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Кустов А.И.¹, Мигель И.А.²

¹Воронежский государственный педагогический университет,
Воронеж, Российская Федерация;

²Военный Учебно-Научный Центр ВВС Военно-Воздушной Академии
им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина,
Воронеж, Российская Федерация

Оценка значений физико-механических характеристик металлов – современная актуальная задача. Для её решения было предложено использовать акустические волны [1]. Разработанный алгоритм исследований стали 3 позволил рассчитать её физико-механические параметры как традиционным, разрушающим способом, так и с помощью АМД-методов [2]. На первом этапе проводились инструментальные эксперименты, позволившие с помощью разрывной машины получить экспериментально кривую $\sigma - \varepsilon$ (рис. 1а). Условно она была разделена на IV области (0 – 3%; 3 – 6%; 6 – 15%; 15 – 20 и 20 – 25% – всего).

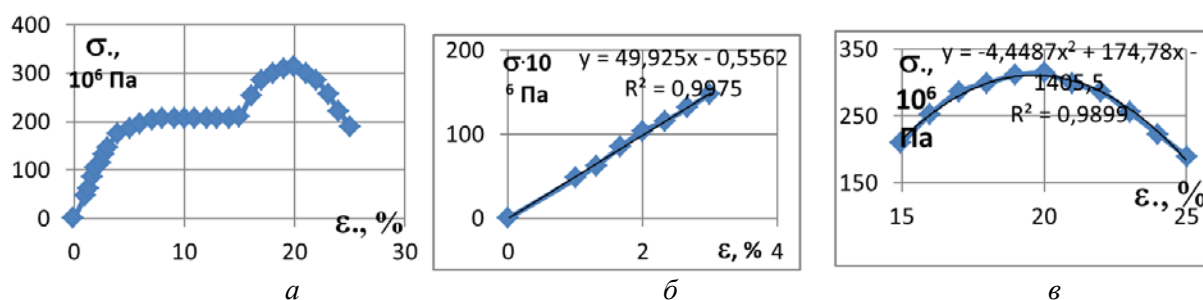


Рис. 1. Экспериментальная кривая, и её участки (1 и 4) полученная традиционным методом (1-я – область чисто упругих деформаций; 4-я – область предела прочности)

На втором этапе для анализа полученной кривой и нахождения базовых характеристик образца материала применены информационные технологии (ИТ), обеспечившие расчет предела пропорциональности ($\sigma_{\text{пц}}$), предела упругости (σ_y), условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела текучести (σ_T), предела прочности (σ_B) (рис.1б и 1в). На следующем этапе применены АМД-методы для расчета искомых характеристик. Из рис.1б был определен угол наклона линейного участка кривой к оси деформаций (66° , а его тангенс – 2,246). Напряжению в 148 МПа ($\sigma_{\text{пц}}$) соответствует деформация в $(6,58 \cdot 10^{-2})\%$. Отношение этих величин в сотнях ГПа численно равно тангенсу угла наклона прямой упругости к оси деформаций и модулю упругости – 225 ГПа. Из второй области кривой был рассчитан $\sigma_{0,2}$, (177 МПа). При деформациях в 8 – 14% наблюдалась площадка текучести ($\sigma_T = 207,5$ МПа). По данным 4-ой области кривой $\sigma - \varepsilon$ (рис.1в) рассчитано значение (σ_B) и соответствующая предельная деформация. Решение этой задачи осуществлялось на основе алгоритма оптимизации (функция «Поиск решения» приложения Windows MS Excel). Получены значения ε_B и σ_B ($\varepsilon, \% = 19,64394$, $\sigma_B = 311,184 \cdot 10^6 \text{ Па}$), которые в пределах погрешности совпадают со стандартными значениями [3], а также с рассчитанными АМД-методами.

1. Мигель И.А., Кустов А.И. // ФПСМ., том 12, №2., 2015. – с. 241 -247.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // ФПСМ., том 11, №4/2., 2014. – с. 592 -598.
3. Физические величины: справочник / А.П.Бабичев, Н.А. Бабушкина, и др.; п/р И.С. Григорьева и Е.З. Мейлихова. – М.; Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ТОНКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК СИСТЕМЫ Cu–Sn, ПОЛУЧЕННЫХ В КРАЙНЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ

Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,
makrushina3008@mail.ru*

Причина повышенного внимания к системе Cu–Sn связана со структурными особенностями образования интерметаллических фаз в тонких пленках Cu/Sn или сплава Cu–Sn, нанесенных на медную подложку. Медь интенсивно диффундирует из подложки в слой олова при относительно невысоких температурах. Этот процесс сопровождается ростом вискеро́в Sn [1], синтезом интерметаллида Cu_6Sn_5 [2], а также формированием ориентированных столбчатых структур фазы Cu_6Sn_5 с диаметром до десятков микрометров [3].

В данной работе представлены результаты исследования структурно-фазового состояния тонких интерметаллических пленок, полученных при отжиге бинарных тонких пленок Cu/Sn.

Для анализа структурно-фазового состояния были проведены рентгенофазовые и электронно-микроскопические исследования синтезированной интерметаллической тонкой пленки. Согласно рентгеновским данным пленка представляет собой монофазную интерметаллическую тонкую пленку. Исходные фазы олова и меди отсутствуют. Анализ межплоскостных расстояний позволяет идентифицировать интерметаллическую фазу как соединение Cu_6Sn_5 , имеющее гексагональную решетку, т.е. находящуюся в метастабильном структурном состоянии. Средний размер областей когерентного рассеяния, рассчитанный по уширению рентгеновских рефлексов, составил около 20 нм. Таким образом, можно сказать, что структурное состояние тонкопленочного конденсата является нанокристаллическим.

Структура тонких пленок и характер разориентации нанокристаллов более точно может быть выяснен из анализа данных просвечивающей электронной микроскопии. Электроннограмма интерметаллической пленки представляет собой систему колец. Картина дифракции электронов свидетельствует, что данная система дифракционных максимумов формируется от семейства плоскостей, принадлежащих только одной зоне с осью [100], интерметаллического соединения Cu_6Sn_5 . Можно заключить, что кристаллы, дающие эти отражения, одинаково ориентированы относительно плоскости пленки, но развернуты друг относительно друга случайным образом на различные углы относительно оси, перпендикулярной плоскости пленки, совпадающей с кристаллографической осью [100] отдельных монокристаллов.

1. Choi W.J., Lee T.Y., Tu K.N., Tamura N., Celestre R.S., MacDowell A.A., Bong Y.Y., Nguyen L. Tin whiskers studied by synchrotron radiation scanning X-ray micro-diffraction // *Acta Materialia*. – 2003. - Vol.51.
2. Xu G.-S., Zeng J.-B., Zhou M.-B., Cao S.-S., Ma X., Zhang X.-P. Influence of Soldering Temperature and Dwelling Time on Morphological Evolution of Cu_6Sn_5 Intermetallic Compound at the Sn-3.0Ag-0.5Cu/Cu Interface // *International Conference on Electronic Packaging Technology and High Density Packaging*. – 2012.
3. Choudhury S. F., Ladani L. Grain Growth Orientation and Anisotropy in Cu_6Sn_5 Intermetallic: Nanoindentation and Electron Backscatter Diffraction Analysis // *Journal of Electronic Materials*. – 2014.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ И КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ НА ОСНОВЕ РЕГИСТРАЦИИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Зубова Е.М.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия
sem.zubova@mail.ru*

Углерод-углеродные композиционные материалы имеют сложную структуру, определяющую многостадийный характер накопления повреждений. [1,2,3] Для изучения процесса разрушения в композиционных материалах при статических и циклических испытаниях требуются дополнительные методы диагностики. Одним из таких является метод регистрации сигналов акустической эмиссии, основанный на преобразовании сигналов механической вибрации от различных источников, которыми в данном случае являются повреждения, в электрические сигналы и анализ акустического отклика.

В данной работе были проведены экспериментальные исследования образцов углерод-углеродного композиционного материала с нанесенным функциональным керамическим покрытием с целью оценки накопления повреждений. Механические испытания на одноосное растяжение образцов проводились на универсальной электромеханической испытательной системе Instron 5882 при комнатной температуре. Регистрация сигналов акустической эмиссии осуществлялась на основе использования системы AMSY-6 (Vallen System GmbH).

В ходе анализа сигналов акустической эмиссии построены графики зависимости параметров акустической эмиссии от времени. Представленные результаты иллюстрируют многостадийный характер накопления повреждений в углерод-углеродном композиционном материале. Также анализ сигналов акустической эмиссии позволил более детально изучить эволюцию повреждаемости в керамических покрытиях.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 16-41-590360 p_a.

1. Исследование механизмов разрушения углеродных композиционных материалов на основе механических испытаний с регистрацией сигналов акустической эмиссии / А.И. Шилова, В.Э. Вильдеман, Д.С. Лобанов, Ю.Б. Лямин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2013. – № 4. – С. 169–179.
2. Экспериментальное исследование влияния высокотемпературной обработки тканого наполнителя на прочностные свойства углеродных композитов / А.И. Шилова, В.Э. Вильдеман, Д.С. Лобанов, Ю.Б. Лямин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2014. – № 4. – С. 221–239.
3. Research of the damage and failure processes of composite materials based on acoustic emission monitoring and method of digital image correlation / Wildemann V. E., Spaskova E. V., Shilova A. I. // Solid State Phenomena Vol. 243 (2016) pp 163-170

УСТАНОВЛЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Чуракова А.А.^{1,2}, Гундеров Д.В.^{1,2}, Лукьянов А.В.^{1,3}, Прокофьев Е.А.⁴

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа, Россия

³Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

⁴Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург, Россия

churakovaa_a@mail.ru

Сплавы системы TiNi относятся к функциональным материалам с эффектом памяти формы, имеющие широкое применение в медицине и технике [1]. В работе были проведены исследования механического поведения сплава системы TiNi с большим содержанием Ni относительно стехиометрии на примере сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} в крупнозернистом (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях. Для получения УМЗ состояния сплав TiNi были подвергнуты равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 450°C $n = 8$ циклов [2]. Механические испытания проводились на малой разрывной машине конструкции УГАТУ на малых плоских образцах при различных температурах со скоростью 10^{-3} с⁻¹. Для определения скоростной чувствительности m в качестве оценки деформационного поведения была использована известная методика изменения скоростей растяжения в процессе механических испытаний. Активационный объем рассчитывался по формуле $\Delta V = \sqrt{3} kT/m\sigma$, где σ – напряжение течения, МПа, k – постоянная Больцмана, T – температура испытаний, К.

Микроструктура сплава Ti_{49,1}Ni_{50,9} в исходном крупнозернистом состоянии после закалки представляла собой аустенит с размером зерен около 50±5 мкм. РКУП позволяет получить структуру с размером структурных элементов около 0,3±0,02 мкм. В исходном состоянии при комнатной температуре предел текучести сплава равен 810 МПа, после РКУП – 1000 МПа. При испытаниях при комнатной температуре на кривых растяжения и в КЗ, и УМЗ состоянии при напряжении σ_m около 300–400 МПа наблюдается площадка фазовой псевдотекучести, а при повышении температуры растяжения от 150° до 500°С площадка фазовой псевдотекучести сначала резко снижается, а в последующем – исчезает, что свидетельствует о блокировке превращения B2 – B19'. При повышении температуры испытаний наблюдается снижение уровня прочности как в КЗ, так и в УМЗ состояниях. Для сравнения планируется проведение аналогичных испытаний в нанокристаллическом состоянии, полученном методом интенсивной пластической деформации кручением с последующим отжигом, с размером зерен порядка 40–50 нм. В работе также проанализировано изменение скоростной чувствительности материалов в зависимости от состояния и температуры испытаний.

Исследования выполнены при поддержке гранта РФФИ мол_а № 16-38-00242.

1. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications. / Ed. by V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault and F. Trochu. Montreal: ETS Publ., 2003. - 851 p.
2. Столяров, В.В. Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в сплавах TiNi, подвергнутых равноканальному угловому прессованию / В.В. Столяров, Е.А. Прокофьев, С.Д. Прокошкин, С.В. Добаткин, И.Ю. Трубицына, И.Б. Хмелевская, В.Г. Пушин, Р.З. Валиев // Физика металлов и металловедение. – 2005. – Т.100, №6. – С.91–102.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ СТАРЕНИЯ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi

Чуракова А.А.^{1,2}, Гундеров Д.В.^{1,2}

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа, Россия

churakovaa_a@mail.ru

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) принадлежат к классу функциональных материалов с эффектами памяти формы (ЭПФ), обусловленными термоупругими мартенситными превращениями «B2 – B19'», протекающими в диапазоне температур, близких к комнатным [1–4]. Понимание природы влияния многократных циклов «охлаждения и нагрева» ниже и выше точек мартенситного превращения – термоциклирования (ТЦ) – на структуру и свойства материалов имеет большое значение для сплавов TiNi и изделий из них. Известным методом повышения свойств сплавов TiNi являются методы ИПД, в частности, для формирования УМЗ структуры применяется метод равноканального углового прессования (РКУП). Исследования показали, что РКУП позволяет уменьшить размер зерна в сплавах TiNi до 200 – 400 нм. Наиболее широко используются «заникеленные» сплавы TiNi с большим содержанием Ni относительно стехиометрии Ti₅₀:Ni₅₀. После закалки они находятся в состоянии твердого раствора (Ni в B2 фазе). После термообработки в интервале температур в них происходит выделение дисперсных упрочняющих частиц «старения» Ti₃Ni₄ [2]. Представляет интерес, какое влияние на структуру и механические свойства в стареющих сплавах окажет термоциклирование, проведенное в сплаве TiNi в крупнозернистом и ультрамелкозернистом состоянии, перед старением.

В исходном закаленном состоянии сплав Ti_{49,15}Ni_{50,85} имеет размер зерна около 30 мкм. Отжиг при температуре 400°C сохраняет размер зерна, наблюдаются частицы, выделившиеся из твердого раствора. В состоянии с предварительным термоциклированием наблюдается незначительное уменьшение размера зерна до 20 мкм и более равномерное распределение частиц, кроме этого в отдельных зернах сохраняется мартенситный рельеф. Подобное изменение структуры характеризуется последовательным повышением значений микротвердости (с 2830 до 3650 МПа). Аналогичные исследования в УМЗ состоянии показали близкую зависимость по изменению микротвердости (с 3400 до 3980 МПа). Для описания изменений микроструктуры необходимо проведение исследований с помощью просвечивающей электронной микроскопии, по результатам сканирующей микроскопии – размер структурных элементов практически не изменяется, а частицы в состоянии после ТЦ выделяются равномерно и по границам зерен, по сравнению с состоянием без термоциклирования.

1. Хачин, В.Н. Никелид титана: структура и свойства / В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев. – М.: Наука, 1992. – 161 с.
2. Brailovski, V. Shape memory alloys: fundamentals, modeling, applications / V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault, F. Trochu. – Montreal: Ecole de technologie superieure (ETS) Publ., 2003. – 851 p.
3. Shape Memory Materials / Ed. by K. Otsuka and C.M. Wayman. – Cambridge: Cambridge University Press, 1999. – 284 p.
4. Гюнтер, В.Э. Медицинские материалы и имплантаты с памятью формы / В.Э. Гюнтер, Г.Ц. Дамбаев, П.Г. Сысолятин и др. – Томск: ТГУ, 1998. – 487 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ОБРАТИМОЙ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУПНОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi

Жапова Д. Ю.¹, Гришков В. Н.¹, Лотков А. И.¹, Батурин А. А.^{1,2},
Тимкин В. Н.¹, Гусаренко А. А.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
dorzh@ispms.tsc.ru

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия

Целью данной работы было исследование закономерностей влияния температуры изотермического нагружения на проявления неупругой мартенситной деформации и развитие пластической деформации крупнозернистого сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%). При охлаждении и нагреве исследуемых образцов наблюдалось только мартенситное превращение (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$, где $B2$ – высокотемпературная кубическая фаза, а $B19'$ – моноклинная мартенситная фаза. Температуры начала и конца прямого МП составляют $M_H = 252K$ и $M_K = 223K$, соответственно, а температуры начала и конца обратного МП – $A_H = 258K$ и $A_K = 273K$, соответственно. Методом рентгеноструктурного анализа показано, что при комнатной температуре образцы имели структуру $B2$ -фазы.

Исследования неупругих свойств были проведены при кручении образцов. Заданная процессом изотермического нагружения деформация ($\gamma_{зад}$), включает неупругую ($\gamma_{снд}$) и пластическую ($\gamma_{гр}$) деформацию, развивающуюся по дислокационным механизмам. Неупругая деформация ($\gamma_{снд}$) является суммой величин эффектов сверхэластичности ($\gamma_{св.}$) и памяти формы ($\gamma_{эфф}$): $\gamma_{снд} = \gamma_{св.} + \gamma_{эфф}$. Величину сверхэластичности определяли как величину возврата неупругой деформации в изотермических циклах «нагружение-разгрузка» при деформировании образцов кручением, включая малую деформацию Гука. Величина эффекта памяти формы равна возврату неупругой деформации при последующем нагреве разгруженных образцов через интервал температур обратного МП. Накопленная при данной $\gamma_{зад}$ пластическая деформация соответствует остаточной деформации при завершении формовосстановления в процессе нагрева разгруженных образцов ($\gamma_{гр}$). В каждом последующем цикле $\gamma_{зад}$ увеличивалась (вплоть до разрушения образцов).

Исследования неупругих свойств были проведены в аустенитном состоянии при температурах $(281 \pm 2)K$, $(299 \pm 2)K$, $(315 \pm 2)K$ и $(338 \pm 2)K$. При температуре испытаний $(281 \pm 2)K$, когда даже незначительные внешние напряжения инициируют МП в фазу $B19'$, наблюдаются наиболее высокие значения $\gamma_{снд}$, достигающие $\sim 18\%$. При повышении температуры испытаний и, соответственно, повышении напряжения мартенситного сдвига, вследствие осуществления дислокационного скольжения уже на начальных этапах деформирования кручением происходит пластическое течение исследуемых образцов. Величина $\gamma_{снд}$ при этом снижается: в испытаниях при температурах $(299 \pm 2)K$, $(315 \pm 2)K$ и $(338 \pm 2)K$ $\gamma_{снд}$ составляет $\sim 16\%$, $\sim 12\%$ и $\sim 9\%$, соответственно. Обсуждаются условия и механизмы, обуславливающие наблюдение высоких неупругих свойств крупнозернистых образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%).

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы (III.23.2.2), проекта РФФИ (грант №16-38-00601 мол_а) и Программы Президиума РАН №35(проект №0367-2015-0023).

ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОТИВОСПАЕЧНЫХ МЕМБРАН ОТ ИХ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ

Ходыревская Ю.И.^{1,2}, Насонова М.В.¹, Твердохлебов С.И.², Кудрявцева Ю.А.¹

¹ *Национальный исследовательский институт комплексных проблем сердечно-сосудистых заболеваний, Кемерово, Россия*

² *Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия*

aiger2350@yandex.ru

Послеоперационный период зачастую сопровождается образованием спаек в различных областях, в связи с чем разработка противоспаечных мембран является актуальной задачей. Из-за высокой подвижности внутренних органов важным моментом является оценка физико-механических характеристик разрабатываемых мембран, чтобы они выдерживали необходимую нагрузку.

Материалы и методы. Наибольшее применение в медицине нашли поли-β-гидроксибутират-валерат (ПГБВ), полилактид-со-гликолид (ПЛГА) и их сополимеры. Для исследования было выбрано три группы матриц, которые отличались по процентному соотношению полимеров в составе: ПГБВ/ПЛГА в отношениях 70/30, 60/40, 50/50 %. Матрицы изготавливали методом полива (П.) в чашках Петри из трехпроцентного раствора смеси полимеров и методом электроспиннинга (Эл.) из восьмипроцентного раствора смеси полимеров.

Физико-механические свойства экспериментальных групп оценивали в условиях одноосного растяжения образцов. Испытания проведены на универсальной испытательной машине «Zwick/roell»-2.5N. Данные представлены как медиана (квартиль 25%-квартиль 75%).

Результаты. Прочностные и упруго-деформативные характеристики экспериментальных матриц представлены в таблице.

Группа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Модуль Юнга, МПа
70/30 (П.)	14,42 (13,77–14,49)	6,37 (6,32–6,65)	603,5 (566,75–611,5)
60/40 (П.)	14,37 (13,98–14,97)	5,83 (5,01–6,29)	883,45 (879,61–894,23)
50/50 (П.)	14,26 (13,53–14,98)	4,02 (3,88–4,57)	917 (861–928)
70/30 (Эл.)	2,52 (2,41–2,53)	380,18 (351,37–396,14)	67,5 (60–67,6)
60/40 (Эл.)	2,23 (2,22–2,29)	162,57 (161,57–176,08)	62 (60,7–63,6)
50/50 (Эл.)	1,97 (1,93–2,16)	195,42 (177,84–246,29)	52,8 (45,95–53,55)

Как видно из таблицы, изменяя методы изготовления противоспаечных мембран, можно управлять их механическими свойствами. Метод полива позволяет получать высокопрочные изделия, однако они имеют высокие значения жесткости, а также имеют низкие деформативные характеристики и, как следствие, низкую эластичность. За счет волокнистой структуры, получаемой методом электроспиннинга, эластичность матриц значительно увеличивается за счет снижения модуля Юнга практически в 10 раз и повышения относительного удлинения в 30–60 раз. Однако прочность данного типа изделий также снижается примерно в 5,7 раз.

Заключение. Полимерные матрицы, полученные методом электроспиннинга, имеют пористую структуру. За счет протяженных волокон, из которых они состоят, данный тип изделий обладает высокой эластичностью и меньшей жесткостью. Однако в некоторых случаях прочностные нагрузки, которые выдерживают такие матрицы, могут быть недостаточными, тогда как метод полива обеспечивает высокий предел прочности за счет сплошной структуры материала.

АСИММЕТРИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ

Тагильцев А.И., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия, antontgl@gmail.com

Материалы с функциональными свойствами в последнее время изучаются все интенсивнее, поскольку использование эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) во многих сферах деятельности актуально, а иногда и необходимо для дальнейшего развития промышленности. Эти материалы могут использоваться как сенсоры, датчики, актюаторы, демпферы, рабочие части сложных конструкций как в автомобильной индустрии, строительстве, так и в аэрокосмической промышленности, микроэлектронике. Одним из наиболее известных материалов является никелид титана и сплавы на его основе. Легирование Hf двойных сплавов NiTi значительно повышает его прочность, увеличивает критические напряжения образования мартенсита (~ 1 ГПа), приводит к росту характеристических температур мартенситного превращения (вплоть до 100К на каждые 10 ат. % Hf), а механический гистерезис становится равным не менее 400 МПа. Целью данной работы является исследование функциональных свойств в поликристаллах и [111]-монокристаллах сплава $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$ (ат. %) в зависимости от способа деформации (растяжение/сжатие) в исходном состоянии без дополнительных термообработок.

Обнаружено, что в монокристаллах сплава $\text{Ni}_{50.3}\text{Ti}_{32.2}\text{Hf}_{17.5}$, выращенных из того же сплава, что и поликристаллы, и ориентированных вдоль [111]-направления, мартенситное превращение (МП) под нагрузкой осуществляется при температурах ниже, чем в поликристаллах (на 100К). Поликристаллы при МП под нагрузкой (100 МПа) проявляют высокотемпературный ЭПФ при $T > 400\text{K}$ при деформации сжатием. Обратимая деформация (при одном и том же способе деформации) больше в монокристаллах, поскольку в них возможен ориентированный рост кристаллов мартенсита, в отличие от поликристаллов, где осуществляется усреднение деформации из-за различной ориентации зерен. Однако, наибольшая величина обратимой деформации наблюдается в поликристаллах при деформации растяжением и равна 3,4%, тогда как в монокристаллах максимальная деформация составляет 1,5% при сжатии (по сравнению с поликристаллами, где деформация при сжатии равна 1,1%).

Температурный гистерезис ΔT в обоих состояниях (поликристаллы/ монокристаллы) различается, как и его зависимость от приложенных напряжений в циклах охлаждения/нагрева при постоянной нагрузке. В монокристаллах величина ΔT не превышает 65К и уменьшается с ростом приложенных напряжений до 50К при 350 МПа. Обратная ситуация наблюдается в поликристаллах: минимальная величина ΔT составляет 40К, но гистерезис с ростом приложенных напряжений, наоборот, увеличивается до 56К при 350 МПа.

Величина коэффициента α , отвечающего за рост критических напряжений образования мартенсита с ростом температуры испытания, также отличается в поликристаллах (15,4 МПа/К) и в монокристаллах (9,4 МПа/К) и не зависит от способа деформации. Эти условия (высокое значение коэффициента α , увеличение ΔT с ростом приложенных напряжений, а также низкие прочностные свойства высокотемпературной фазы $\sigma_{0.1} < 900$ МПа) являются причиной отсутствия СЭ в поликристаллах. В монокристаллах предел текучести высокотемпературной В2-фазы $\sigma_{0.1} \approx 1500$ МПа, наблюдается высокотемпературная СЭ при $T > 363\text{K}$, а интервал развития СЭ составляет $\Delta T_{\text{СЭ}} = 60\text{K}$.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 14-29-00012

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА И ГИДРОКСИАПАТИТА

Сюсюкина В.А., Шаповалова Е., Курзина И.А.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия, vershinina_vlada@mail.ru

Разработка материалов с заданными свойствами, близкими к нативной костной ткани человека, для создания имплантатов нового поколения, является актуальной задачей. Наибольший интерес представляют биосовместимые материалы на основе полилактида (ПЛ) и гидроксиапатита (ГА), способные резорбироваться при их внедрении в организм человека, при нагрузке материал не должен растрескиваться. Целью работы являлось получение композиционных материалов и исследование их механических характеристик при статическом сжатии.

Исходные компоненты и композиционные материалы были получены по методике, описанной в [1], с массовым соотношением компонентов ПЛ/ГА 90/10, 70/30 и 60/40. Установлено, что при получении композитов сохраняются кристаллографические характеристики индивидуальных компонентов. Механические исследования на сжатие материалов проводили на установке «DEVOTRANS» со скоростью нагружения 0,1 мм/с, использованы образцы ($d = 7$ мм, $h = 3,5$ мм, $m = 0,035$ г.) Деформация материалов происходит в две стадии (рис. 1): в области I деформирование является линейно-упругим, область II характеризуется нелинейной связью напряжения и деформации и необратимостью деформирования, образец изменяет форму с цилиндра на диск. Установлено, что с увеличением содержания ГА в составе композиционных материалов значение модуля Юнга увеличивается от 742 до 917 МПа (рис. 2).

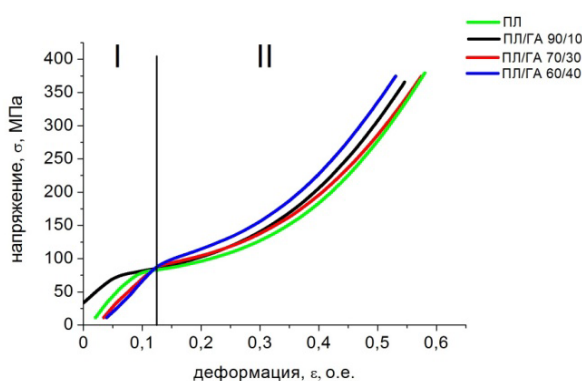


Рис. 1. Диаграмма деформирования образцов полилактида и композиционных материалов

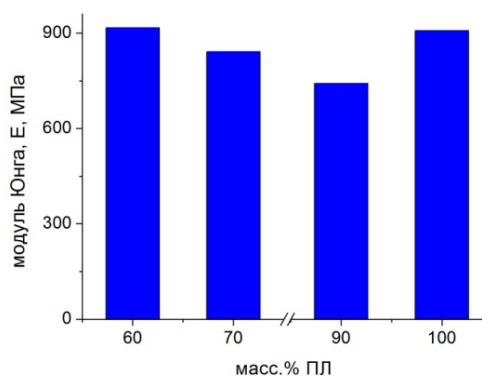


Рис. 2. Значения модуля Юнга при деформировании ПЛ и композиционных материалов

Механические исследования полученных материалов на сжатие показали, что ГА при нагрузке растрескивается и является очень хрупким материалом. Композиты на основе ПЛ и ГА при нагрузке 370 МПа деформируются до 50 %, но не растрескиваются. Добавление ПЛ приводит к понижению модуля Юнга в композиционных материалах. Полученные материалы могут быть рекомендованы в качестве композиционных материалов для получения новых имплантатов.

1. Preparation of Biocompatible Composites based on Poly-L-lactide/Hydroxyapatite and Investigation of their Anti-Inflammatory Activity / Y. Shapovalova et al. // Key Engineering Materials. - 2016. - Vol. 683. - pp. 475–480.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛИЛАКТИДА, ГИДРОКСИАПАТИТА И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ ИОНАМИ СЕРЕБРА

Лапуть О.А.¹, Пухова И.В.², Курзина И.А.³

¹ Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск

² Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск
olesyalaput@gmail.com

Полимерные и композиционные материалы на основе полилактида и гидроксиапатита нашли мировое применение в медицине благодаря своей биосовместимости и способности разлагаться в живом организме без образования токсичных соединений. Обработка материалов ионными пучками является одним из важнейших направлений современных промышленных технологий благодаря широкому диапазону режимов ведения процесса, а также возможности изменения функциональных поверхностных свойств, сохраняя при этом объемные характеристики материала [1,2]. В настоящей работе проведены эксперименты по имплантации ионов серебра при экспозиционных дозах $1 \cdot 10^{15}$ и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см², ускоряющем напряжении 20 кВ и энергии ионов 40 кэВ на материалы из полилактида (ПЛ), гидроксиапатита (ГА) и композитов на их основе (ПЛ/ГА) в соотношении 80/20 и 60/40. Проведены комплексные исследования физико-химических характеристик: фазовый состав, морфология поверхности и определение массы серебра в приповерхностном слое материалов. По данным РФА в исходном образце ПЛ и после имплантации наблюдаются два отчетливых пика ($2\theta^\circ = 16,7600^\circ$ и $19,2600^\circ$), соответствующие кристаллографическим плоскостям с индексами $[2\ 0\ 0]$, $[2\ 0\ 1]$ и характерные для структуры L-изомера полилактида. В свою очередь, ГА характеризуется следующим набором дифракционных линий: $2\theta^\circ = 25,8600^\circ$, $31,7600^\circ$ и $32,1800^\circ$, которые соответствуют кристаллографическим плоскостям с индексами $[0\ 0\ 2]$, $[2\ 1\ 1]$ и $[1\ 1\ 2]$. На дифрактограммах композитов состава ПЛ/ГА 80/20 присутствуют дифракционные линии характерные как для ПЛ, так и для ГА ($2\theta^\circ = 16,5800^\circ$, $19,3400^\circ$, $32,0400^\circ$), при этом появления новых рефлексов и смещения дифракционных линий не обнаружено, что свидетельствует о сохранении химического состава и кристаллографической идентичности исходных компонентов после ионной имплантации. Для композита состава ПЛ/ГА 60/40 до и после облучения ионами серебра также наблюдаются 3 пика ($2\theta^\circ = 16,4600^\circ$, $19,1800^\circ$, $31,9800^\circ$). После имплантации ионов серебра во всех образцах наблюдается уширение пиков (от 1,25 до 1,6 раз) и уменьшение их интенсивности (от 1,5 до 3,5 раз). По данным СЭМ, структура поверхности после введения ионов серебра с экспозиционной дозой $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² пористая, по сравнению с однородной структурой поверхности образцов чистого ПЛ. На СЕМ-изображениях поверхности композитов можно выделить отдельные зерна фаз полилактида и гидроксиапатита. Исходя из данных, полученных с помощью атомно-эмиссионного анализа, видно, что массовая доля серебра в образцах ПЛ/ГА 80/20 с экспозиционной дозой облучения $1 \cdot 10^{15}$ ион/см² и $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² практически одинакова и составляет примерно 0,16%. В образцах ПЛ/ГА 60/40 массовая доля серебра значительно разнится, при дозе облучения $1 \cdot 10^{15}$ ион/см² она составила 0,002%, а при дозе облучения $1 \cdot 10^{16}$ ион/см² составила 0,08%.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ а 15-08-05496.

1. Gilding D.K., Reed A.M., Biodegradable polymers for use in surgery Polyglycolic-polyacetic acid homopolymers and copolymers: Part 1, Polymer 20 (1979) 1459-1464.
2. Sviridov D. V., Ion implantation in polymers: chemical aspects // Chemical Problems of The Development of New Materials and Technologies. 1, 88-106 (2003).

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА И СОПОЛИ(ЛАКТИД-ГЛИКОЛИД)А В ПРОЦЕССЕ ИХ ПОЛУЧЕНИЯ

Березовская А.А., Лыткина Д.Н., Курзина И.А.

Томский государственный университет, Томск, Россия,
annberezza@ya.ru

Костная биоткань – природный композит полимера (коллагена) и керамики (гидроксиапатита) [1]. Композиты для замены костной ткани, основанные на биоразлагаемых полимерах и гидроксиапатите – один из самых многообещающих материалов медицинского назначения [2]. Целью работы являлось исследование изменений фазового состава пористых композитов на основе гидроксиапатита (ГА) и сополи(лактид-гликолид)а (СЛГ) в процессе их получения.

Композиционные материалы получали в несколько этапов: из ГА и порообразующего агента (хлорида натрия) изготавливали таблетки, которые прокаливали при $T = 700^{\circ}\text{C}$, а затем вымачивали в дистиллированной воде для вымывания порообразователя. Полученные подложки пропитывали раствором сополимера лактида и гликолида в хлороформе с обработкой ультразвуком в течение 20 мин. Варьируя содержание порообразователя, получили ряд композитов (таблица 1).

Таблица 1. Соотношение компонентов в композитах

Обозначение композита	Соотношение ГА:NaCl, масс % в подложках	Соотношение ГА:СЛГ, масс % относительно массы композитов
K1	90:10	95:5
K2	75:25	97:7
K3	50:50	83:17

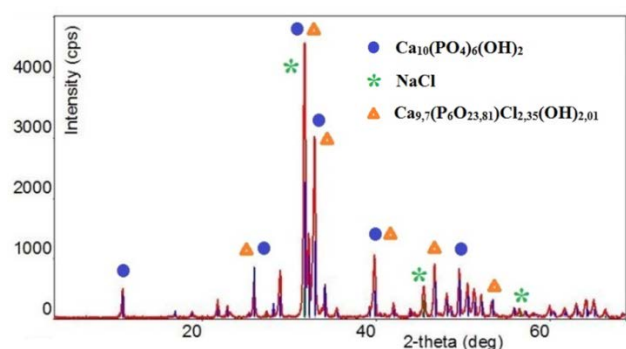


Рис.1. Дифрактограмма подложки композита после прокаливания

Результаты РФА указывают на наличие фазы ГА на протяжении всего процесса получения композитов. Фаза СЛГ не регистрируется из-за низкой кристалличности СЛГ. После прокаливания подложки ГА с NaCl образуется новая фаза хлорзамещенного ГА (рисунок 1), которая впоследствии полностью вымывается из подложки. Это подтверждается потерей массы ГА на стадии вымачивания подложек, которая составляет 3,2 – 4,1 отн. % для композитов K1 – K3.

Таким образом, с увеличением содержания порообразователя на первой стадии увеличивается доля фазы хлорзамещенного гидроксиапатита, что способствует возникновению дополнительной пористости.

1. Баринов С. М. Биокерамика на основе фосфатов кальция / С. М. Баринов, В. С. Комлев. – М.: Наука, 2005. – 204 с.
2. Kulinets I. Biomaterials and their applications in medicine / I. Kulinets // Regulatory Affairs for Biomaterials and Medical Devices. – 2015. – P. 1-10.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА $\text{Al-Al}_2\text{O}_3$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ МНОГОКРАТНОЙ ПРОКАТКИ С СОПРЯЖЕНИЕМ СЛОЕВ

Иванов К.В., Фортуна С.В., Калашникова Т.А., Глазкова Е.А.

Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия.

ikv@ispms.ru

Для повышения свойств композиционных материалов с металлической матрицей предложено наряду с упрочнением дисперсными частицами использовать структурное упрочнение за счет формирования ультрамелкозернистого состояния в матрице путем интенсивной пластической деформации. Представляется перспективным подход, при котором введение частиц в материал матрицы происходит непосредственно в процессе интенсивной пластической деформации, например, способом многократной прокатки с сопряжением слоев (в англоязычной литературе accumulative roll bonding – ARB). Известно, что уменьшение размера частиц второй фазы в композиционных материалах с металлической матрицей дает возможность снизить долю этой фазы с одновременным улучшением свойств – увеличением прочности, снижением электросопротивления и других. Поэтому перспективно использование наноразмерных частиц.

Были получены модельные композиционные материалы $\text{Al}-n\text{Al}_2\text{O}_3$ (где $n\text{Al}_2\text{O}_3$ – наночастицы оксида алюминия) с массовой долей наночастиц от 0,1 до 0,5 % и числом циклов прокатки от 4 до 10. Наночастицы Al_2O_3 синтезировали в ИФПМ СО РАН методом электрического взрыва алюминиевой проволоки с последующим окислением наночастиц алюминия. Средний размер частиц составлял 50 нм. Для выяснения роли наночастиц в формировании структуры и свойств композита получали материал без введения наночастиц. Методами просвечивающей электронной микроскопии исследована структура полученных материалов. Обнаружено, что в результате многократной прокатки с сопряжением в композитах и чистых металлах формируется ультрамелкозернистая структура с вытянутыми вдоль направления прокатки зернами. Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры, определенный по темнопольному изображению, равен 650 и 800 нм для композита и чистого алюминия, соответственно. Показано, что в материале $\text{Al}-0,18\%n\text{Al}_2\text{O}_3$ в ходе первых циклов многократной прокатки наночастицы Al_2O_3 располагаются между полосами алюминия в несколько слоев. Между этими слоями наблюдаются микротрещины. По мере увеличения числа циклов до 10 наночастицы распределяются между слоями алюминия в один слой, а расстояние между частицами в слое составляет от 200 нм до нескольких микрон. Минимальное расстояние между слоями наночастиц Al_2O_3 в материале после десяти циклов прокатки составляет 600 нм при расчетном значении 2 мкм. Несоответствие расчетного и экспериментально наблюдаемого значений указывает на локализацию деформации в процессе прокатки.

Выполнена теоретический оценка оптимального содержания второй фазы в композите, получаемом способом многократной прокатки с сопряжением слоев.

Исследована эволюция микротвердости при многократной прокатке с сопряжением чистого алюминия и алюминия с внесением наночастиц. Показано, что при числе циклов прокатки менее 7 величины микротвердости в пределах разброса одинаковые. Начиная с 7 цикла прокатки, микротвердость композита превышает микротвердость чистого алюминия. После десятого цикла прокатки величина превышения составляет 5%.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Томской области в рамках научного проекта №16-43-700440.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ДВУСТОРОННИЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ГЕТЕРОФАЗНЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$

Ларченкова Н.Г., Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е.,
Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Россия, г. Томск,
vetnat23@gmail.com*

В настоящей работе представлено исследование циклической стабильности сверхэластичности (СЭ) и условий наведения двустороннего эффекта памяти формы (ДЭПФ) в гетерофазных [001]-монокристаллах ферромагнитного сплава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат. %). Термическая обработка – 1373 К, 25 мин. (закалка) +673 К, 4 ч (старение без нагрузки) монокристаллов приводит к выделению частиц γ и γ' -фазы, которые повышают прочностные свойства кристаллов.

Исследование циклической стабильности СЭ до 1000 циклов в состаренных [001]-кристаллах проводилось при заданной деформации $\varepsilon_{\text{cr}} = 6\%$, и температуре испытания $A_f + 15\text{ K} = 296\text{ K}$. Экспериментально показано, что критические напряжения образования мартенсита σ_{cr} уменьшаются на 54 % от 73 до 40 МПа, а механический гистерезис $\Delta\sigma$ на 27 % от 75 до 54 МПа во втором цикле нагрузка/разгрузка по сравнению с первым. Резкое падение напряжений и уменьшение механического гистерезиса во втором цикле нагрузка/разгрузка можно связать с образованием дислокаций и кристаллов остаточного мартенсита, появившихся в ходе первого цикла, которые в последующих циклах облегчают зарождение мартенсита [1]. Со второго цикла по 10 происходит уменьшение σ_{cr} на 15 %, а $\Delta\sigma$ – на 19 %. С 10 по 100 цикл σ_{cr} и $\Delta\sigma$ изменяются незначительно на 2–10 МПа и далее $\Delta\sigma$ и σ_{cr} с увеличением числа циклов до 1000 остаются постоянными, демонстрируя совершенную петлю СЭ с обратимой деформацией $\varepsilon_{\text{rev}} = 3,9\%$.

После термической обработки в состаренных монокристаллах $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ ДЭПФ не наблюдается. Циклические тренировки после 100 циклов нагрузка/разгрузка в условиях СЭ создают условия для наведения ДЭПФ. Величина ДЭПФ составляет $\varepsilon_{\text{rev}} = 2,2\%$, а термический гистерезис $\Delta T = 29\text{ K}$. После тренировки 1000 циклов наблюдается ДЭПФ с величиной обратимой деформации $\varepsilon_{\text{rev}} = 1,9\%$, при этом цикл охлаждение/нагрев сопровождается необратимой деформацией $\varepsilon_{\text{irrev}} = 1,0\%$ и широким термическим гистерезисом $\Delta T = 56\text{ K}$, по сравнению с кристаллами после 100 циклов. Эффективность наведения ДЭПФ $\eta = \varepsilon_{\text{rev}}^{\text{ДЭПФ}} / \varepsilon_{\text{rev}}^{\text{СЭ}}$ после 100 и 1000 циклов составляет $\eta \approx 55\%$, таким образом, увеличение числа изотермических циклов в условиях высокой циклической стабильности СЭ от 100 до 1000 не приводит к увеличению эффективности наведения ДЭПФ, однако с увеличением числа циклов до 1000, ДЭПФ сопровождается необратимой деформацией и более широким термическим гистерезисом, по сравнению с тренировкой после 100 циклов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 16-19-10250.

1. Gall K. and Maier H. J. // Acta Mater. – 2002. – V. 50. – P. 4643-4657.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АУСТЕНИТА, ПОЛУЧЕННОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЯМЫХ И ОБРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

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

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск
litovchenko@spti.tsu.ru

Для формирования субмикрокристаллических структурных состояний в метастабильной аустенитной стали 08X18H10T использованы термомеханические обработки, включающие последовательную деформацию прокаткой с охлаждением в жидком азоте, теплую деформацию и отжиги [1].

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа исследованы особенности структурно-фазовых состояний стали на различных этапах термомеханических обработок. Изучены механические свойства стали в процессе испытаний на растяжение при комнатной температуре. Исследована термическая стабильность микроструктуры и механических свойств в условиях отжигов в температурном интервале 500 – 900 °С.

Показано, что в процессе низкотемпературной деформации в стали интенсивно развивается ($\gamma \rightarrow \alpha'$)-мартенситное превращение с формированием $\approx 55 - 75$ % α' -мартенсита. При этом сталь имеет ламельную структуру, представленную пакетами микродвойников аустенита и пакетным α' -мартенситом. В полученном структурном состоянии значения предела текучести достигают 920 – 930 МПа при относительном удлинении 14 – 15 %.

Последующая теплая деформация с нагревом до $T = 600$ °С приводит к обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситному превращению, уменьшению объемного содержания α' -мартенсита до 28 – 36 % и формированию ламельной преимущественно аустенитной структуры субмикрокристаллического масштаба. В указанном структурном состоянии предел текучести достигает 1250 МПа при удовлетворительных значениях относительного удлинения.

Кратковременные отжиги при $T = 800$ °С, 200 с после термомеханических обработок позволяют снизить содержание мартенсита в стали до 5 %, сохранив при этом ламельную субмикрокристаллическую структуру. Предел текучести после отжигов достигает 870 МПа при значениях относительного удлинения 14 – 24 %. Полученные значения предела текучести более чем в 4 раза выше исходных и обусловлены субмикрокристаллической структурой стали. В отличие от методов интенсивной пластической деформации, общая степень деформации в условиях использованных термомеханических обработок, $e < 1$.

Структурные состояния, полученные в процессе термомеханических обработок, сохраняются в условиях отжига при $T \leq 600$ °С, 1ч, при этом предел текучести составляет не менее 650 МПа, что более чем в 3 раза выше исходных значений.

Таким образом, в метастабильной аустенитной стали в условиях прямых и обратных ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситных превращений получены субмикрокристаллические структурные состояния, приводящие к 3 – 4-х кратному повышению предела текучести и обладающие термической стабильностью микроструктуры и свойств до 600 °С включительно.

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета на 2013-2020 гг. и при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а.

1. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Аккузин С.А., Полехина Н.А. Патент № 2598744 РФ. Способ термомеханической обработки метастабильной аустенитной стали Заявка: 2015124796/02, 24.06.2015. Опубликовано 24.09.2016.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

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

¹*Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск*

²*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

litovchenko@spti.tsu.ru

С целью повышения прочности стабильной аустенитной стали 02X17H14M2 проведены термомеханические обработки, включающие последовательную деформацию прокаткой с охлаждением в жидком азоте, теплую деформацию с нагревом до 600 °С и отжиги.

Методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа изучены особенности структурно-фазовых состояний стали на различных этапах термомеханических обработок. Изучены механические свойства в процессе испытаний на растяжение при комнатной температуре.

Показано, что низкотемпературная деформация приводит к ($\gamma \rightarrow \alpha'$)-мартенситному превращению и формированию до 7 % α' -мартенсита. В структуре стали наблюдается высокая плотность микро- и нанодвойников аустенита по нескольким системам двойникования и отдельные пластины α' -мартенсита.

Деформация с нагревом до 600 °С приводит к обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситному превращению, содержание мартенсита уменьшается до ≈ 1.7 %. Показано, что в условиях такой обработки микродвойниковая структура стали сохраняется, обнаружены полосы локализации деформации, распространяющиеся в микродвойниковых пакетах. В результате взаимодействия полос локализации деформации с пакетами микродвойников формируются субмикро- и наноразмерные фрагменты с мало- и высокоугловыми границами разориентации. Отличительной чертой полос локализации деформации является их двухфазная структура, представленная наноразмерными фрагментами аустенита и α' -мартенсита. Аустенитные фрагменты имеют высокоугловые разориентации кристаллической решетки по отношению к основному объему материала $\approx 60\text{--}70^\circ \langle 110 \rangle$. Характерные разориентировки кристаллической решетки, наличие в полосах наноразмерных фрагментов α' -мартенсита свидетельствуют в пользу участия прямых плюс обратных ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситных превращений [1], в которых обратные превращения реализуются по альтернативным системам, в формировании полос локализации деформации.

В полученных структурных состояниях значения предела текучести составляют 1040 – 1150 МПа при относительном удлинении 6–8%. Дополнительные отжиги после термомеханических обработок позволяют увеличить пластичность (до 11 – 16%), уменьшить объемное содержание мартенсита до минимальных (0.5%) значений при сохранении высокого уровня прочностных свойств (предел текучести 870 – 890 МПа). Повышение предела текучести в процессе термомеханических обработок стабильной аустенитной стали в 3 – 3.8 раз относительно исходных значений достигнуто за счет формирования структуры с высокой плотностью пакетов микродвойников деформации и полос локализации деформации с фрагментированной субмикро- и наноразмерной структурой. При этом общая суммарная степень деформации в условиях использованных термомеханических обработок, $\epsilon < 1$.

Работа выполнена в рамках программы повышения конкурентоспособности Томского государственного университета на 2013–2020 гг. и в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы.

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю.П., и др. // ФММ, 2003. - Т. 95. - № 2. - С. 86-95.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

**Полехина Н.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Кравченко Д.А.², Аккузин С.А.²,
Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³**

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

² *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

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

litovchenko@spti.tsu.ru

Жаропрочные комплекснолегированные 12%-Cr ферритно-мартенситные стали являются перспективными конструкционными материалами для активных зон и внутрикорпусных устройств ядерных и термоядерных энергетических реакторов. Стали этого типа используются в структурном состоянии, полученном после традиционной термической обработки (ТТО: закалка + отпуск). Одним из способов дальнейшего повышения высокотемпературной прочности ферритно-мартенситных сталей является использование высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО).

Исследовано влияние ВТМО на микроструктуру и механические свойства 12 %-Cr ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (RUSFER-EK-181: Fe-12Cr-2W-V-Ta-B-C) и ЧС-139 (Fe-12Cr-Ni-Mo-W-Nb-V-B). ВТМО включала нагрев до $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (выдержка 1 ч), горячую пластическую деформацию прокаткой в температурном интервале $600 - 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ (аусформинг) и закалку в воду. После ВТМО проводили отпуск при $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 час.

Структурно-фазовые состояния сталей ЭК-181 и ЧС-139 качественно подобны, как после ВТМО, так и после ВТМО с отпуском. Различие между ними, главным образом, заключается в увеличении (за счет более высокого содержания углерода) размеров и объемной доли грубодисперсных частиц $M_{23}C_6$ в стали ЧС-139, по сравнению с ЭК-181.

ВТМО сталей приводит к увеличению плотности дислокаций до величины $\sim 10^{12}\text{ см}^{-2}$ и выделению на них наноразмерных частиц карбонитрида ванадия $V(C, N)$. Эти частицы формируются непосредственно в процессе деформации в температурном интервале существования аустенита (аусформинг) и последующей закалки.

При отпуске сохраняется высокая объемная доля отпущенного мартенсита, наблюдается снижение внутренних напряжений и уменьшение плотности дислокаций до величины $\sim (2-5) \cdot 10^{10}\text{ см}^{-2}$. Выделяются грубодисперсные карбиды $M_{23}C_6$, однако их плотность значительно ниже, чем после ТТО. Это связано с более интенсивным, по сравнению с ТТО, обеднением твердого раствора углеродом при образовании более высокой плотности наноразмерных частиц $V(C, N)$ в процессе ВТМО. При ВТМО происходит также коагуляция и уменьшение плотности наночастиц $V(C, N)$, но их дисперсность остается достаточно высокой и размеры не превышают величины $\sim 10\text{ нм}$.

Структурные состояния, полученные после ВТМО и отпуска, обеспечивают высокие эффекты совместного дисперсного и субструктурного упрочнения и повышение предела текучести (до 850 МПа при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 470 МПа при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ для стали ЭК-181 и до 840 МПа при $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 400 МПа при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ для стали ЧС-139) при относительном удлинении (6-9%). Указанные величины предела текучести превышают соот-

ветствующие значения после ТТО на 20–150 МПа при 20 °С, 80–160 МПа при 650 °С (ЭК-181) и на 50–240 МПа при 20 °С, 30–90 МПа при 650 °С (ЧС-139).

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-38-00145.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНЫХ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЧС-139 И ЭП-823 В ОБЛАСТИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР

**Полехина Н.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Кравченко Д.А.², Тюменцев А.Н.^{1,2},
Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³**

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

² *Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия*

³ *АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия
litovchenko@spti.tsu.ru*

Для расширения рабочего температурного диапазона 9–12 %-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей, перспективных для использования в активных зонах и внутрикорпусных устройствах ядерных реакторов, необходимо решение проблемы их низкотемпературного охрупчивания. Поскольку температуры вязко-хрупкого перехода сталей такого класса до облучения находятся преимущественно в интервале отрицательных температур, в первую очередь представляет интерес детальное исследование закономерностей изменения механических свойств сталей в этом интервале.

В настоящей работе представлены результаты исследований механических свойств жаропрочных 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей ЧС-139 (20X12НМВБФАР) и ЭП-823 (16X12МВСФБР) в температурном интервале от 20 °С до –196 °С. Образцы исследовали после традиционной термической обработки, которая включает в себя закалку (в воду) от $T = 1100$ °С (выдержка 1 ч.) и отпуск при $T = 720$ °С в течение 3 ч.

Практически во всем рассматриваемом интервале температур прочностные свойства стали ЧС-139 оказываются ниже, чем стали ЭП-823 на несколько десятков МПа. Так при комнатной температуре испытаний предел текучести имеет значения ≈ 660 МПа (ЧС-139) и ≈ 700 МПа (ЭП-823). Такое различие может быть связано с уменьшением вклада дисперсного упрочнения наноразмерными частицами V(C, N) в стали ЧС-139 за счет более интенсивного формирования грубодисперсных карбидов $M_{23}C_6$. При достижении $T = -196$ °С характеристики прочности стали ЧС-139 увеличиваются, по сравнению со сталью ЭП-823 на ≈ 80 МПа.

Снижение температуры от комнатной до $T = -196$ °С приводит к более чем 1,5-кратному (от ≈ 660 –700 МПа до ≈ 1120 –1200 МПа) увеличению значений предела текучести и снижению величины относительного удлинения до разрушения сталей до $\approx 2,3$ –3,2 %. В области вязко-хрупкого перехода наблюдается значительный разброс прочностных и пластических свойств сталей. В этом интервале значения предела текучести изменяется на 40–100 МПа, величина относительного удлинения изменяется на 4–7 %, также изменяется (увеличивается) также наклон кривых $\sigma_{0,1}(T)$. Однако сам вязко-хрупкий переход обнаруживается только при ударных испытаниях при понижении температуры испытаний. Механические свойства при испытаниях на растяжение рассмат-

риваемых сталей в области отрицательных температур определить температуру вязко-хрупкого перехода не позволяют.

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.)

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ ФЛАНЦЕВ

Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Пеленев К.А., Аликин М.А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия, anoshkin@pstu.ru*

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) в настоящее время нашли широкое применение в авиастроительной, судостроительной и других отраслях промышленности и техники. Однако при их изготовлении, хранении, транспортировке и эксплуатации возникают различного рода дефекты, которые могут влиять на механические свойства конструкции изготовленной из ПКМ. Наиболее часто встречающимися дефектами является нарушения сплошности, например расслоения, непроклеи, трещины и инородные включения [1].

В настоящей работе на примере композитного конструктивно-подобного элемента фланца, выполненного из углепластика методом автоклавного формования, проведена оценка влияния на прочность технологического дефекта в виде расслоения, основными причинами возникновения которого могут служить: попадание антиадгезионных смазок, пленок, недостаточное содержание связующего, высокое содержание летучих элементов или нарушение режима формования.

Для исследования напряженно-деформированного состояния (НДС) композитного фланца были созданы трехмерные компьютерные модели с явным описанием слоистой структуры изделия. Расслоение моделировалось путем изменения опций контактного взаимодействия на ограниченных частях определенной формы и размеров между слоями компьютерной модели.

Численные расчеты проводились с использованием пакета конечно-элементного анализа ANSYS Workbench. Проведен анализ напряжений, возникающих в окрестности расслоения. Основное внимание уделено межслоевым напряжениям, играющим определяющую роль в процессе расслоения композитных конструкций. Сравнение полученных результатов с расчетом для бездефектного фланца позволило оценить влияния рассматриваемого технологического дефекта на прочность и жесткость изделия.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект №15-19-00259)

1. В.В. Мурашов А.Ф. Румянцев. Дефекты монолитных деталей и многослойных конструкций из полимерных композиционных материалов и методы их выявления. Часть 1. Дефекты монолитных деталей и многослойных конструкций из полимерных композиционных материалов [Электронный документ] // (<http://viam.ru/public/files/2008/2006-204706>) Проверено 31.03.2017

ПРОБЛЕМЫ ПРИМЕНЕНИЯ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКИХ ДАТЧИКОВ НА ОСНОВЕ РЕШЕТОК БРЭГГА ПРИ ОЦЕНКЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Матвеев В.П.¹, Шардаков И.Н.¹, Аношкин А.Н.², Паньков А.А.², Воронков А.А.²

¹ *Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия.*

² *ФГБОУ ВО Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь, Россия.*
aavoronkov714@gmail.com

В настоящее время расширяется применение полимерных композиционных материалов (ПКМ) в авиационной технике и конструкциях авиационных двигателей, что снижает их вес и повышает энергоэффективность. Возрастают и требования по безопасности и надежности силовых конструкций, выполненных из полимерных композиционных материалов, работающих в условиях сложного нагружения. В связи с этим, становятся актуальными проблемы мониторинга состояния композитных конструкций. Одним из перспективных методов контроля состояния конструкций является использование волоконно-оптических датчиков (ВОД), встроенных в композиционный материал. Однако при изготовлении изделий из полимерных композиционных материалов, оснащенных ВОД на основе решеток Брэгга, существует ряд технических и технологических проблем.

В качестве технологических проблем, в первую очередь, следует рассмотреть типы покрытий оптического волокна. Покрытия на акрилатной основе позволяют добиться высокой эластичности оптического волокна, однако при проведении температурной обработки есть риск деградации физико-механических характеристик (ФМХ), что может привести к повреждению кварцевого световода и потере сигнала. Покрытия на полиимидной основе обеспечивают защиту ВОД в температурном диапазоне до 200°C, однако обладают высокой жесткостью, что при неосторожном обращении также может привести к повреждению световода. Другой проблемой является вопрос обеспечения технологического выхода внедренных ВОД из ПКМ. Данный вопрос можно разделить на две части: минимизация влияния выходов ВОД на ФМХ ПКМ и обеспечение работоспособности внедренных датчиков. Для решения данных вопросов в настоящее время проводится ряд конструкторско-технологических исследований [1].

Наряду с технологическими проблемами существует также ряд технических ограничений по применению ВОД в ПКМ. Процесс изготовления изделий из ПКМ сопровождается высокими температурами и избыточным давлением. При воздействии давления внедренные в материал ВОД подвергаются деформированию, вследствие чего происходит изменение спектра отраженного сигнала и образование мнимых Брэгговских датчиков [2]. Следующим техническим вопросом применения ВОД на основе решеток Брэгга является зависимость величины измеряемой деформации от количества точек контроля. Так, для широкого спектра существующих интеррогаторов, измерение 1,5 – 2% деформации, характерной для ПКМ, возможно с использованием только 2–3 точек, что, очевидно, является недостаточным для контроля крупногабаритных изделий из ПКМ.

Работа выполнена в рамках Государственного задания № 11.2391.2017/ПЧ

1. Махсидов В.В., Федотов М.Ю., Шиенок А.М., Зуев М.А. К вопросу об интеграции оптоволокон в ПКМ и измерении деформации материала с помощью волоконных брэгговских решеток // Механика композиционных материалов и конструкций. 2014. Т. 20. № 4. С. 568–574.
2. Lin, C.L. “Opto-Mechanical Applications of Microstructured Materials” PhD thesis, Joseph Fourier University /National Taiwan University, 2004.

ЭФФЕКТ ГЕТЕРОГЕНИЗАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ И СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОСТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Ильясов Р.Р., Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Крымский С.В.,
Ситдигов О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

ilyasov@imsp.ru

Методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также оценки микротвердости изучено влияние вторых фаз, формирующихся при гетерогенизирующем отжиге предварительно закаленного алюминиевого сплава Д16, на трансформацию его структуры и изменение прочности при обработке, включавшей криогенную прокатку. Сплав перед прокаткой закаливали в воду с температуры 500 °С и отжигали в интервале температур 350–400 °С с выдержкой от 5 до 20 часов. Прокатку сплава в закаленном и гетерогенизированных состояниях осуществляли до суммарной степени деформации $\epsilon \sim 2$ в изотермических условиях при температуре жидкого азота. Постдеформационный отжиг проводили в камерной печи и селитряной ванне в интервале температур, от соответствующих оптимальным для искусственного старения, до закалочных.

Анализ структуры матрицы показал, что предварительная гетерогенизация активизирует деформационное наноструктурирование сплава при прокатке, стимулируя процессы непрерывной динамической рекристаллизации за счет формирования до деформирования компактных выделений упрочняющих фаз. Эффект гетерогенизации отмечался и при структурировании сплава при постдеформационном отжиге. При этом значительное влияние оказали скорость нагрева, температура и длительность выдержки при отжиге, в особенности, при температурах выше сольвуса.

Обсуждена природа рекристаллизационных процессов и роль продуктов гетерогенизации в измельчении зерен, и их влияние на стабильность формирующейся структуры и прочность сплава.

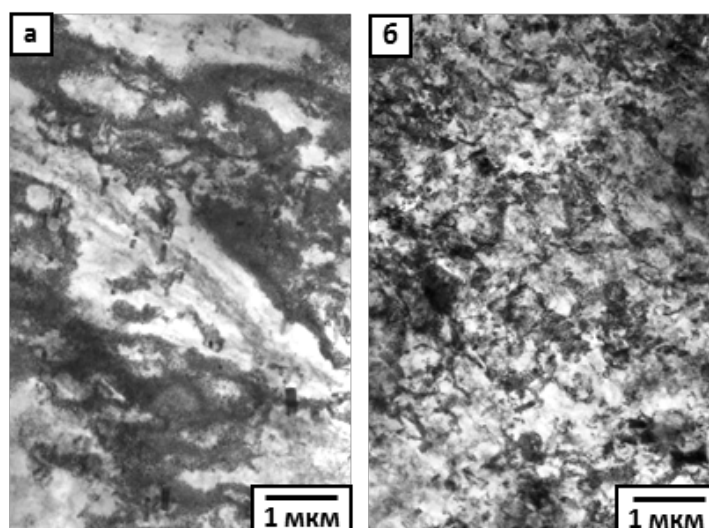


Рис. 1. ПЭМ структура криопрокатанного сплава в исходно закаленном (а) и гетерогенизированном при 400°С, 5ч (б) состояниях

Работа выполнена по гранту РФФ № 16-19-10152

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО СПЛАВА Д16

Ильясов Р.Р., Мухаметдинова О.Э., Крымский С.В., Автократова Е.В.,
Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
ilyasov@imsp.ru

Исследовали влияние термомеханической обработки, включавшей криогенную прокатку, предварительную и пост-деформационную термообработку, на параметры сверхпластичности (СП) алюминиевого сплава Д16 стандартного химического состава. Для этого горячепрессованный пруток прокатывали в изотермических условиях при температуре жидкого азота до суммарной степени $\epsilon = 2$ в предварительно закаленном с температуры 505°C и гетерогенизированных состояниях после последующих изотермических отжигов длительностью 5–20 часов в интервале температур 350 – 400 °С. Испытания на одноосное растяжение проводили в интервале температур 350–500°C и скоростей деформации 10^{-4} – 10^{-2} с⁻¹.

По данным ПЭМ и СЭМ-EBSD исследований установлено, что в предварительно гетерогенизированных состояниях формируется более гомогенная деформационная структура с более однородным распределением дефектов и большей долей наноразмерных кристаллитов за счет стимулирования продуктами гетерогенизации – выделениями основных упрочняющих фаз, непрерывной динамической рекристаллизации. Однако, демонстрируемые всеми состояниями показатели СП были низкими, с удлинениями в исследованном температурно-скоростном интервале, не превышавшими 120%.

Кардинальное изменение поведения сплава произошло после введения в цикл обработки пост-деформационного кратковременного отжига с высокоскоростным нагревом в селитряной ванне, который обеспечил формирование более мелкозернистой (Рис.) и более стабильной структуры. В результате, предварительно гетерогенизированный при 400 °С сплав демонстрировал удлинения более 550 % при 500 °С и скорости деформации 10^{-3} с⁻¹. В остальных состояниях оптимум сверхпластичности отмечался при этой же температуре, но с меньшими удлинениями и при меньших скоростях.

Обсуждена природа обнаруженных структурных изменений сплава и особенностей его механического поведения.

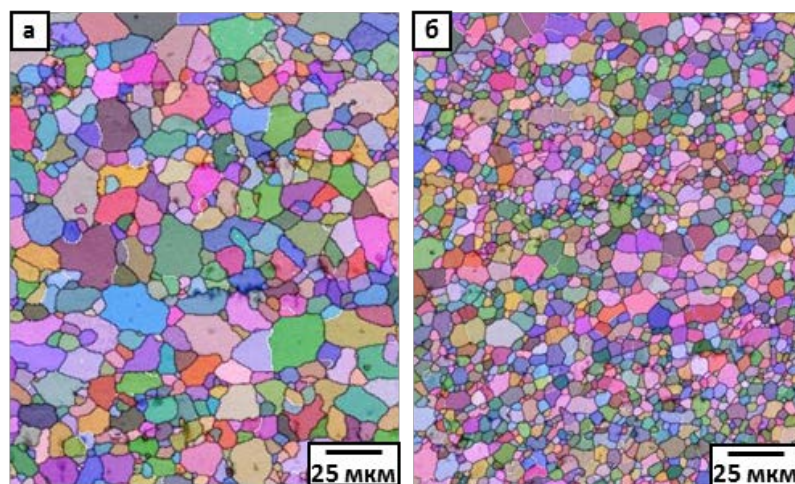


Рис. СЭМ-EBSD структура предварительно закаленного (а) и гетерогенизированного при 400°C, 5ч (б) сплава после криопробатки и отжига в селитряной ванне

ОСОБЕННОСТИ ДЕГРАДАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТЕКЛОПЛАСТИКА ПРИ ПОВЫШЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ

Лобанов Д.С.¹, Бабушкин А.В.¹, Лузенин А.Ю.²

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия

²ПАО НПО «ИСКРА», Пермь, Россия
sem.lobanov@gmail.com, bav651@yandex.ru

Актуальной задачей является исследование и анализ влияния повышенных и пониженных (эксплуатационных) температур на механические свойства и механизмы разрушения композиционных материалов в условиях, максимально приближенных к эксплуатационным режимам, а также установления температурных зависимостей упругих и прочностных характеристик волокнистых композитов, применяемых в ответственных конструкциях.

Целью настоящей работы было экспериментальное исследование деградации свойств стеклопластика при возрастании температуры и особенностей его механического поведения. Исследовался стеклопластик аэрокосмического назначения на основе ткани объемного плетения из кремнеземной нити K11C6170-БА и эпоксидного связующего ЭДТ-10П.

Исследования проведены в Центре экспериментальной механики ПНИПУ на поверенном оборудовании. Испытания проводились на универсальной электромеханической системе Instron 5882 в состав которой входят разрывная машина с максимальной нагрузкой 100кН, бесконтактный видеоэкстензометр для измерения продольной деформаций, навесной экстензометр Epsilon 3575-250M-HT2 для измерения поперечных деформаций и температурная камера с рабочим диапазоном температур от -100°C до $+350^{\circ}\text{C}$ [1].

В работе представлены результаты испытаний на растяжение групп образцов стеклопластика при температурах 22, 100, 175, 250 и 300°C . Приведены полученные диаграммы деформирования и определены значения основных механических характеристик. Построены и проанализированы зависимости деградации модуля упругости и предела прочности при возрастании температуры, а также поведение коэффициента Пуассона. Обсуждаются особенности механического поведения композиционного материала при повышении температуры, в частности, статистические разбросы значений характеристик, срывы на диаграммах деформирования, бимодульность и аномальное поведения коэффициента Пуассона [2].

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-19-00069).

1. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях / В.Э. Вильдеман, М.П. Третьяков, Т.В. Третьякова и др. Под ред. В.Э. Вильдемана. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2012. 212 с.
2. Лобанов Д.С., Бабушкин А.В. Экспериментальные исследования влияния повышенных и высоких температур на прочностные и деформационные свойства комбинированных стеклоорганопластиков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. — 2017. — № 1. — С. -.

МОДЕЛИРОВАНИЕ БАЛАНСА ЭНЕРГИИ ПРИ НЕУПРУГОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Костина А.А., Плехов О.А.

ИМСС УрО РАН, Пермь, Россия,
kostina@icmm.ru

В настоящее время, проблема построения физически обоснованных моделей упругопластического деформирования и разрушения материалов становится все более актуальной в связи с созданием новых материалов и их эксплуатацией в нестандартных условиях. Такие модели должны адекватно описывать процессы неупругого деформирования и переход от дисперсного накопления повреждений к образованию макроскопических трещин. Одним из возможных подходов к построению таких моделей является расчет баланса энергии в материале, что позволяет создавать термодинамически согласованные модели упругопластической деформации и разрушения твердых тел без детального изучения сложной структуры материала.

Данная работа посвящена развитию разработанной ранее модели эволюции ансамбля мезоскопических дефектов [1], основанной на обобщении статистики Больцмана-Гиббса. Эволюция ансамблей мезоскопических дефектов моделируется при помощи внутренней переменной, которая совпадает по смыслу с дополнительной деформацией, обусловленной зарождением и ростом дефектов (структурной деформацией).

Определяющие соотношения для описания процессов пластического и структурного деформирования получены двумя способами: с использованием гипотезы локального равновесия и с помощью подходов теории пластического течения, описанных в [2]. Применение первого варианта определяющих соотношений проиллюстрировано на примере моделирования механических и термодинамических свойств образцов из стали 03X18H11 и стали 08X18H10 при квазистатическом растяжении. Использование определяющих соотношений, полученных с использованием подходов теории пластического течения, позволило не только промоделировать механические и термодинамические свойства в титановом сплаве ОТ4-0 при квазистатическом растяжении, но и рассчитать баланс энергии при циклическом нагружении данного материала. Эти результаты позволили более точно описать процесс распространения усталостной трещины, с использованием предложенного ранее в работе [3] уравнения, а также предложить методику для определения усталостной долговечности материалов.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 16-31-00156 мол_а, РФФИ 16-48-590148 р_а, РФФИ 16-51-48003 ИНД_оми.

1. Наймарк, О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая Мезомеханика. – 2003. – Т.6. - №4. – С. 45-72.
2. Murakami S. Continuum Damage Mechanics. A Continuum Mechanics Approach to the Analysis of Damage and Fracture. - Dordrecht, Heidelberg, London, New York: Springer, 2012. – 423 p.
3. Short J. S., Hoepfner D. W. A Global/local theory of fatigue crack propagation//Engineering fracture mechanics. – 1989. – V.33. – N. 2. – P. 175-184.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕОРИИ КРИТИЧЕСКИХ ДИСТАНЦИЙ НА ОСНОВЕ ЛИНЕЙНО-УПРУГОГО И УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Терехина А.И., Плехов О.А.

ИМСС УрО РАН, Пермь, Россия,
terekhina.a@icmm.ru

Проблема определения прочности конструкционных материалов в широком диапазоне скоростей нагружения с учетом влияния эффекта концентрации напряжений представляет собой большой научный и практический интерес. Актуальность проблемы обусловлена тем, что геометрические особенности в конструкциях вызывают локализованную концентрацию напряжений, которая может порождать трещину, ведущую к разрушению или сокращению времени жизни конструкции. На сегодняшний день теория критических дистанций, основанная на линейно-упругом анализе напряжений в области вершины концентратора напряжений [1, 2] зарекомендовала себя в качестве простого инженерного метода оценки статической, динамической и усталостной прочности компонентов с концентраторами напряжений. Основная идея данной теории была заложена еще в конце 50-х годов прошлого века в работах Нейбера, Петерсона и Новожилова [3, 4, 5]. Согласно их подходу сравнивать с пределом прочности материала нужно не максимальное, а осредненное на некоторой площадке нормальное напряжение.

Данная работа направлена на развитие классической теории критических дистанций с помощью учета пластического поведения материала с использованием упрощенной модели Джонсона-Кука. Данное нововведение позволило ввести характерный параметр длины в виде константы материала, а не функции от скорости деформирования, как в случае линейно-упругого анализа напряжений, а также значительно повысило точность прогнозирования прочности металлических конструкций с концентраторами напряжений.

Для верификации предложенной модификации теории критических дистанций были проведены комплексные экспериментальные исследования образцов различной геометрии из титанового сплава ВТ1-0 при трех скоростях перемещения активного захвата (0.6 мм/мин, 6 мм/мин и 300 мм/мин), что обеспечило достаточно широкий диапазон скоростей деформирования. Механические испытания на растяжение проводились на электромеханической испытательной машине «Shimadzu AG-X Plus» с использованием видеоэкстензометра TRViewX240S f12.5.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 16-48-590148 p_a, 16-31-00156 мол_a, 16-51-48003 ИИД_оми.

1. Taylor D. The Theory of Critical Distances: A New Perspective in Fracture Mechanics. - Amsterdam: Elsevier Science Limited, 2007. - 1-306 pp.
2. Yin, T., Tyas, A., Plekhov, O., Terekhina, A., Susmel, L. A novel reformulation of the Theory of Critical Distances to design notched metals against dynamic loading // Materials and Design. – 2015. – 69. - pp. 197-212.
3. Neuber H. Kerbspannungslehre, 2nd ed. - Berlin: Springer-Verlag, 1958.
4. Peterson, R. E. Notch-sensitivity Metal Fatigue, edited by Sines G. and Waisman J. L. - New York: MacGraw Hill. – 1959. – pp. 293-306.
5. Novozhilov, V. V. On the necessary and sufficient criterion for brittle strength // Journal of Applied Mathematics and Mechanics. – 1969. – 33. – No. 2. - pp. 201–210.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ В РЕЖИМЕ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Прохоров А. Е.¹, Плехов О. А.¹, Петрова А. Н.²

¹ *Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия*

² *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
Prokhorov.a@icmm.ru

На протяжении долгого времени активно развиваются теоретические и экспериментальные подходы к писанию процессов зарождения и распространения усталостных трещин в различных режимах нагружения [1–3]. В режиме гигацикловой усталости основной особенностью поведения материала является возникновение подповерхностных дефектов. Характерным сценарием разрушения материала в режиме гигацикловой усталости является разрушение по схеме “fish eye”. Анализ опубликованных экспериментальных работ показывает, что существуют материалы, поведение которых не удовлетворяет ни одному из классических сценариев развития усталостного разрушения. Примером такого материала является армко-железо [4]. Несмотря на то, что многими исследовательскими группами используются различные подходы к изучению вопроса зарождения усталостных трещин в армко-железе [3] до сегодняшнего дня ясного представления об этом процессе не сформировано.

В данной работе проводится экспериментальное исследование поведения армко-железа в режиме гигацикловой усталости. Работа направлена на экспериментальное выявление механизмов образования дефектов в армко-железе и эволюцию дефектной структуры в процессе перехода ее на макромасштаб в режиме гигацикловой усталости. Испытания проводились на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000 с частотой нагружения 20 кГц и охлаждением образцов сжатым воздухом.

По результатам проведенных испытаний была построена кривая Веллера для армко-железа на базе испытаний $10E+9$ циклов. Показано, что значение предела усталости снижается до 155 МПа. В качестве величин, характеризующих степень разрушения материала выбраны электрическая проводимость и магнитная проницаемость образца. Регистрация сигналов производилась с частотой 200 кГц, что обеспечило возможность детального исследования частотных характеристик сигнала. Результаты проведенных испытаний показывают качественное изменение проводимости и проницаемости в момент перехода к макроскопическому разрушению образца. Исследования проведенные в области структурного анализа поверхности разрушения показывают, что при потере резонансной частоты в образце возникают области площадью порядка $0,005 \text{ мм}^2$. Спектральный анализ этих областей показал наличие в них частиц с существенно отличным химическим составом.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №16-31-00155 и 16-51-48003 ИИД_оми.

1. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime – International Journal of Fatigue 28 (2006) 1501 – 1508
2. Chan K.S. Roles of microstructure in fatigue crack initiation regime – International Journal of Fatigue 32 (2010) 1428 – 1447
3. Plekhov O.A., Naimark O., Saintier N. Experimental study of energy accumulation and dissipation in iron in an elastic-plastic transition, Technical Physics. The Russian Journal of Applied Physics, 2007, Vol. 52, N. 9, P. 1236-1238.
4. Wang C., Wagner D., Wang Q.Y., Bathias C. Gigacycle fatigue initiation mechanism in Armco iron – International Journal of Fatigue 45 (2012) 91-97

ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВА Ti+0.16 Pd (ВЕС.%)

Лотков А. И.¹, Копылов В. И.², Латушкина С. Д.², Гришков В. Н.¹, Батулин А. А.¹,
Гирсова Н. В.¹, Жапова Д. Ю.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
lotkov@ispms.tsc.ru

²Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Сплав Ti(Pd), 0,14–0,20 вес.% Pd, обладающий высокой коррозионной стойкостью и хорошей биосовместимостью, является перспективным материалом для медицины (в частности, для изготовления имплантатов). Аналоги данного сплава производятся в промышленных масштабах в США, Японии, Китае, России, Великобритании. Однако фактором, сдерживающим применение данного материала в медицине, являются его пониженные прочностные свойства. Перспективы повышения прочностных свойств сплава Ti(Pd) могут быть связаны с формированием ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Вместе с тем исследования закономерностей формирования УМЗ структуры при ИПД данного сплава в настоящее время отсутствуют. В работе представлены результаты исследований влияния теплового (648K) РКУП на структурно-фазовое состояние сплава Ti + 0,16 Pd (вес.%), в котором примесное содержание Fe составляет 0,14 вес.%.

Показано, что в исходном состоянии сплав Ti+0,16 вес.% Pd имеет микрокристаллическую структуру со средним размером зерен ~10 мкм. Основу сплава составляет α -фаза. В сплаве наблюдается пониженное содержание (относительно номинального содержания) Fe и Pd в центральных областях зерен, увеличение концентрации этих элементов в приграничных областях зерен, что обуславливает изменение фазового состава последних до двухфазного ($\alpha+\alpha''$) или монофазного (α''). Наиболее интенсивные сегрегации Fe и Pd образуются непосредственно на границах зерен и в стыках границ – вплоть до формирования в этих микрообъемах выделений β -Ti(Pd, Fe) с размерами 0,6–3,5 мкм, содержание железа и палладия в которых составляет 6–14 вес.% (5–12 ат.%) и 0,9–1,9 вес.% (0,4–0,9 ат.%), соответственно. Теплое (648K) РКУП приводит к формированию субмикрокристаллической структуры (средний размер зерен-субзерен 0,28 ($\pm 0,2$) мкм, основу которой (как и в исходных образцах) составляет α фаза. Наблюдаются микрообъемы с двухфазной структурой $\alpha+\alpha''$ и, по крайней мере частично, сохраняются выделения со структурой β -Ti(Fe, Pd) с содержанием Fe 10–11 ат.% и Pd 1–1,3 ат.%, максимальные размеры которых достигают 1,3–1,8 мкм. В отличие от исходных образцов в образцах с СМК структурой после РКУП обнаружены микрообъемы с трехфазной структурой ($\alpha+\alpha''+\beta$ -Ti), существование которых связывается с частичным разрушением выделений со структурой β -Ti и, возможно, реализацией в условиях деформирования мартенситного превращения $\beta \rightarrow \alpha''$.

В заключение обсуждаются возможные факторы, обуславливающие формирование сегрегаций примесных атомов Fe и Pd вблизи и на границах зерен, что приводит к полифазной структуре этих микрообластей сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы (III.23.2.2) и проекта РФФИ (грант №16-58-00143).

ВЛИЯНИЕ ВИДА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЦЕСС РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Казарина С.А., Мовчан А.А., Сильченко А.Л.

ФГБУН ИПРИМ РАН, Москва, Россия

Movchan47@mail.ru

В [1–3] приведены экспериментальные данные, связанные с процессами деформирования образцов из никелида титана в режиме мартенситной неупругости. Описаны экспериментальные данные, свидетельствующие о том, что сплавы с памятью формы (СПФ) обладают реономными свойствами. Так при мягком ступенчатом нагружении образцов из никелида титана в режиме мартенситной неупругости или сверхупругости на каждой ступени процесса при постоянных температурах и напряжении наблюдалось развитие деформаций в режиме, соответствующем ограниченной ползучести. При мягкой ступенчатой разгрузке в режиме сверхупругости на каждой ступени процесса наблюдалось уменьшение с затуханием деформации при постоянном напряжении и температуре. После жесткого нагружения с фиксированной скоростью движения активного захвата и последующей остановке процесса деформирования наблюдалось явление релаксации напряжений тем более интенсивное, чем больше была скорость предварительного деформирования. Известно также, что СПФ являются разнсопротивляющимся материалом (диаграммы нагружения в режиме мартенситной неупругости и сверхупругости для растяжения и сжатия существенно различаются). Вопрос о том, как влияет вид напряженного состояния на реономные свойства СПФ, ранее исследован не был.

Проведены опыты на релаксацию напряжений в образцах из никелида титана после их жесткого нагружения в режиме мартенситной неупругости одноосным растяжением. Результаты сравниваются с данными аналогичных экспериментов для одноосного сжатия. Установлено, что в обоих случаях наблюдается релаксация напряжений, причем величина падения напряжений растет с ростом скорости предварительного нагружения. Однако, при прочих равных условиях величина падения напряжений при растяжении существенно (примерно в два раза) больше, чем при сжатии. Тот же эффект получен при сравнении явления ограниченной ползучести при мягком ступенчатом нагружении в режиме мартенситной неупругости при сжатии и растяжении (рост деформаций при постоянных напряжении и температуре). Предложен вариант теоретического моделирования этих эффектов.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 17-01-00216

1. Мовчан А.А., Казарина С.А., Аунг Т.З. Реономные свойства сплавов с памятью формы, проявляемые в опытах на мартенситную неупругость и сверхупругость. Механика композиционных материалов и конструкций. 2010. Т. 16. №3. С. 305-311.
2. Мовчан А.А., Казарина С.А. Релаксация напряжений в сплавах с памятью формы после нагружения в режиме мартенситной неупругости // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 2. С. 17-23.
3. Мовчан А.А., Сильченко А.Л., Казарина С.А. Экспериментальное исследование и теоретическое моделирование эффекта перекрестного упрочнения сплавов с памятью формы // Деформация и разрушение материалов. 2017. №3. С. 20-27.

КРАЕВЫЕ ЗАДАЧИ ТЕРМОМЕХАНИКИ ДЛЯ ЦИЛИНДРА И СФЕРЫ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Машихин А.Е., Мовчан А.А.

ФГБУН ИПРИМ РАН, Москва, Россия

Movchan47@mail.ru

В известной научной литературе по исследованию сплавов с памятью формы (СПФ) уделено недостаточно внимания решению краевых задач термомеханики для элементов конструкций, состоящих из этих материалов. В коммерческих программных комплексах прочностных расчетов анонсируется возможность решения таких задач, и приводятся некоторые результаты, однако отсутствуют решения тестовых задач для неоднородных напряженно-деформированных состояний, которые могли бы подтвердить правильность получаемых в рамках этих комплексов решений.

Данная работа направлена на ликвидацию этого пробела. В ней в рамках модели нелинейного деформирования СПФ при фазовых и структурных превращениях [1–3], найдены аналитические, численно-аналитические и численные решения в различных постановках связанных задач термомеханики для толстостенных цилиндра и сферы из СПФ, материал которых претерпевает прямое и обратное термоупругое фазовое превращение под действием известных постоянных нагрузок (для прямого превращения) и определяемых в процессе решения контактных нагрузок обратного превращения в контакте с упругим контртелом.

В предположении о равномерном распределении по радиусу величины объемной доли мартенситной фазы получено точное аналитическое решение связанной задачи о прямом превращении для толстостенных цилиндра и сферы в жестко-фазово-структурной постановке. Нагрузки (внутреннее и внешнее давление и осевая сила для цилиндра) считаются постоянными. Доказано, что в таких задачах действующие напряжения не меняются при фазовом переходе, а деформации и смещения пропорциональны значению параметра фазового состава. В той же постановке получены аналитические выражения для двух типов предельных нагрузок. Превышение действующими нагрузками предельных значений первого типа приведет к существенному ухудшению функциональных свойств СПФ. Превышение критических значений второго типа не приведет к росту деформаций и смещений, генерируемых при полном прямом превращении. Для цилиндра и сферы получены также аналитические решения задач о нагружении в режиме мартенситной неупругости.

Получено численное решение аналогичных задач в предположении о равномерном распределении по радиусу температуры. Моделируется движение по материалу фронтов начала и завершения прямого фазового перехода.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 17-01-00216

1. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Моделирование фазовых и структурных превращений в сплавах с памятью формы, происходящих под действием немонотонно меняющихся напряжений // Известия РАН. Механика твердого тела. 2014. № 1. С. 37-53.
2. Мовчан А.А., Мишустин И. В., Казарина С.А. Вариант микроструктурной модели деформирования сплавов с памятью формы // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 5. С. 6-11.
3. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Аналог теории пластического течения для описания деформации мартенситной неупругости в сплавах с памятью формы // Известия РАН. Механика твердого тела. 2015. № 2. С. 78-95.

ДВАЖДЫ СВЯЗНАЯ ЗАДАЧА УСТОЙЧИВОСТИ ДЛЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В ЗАНЕВОЛЕННОМ СОСТОЯНИИ

Мовчан А.А., Думанский С.А.

ФГБУН ИПРИМ РАН, Москва, Россия

Movchan47@mail.ru

Известен и широко применяется инженерный метод решения задач устойчивости для элементов из сплавов с памятью формы (СПФ), имеющих начальные фазово-структурные деформации сжатия и претерпевающие обратное мартенситное фазовое превращение в заневоленном состоянии. Путем решения задачи об обратном превращении определяются изменение в процессе обратного перехода значений реактивных сжимающих напряжений в СПФ. Для найденных значений сжимающих напряжений решается задача об упругой потере устойчивости рассматриваемого элемента. Ранее было экспериментально установлено [1], что, как прямые, так и обратные фазовые превращения могут быть причиной потери устойчивости элементами из СПФ, причем значения критических параметров в таком процессе могут быть "в разы" ниже, чем при решении соответствующих задач устойчивости в упругой постановке даже для наименьших (мартенситных) значений упругих модулей. Структурные деформации, развитие которых не учитывается при решении задач устойчивости в упругой постановке, так же могут вызвать потерю устойчивости элементов из СПФ [2]. Все эти данные ставят под сомнение корректность описанного выше инженерного способа решения задач устойчивости для элементов из СПФ.

В данной работе сформулирована и решена дважды связанная задача устойчивости для элемента из СПФ, претерпевающего обратное мартенситное превращение в заневоленном состоянии. Под дважды связанной постановкой задачи устойчивости [3] понимается такая, в рамках которой учитывается, как влияние действующих напряжений и развивающихся деформаций на процессы фазовых переходов, так и обратное влияние процессов выделения и поглощения латентного тепла фазовых переходов и диссипативных явлений на температурный режим материала. При решении учитываются, как дополнительные фазовые, так и дополнительные структурные деформации, возникающие при выпучивании. Получено контрольное решение в однократно связанной постановке, т.е. без учета влияния латентного тепла и диссипативных эффектов на температурный режим. Установлено, что полученные решения существенно отличаются от результатов применения инженерной методики.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 17-01-00216

1. Мовчан А.А., Казарина С.А. Экспериментальное исследование явления потери устойчивости, вызванной термоупругими фазовыми превращениями под действием сжимающих напряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2002. № 6. С. 82-89.
2. Мовчан А.А., Сильченко Л.Г., Казарина С.А., Жаворонок С.И., Сильченко Т.Л. Устойчивость стержней из никелида титана, нагружаемых в режиме мартенситной неупругости // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2012. № 3. С. 72-80.
3. Мовчан А.А., Думанский С.А., Казарина С.А. Связная и дважды связанная задачи устойчивости для сплавов с памятью формы // Деформация и разрушение материалов. 2017. №6.

РЕОНОМНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И УСТОЙЧИВОСТЬ

Климов К.Ю., Мовчан А.А., Казарина С.А.

ФГБУН ИПРИМ РАН, Москва, Россия

Movchan47@mail.ru

Установлено, что элементы из сплавов с памятью формы (СПФ) характеризуются низким сопротивлением потере устойчивости при фазовых и структурных превращениях [1,2]. Предложен ряд концепций [3], в рамках которых эффект потери устойчивости, вызванный фазовыми и структурными превращениями, качественно правильно описывается. Большинство решений соответствующих задач устойчивости получены в предположении о склерономном поведении СПФ, в то время как согласно экспериментальным данным [4], для процессов деформирования СПФ в режимах мартенситной неупругости и сверхупругости характерны реономные эффекты.

Данная работа посвящена оценке влияния характерных для СПФ реономных явлений на устойчивость простейших модельных систем, содержащих эти материалы. Следует отметить, что переход от склерономных моделей к реономным коренным образом меняет постановки задач устойчивости. Возникает проблема оценки корректности постановки задач устойчивости по Ляпунову для рассматриваемых реономных систем, а также вопрос о совпадении результатов решения задач устойчивости для элементов из СПФ в квазистатической и динамической постановках.

Получены решения задач устойчивости для жесткого стержня на реономном шарнире, деформируемого стержня из СПФ, стойки Шенли на стержнях из СПФ. Показано, что для элементов из СПФ с учетом реономных свойств этих материалов корректной является постановка задач устойчивости по Ляпунову на бесконечном временном интервале. В случае консервативных нагрузок квазистатическая и динамическая постановки задач устойчивости дают одинаковые результаты. Получены явные выражения для критических длин при заданной нагрузке, в которые входит касательный модуль диаграммы предельно медленного деформирования СПФ. Учет малых реономных эффектов при решении соответствующих задач устойчивости для СПФ может привести к весьма существенному изменению результатов.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 17-01-00216

1. Мовчан А.А., Казарина С.А. Экспериментальное исследование явления потери устойчивости, вызванной термоупругими фазовыми превращениями под действием сжимающих напряжений // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2002. № 6. С. 82-89.
2. Мовчан А.А., Сильченко Л.Г., Казарина С.А., Жаворонок С.И., Сильченко Т.Л. Устойчивость стержней из никелида титана, нагружаемых в режиме мартенситной неупругости // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2012. № 3. С. 72-80.
3. А.А. Мовчан, Л.Г. Сильченко Устойчивость круглой пластины из сплава с памятью формы при прямом мартенситном превращении // Прикладная математика и механика. 2006. Т. 70. Вып. 5. С. 869-881
4. Мовчан А.А., Казарина С.А., Аунг Т.З. Реономные свойства сплавов с памятью формы, проявляемые в опытах на мартенситную неупругость и сверхупругость // Механика композиционных материалов и конструкций. 2010. Т. 16. №3. С. 305-311.

ПРИМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ПАРАМЕТРОВ ЖЕСТКОГО ЦИКЛА МАРТЕНСИТНОГО ДВИГАТЕЛЯ

Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
belyaev_fs@mail.ru

Представлены результаты применения микроструктурной модели сплавов с памятью формы, описывающей мартенситное превращение B2 – B19', к расчету деформационного поведения рабочего элемента из никелида титана в условиях жесткого (управляемого деформацией) цикла мартенситного двигателя. Разработанная модель, учитывает энергию взаимодействия вариантов мартенсита и их рост в виде согласованных пар, что позволяет более точно описать обратимую фазовую деформацию. Расчет необратимой микропластической деформации, обусловленной аккомодацией мартенсита, производится совместно с расчетом плотностей ориентированных и рассеянных деформационных дефектов, ответственных за трансляционное и изотропное упрочнение.

Жесткий цикл мартенситного двигателя при моделировании реализовывался следующим образом: сначала образец в мартенситном состоянии деформируется до некоторой заданной величины деформации, затем нагревается до аустенитного состояния в условиях ограничения деформации упругим элементом с заданной жесткостью, после этого образец деформируется до начальной деформации и охлаждается до мартенситного состояния. Таким образом, данный жесткий цикл характеризуют два параметра – максимальная деформация на первом этапе и жесткость упругого элемента. Еще одним параметром, принимавшимся во внимание, было максимальное напряжение, действующее в образце, которое достигалось после нагрева под действием упругого элемента. Это напряжение учитывалось из-за того, что значительное его увеличение может привести к быстрому разрушению рабочего элемента. Для нескольких значений максимального напряжения была рассчитана полезная работа в цикле при разных значениях максимальной деформации и жесткости упругого элемента, были определены оптимальные значения этих величин, дающие максимальную полезную работу в цикле.

Особенно стоит отметить возможность модели описывать пластическую деформацию, связанную с ростом мартенситных пластин (микропластическую деформацию). Известно, что эта деформация оказывает влияние на мартенситные превращения, а, следовательно, она влияет на работу жесткого цикла. Было изучено влияние микропластической деформации на стабильность работы жесткого цикла и построены зависимости полезной работы в цикле от номера цикла.

Также изучалась возможность повышения эффективности работы жесткого цикла путем изменения жесткости упругого элемента в процессе нагрева. Были проведены расчеты деформационного поведения рабочего элемента, когда в стадии нагрева до некоторой температуры использовался упругий элемент с высокой жесткостью, а оставшаяся часть нагрева производилась с упругим элементом низкой жесткости. Показано, что в этом случае при заданном максимальном напряжении удастся получить больше полезной работы, чем в цикле с постоянной жесткостью.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты № 16-31-00216, № 15-01-07657.

ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОГО МНОГООСНОГО УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Белоногов Н.С.¹, Вильдеман В.Э.²

¹Центр экспериментальной механики ПНИПУ, Пермь, Россия,
cem.belonogov@gmail.com

²Центр экспериментальной механики ПНИПУ, Пермь, Россия,
wildemann@pstu.ru

Непрерывное усложнение технических систем требует постановки и проведения новых исследований закономерностей деформирования и разрушения применяемых конструкционных материалов. Оптимизация конструкций, работающих в условиях сложного напряженно-деформированного состояния, приводит к необходимости исследования усталостной долговечности металлов при многоосном циклическом нагружении [1, 2].

В рамках работы проведены механические испытания корсетных образцов алюминиевого сплава Д16Т на циклическое растяжение/сжатие при действии постоянного кручения, на циклическое кручение при действии постоянного растяжения, а также на пропорциональное циклическое растяжение/сжатие и циклическое кручение. Работа проводилась на базе Центра экспериментальной механики ПНИПУ с использованием универсальной электродинамической испытательной системы Instron E10000 [3].

В случае совместного циклического и статического нагружения испытания проводились на двух уровнях амплитуд циклических нагрузок с постепенным возрастанием величины постоянной нагрузки. При совместном циклическом нагружении испытания проводились на одном уровне амплитуды интенсивности напряжений с изменением соотношения между амплитудами нормальной и касательной мод. Колебания мод производились в фазе. Исследование проводилось с контролем по напряжениям. В процессе испытаний регистрировалось количество циклов до разрушения образца, либо до появления макротрещины на его поверхности.

В результате полученных данных были построены и проанализированы зависимости долговечности материала от величин действующих постоянных касательных и нормальных напряжений. Также была построена зависимости долговечности материала от параметра соотношения мод нагружения при пропорциональном циклическом нагружении. Проведено сравнение кривых, полученных экспериментально, с кривыми, построенными с использованием существующих критериев усталостного разрушения [4].

Работа выполнена в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант №16-01-00239

1. Усталость материалов и элементов конструкций. Избр. тр.: в 3 т. Т. 2 / Серенсен С.В. – Киев: Наук. думка. 1985, 256с.
2. Fatigue of materials / S.B. Suresh. – Cambridge – Cambridge University Press, 1991, 573.
3. Механика материалов. Методы и средства экспериментальных исследований / В. Э. Вильдеман [и др.]. Под ред. В. Э. Вильдемана. ПНИПУ. 2011, 204с.
4. Бураго Н.Г. Влияние анизотропии усталостных свойств титанового сплава на долговечность элементов конструкций / Бураго Н.Г., Журавлев А.Б., Никитин И.С., Юшковский П.А. – М.: Ин-т проблем механики РАН, 2014. – 35с. : – (Препринт / Ин-т проблем механики Рос. акад. наук ; № 1064).

ИССЛЕДОВАНИЕ БИОСОВМЕСТИМОСТИ СПЛАВА ВТ1-0

Личаченко А.С., Беликов С.В., Корелин А.В., Камалов Р.В., Маракулина А.В.,
Хрунык Ю.Я.

Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
Екатеринбург, Россия
elena-lichachenk@rambler.ru

Титановый сплав ВТ1-0 обладает соотношением не очень высокой стоимости и хорошей биосовместимости. Титан и его сплавы являются одним из основных материалов, применяемых для изготовления имплантов, при этом пористость поверхности определяет биоактивность, то есть возможность прорастания костной ткани внутрь имплантата. Получают пористую поверхность очень простым и технологически эффективным методом – анодирования.

Цель настоящего исследования: изучить влияние характеристик анодированной поверхности ВТ1-0 на приживаемость остеобластов.

Подложки из фольги размером 40×40 мм подвергались двухэтапному анодированию. Контрольные образцы были изготовлены из не анодированной фольги.

Режим анодирования: первичное: $t = 20^\circ\text{C}$, $\tau = 1\text{ч}$, $U = 20\text{В}$, $\rho = 1\text{--}7\text{мА/см}^2$; вторичное: $t = 20^\circ\text{C}$, $\tau = 15\text{мин}$, $U = 20\text{В}$, $\rho = 1\text{--}7\text{мА/см}^2$.

Химический состав электролита: фторид аммония (NH_4F) – 0,5г, H_2O – 5мл, этиленгликоль – 45 мл.

В результате анодирования на поверхности формируется наноструктурированный аморфный слой TiO_2 . Во время отжига в течение часа при температуре 500°C аморфный слой TiO_2 закристаллизовался в анатаз.

С помощью инвертированного светового микроскопа AxioVertA1, Zeiss при увеличении 200 и 400 крат была исследована культура остеобластов крыс чистой линии Vistar, наблюдалось их деление и формирования монослоя. Прижившиеся к подложке ВТ1-0 клетки были посчитаны с помощью камеры Горяева.

1. Обнаружено, что после анодирования поверхность окислилась и имела пористую структуру (рис.1).

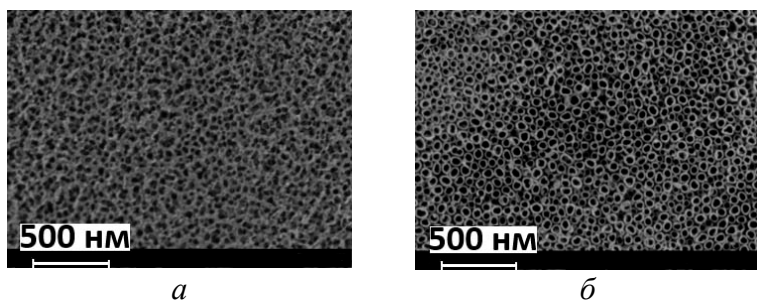


Рис. 1. Поверхность титана:
а – до травления;
б – после травления

2. Установлено, что удаление верхнего губчатого слоя, образовавшегося при первичном анодировании, может быть произведено электрохимическим методом или травлением раствором $1\text{HF}+6\text{HNO}_3+20\text{H}_2\text{O}_{(\text{дист})}$.

3. Показано, что анодированная поверхность, в независимости от кристаллической решетки, способствует повышению приживаемости остеобластов (TiO_2 – аморфный 71867 ± 7478 клеток/мл, TiO_2 – анатаз 70400 ± 12953 клеток/мл) по сравнению с не анодированной поверхностью (32267 ± 5487 клеток/мл), следовательно, анодирование титана можно использовать для улучшения биосовместимости.

Таким образом, создание пористого оксидного слоя на поверхности сплава ВТ1-0 позволяет повысить приживаемость клеток более чем в 2 раза.

ЭВОЛЮЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ 40Х ПРИ РАСТЯЖЕНИИ НА ЗАКРИТИЧЕСКОЙ СТАДИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Третьяков М.П., Вильдеман В.Э., Третьякова Т.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
г. Пермь, Россия
sem_tretyakov@mail.ru*

Работа посвящена экспериментальному изучению поведения конструкционных сталей при одноосном растяжении в условиях возникновения «шейки», а также оценке изменения механических характеристик при развитии локализации деформаций на стадии закритического деформирования.

Испытание на одноосное растяжение является одним из наиболее распространенных способов изучения механических характеристик материалов. С точки зрения анализа процессов разрушения элементов конструкций, важной особенностью механического поведения материалов является закритическое деформирование [1], характеризующееся появлением ниспадающего участка на диаграмме «нагрузка-удлинение», то есть снижением нагрузки при прогрессирующих перемещениях. Разрушение образца может происходить в различных точках ниспадающего участка диаграммы в зависимости от характеристик нагружающей системы. Важным аспектом изучения закритического поведения материалов в испытаниях является учет и анализ закономерностей возникновения и развития локализации деформаций, приводящих к возникновению «шейки». Особый интерес представляет получение данных о процессах деформирования, протекающих в материале непосредственно в «шейке» образца, а также оценка его деформационных и прочностных характеристик при различных степенях реализации закритической стадии, в частности, в литературе отмечается возможность проведения испытаний образцов, вырезанных из области «шейки» [2].

В работе использовались сплошные цилиндрические образцы стали 40Х диаметром рабочей части 8 мм и длиной 40 мм, изготовленные из прутка в состоянии поставки. Образцы подвергались растяжению с постоянной скоростью удлинения до достижения различных степеней деформирования на закритической стадии, после чего разгружались. Минимальный диаметр в «шейке» после разгрузки составлял 6,2 мм. Далее образцы протачивались до диаметра 6 мм по двум схемам: по первой – по всей длине рабочей части, по второй – в зоне «шейки». Дальнейшие испытания на растяжение проточенных образцов с применением видеосистемы анализа полей перемещений и деформаций Vic3D [3] позволили получить новые данные, позволяющие провести оценку деформационных и прочностных характеристик материала в различных частях рабочей части образца, в частности в зоне возникновения «шейки».

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-19-00069).

1. Вильдеман В.Э., Третьяков М.П. Испытания материалов с построением полных диаграмм деформирования // Проблемы машиностроения и надежности машин. — 2013. — № 2. — С. 93-98.
2. Фридман Я.Б. Механические свойства металлов. М.: ОБОРОНГИЗ, 1952. 556 с.
3. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьякова Т.В., Третьяков М.П. Закономерности развития неоднородных полей при закритическом деформировании стальных образцов в условиях растяжения // Изв. РАН. МТТ. — 2016. — № 5. — С. 132-139.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ МАГНИЯ

Власова А.М.¹⁾, Никонов А.Ю.²⁾

¹⁾Институт физики металлов (ИФМ УрО РАН), Екатеринбург, Россия.

²⁾Институт физики прочности и материаловедения (ИФПМ СО РАН), Томск, Россия.
alisa@imp.uran.ru

Представлено исследование атомистического моделирования деформации монокристаллов магния вдоль кристаллографической оси $[11\bar{2}0]$.

Целью настоящего исследования явилось молекулярно-динамическое моделирование образования дефектов различного типа в результате одноосного нагружения гексагонального магния, а также рассмотрение динамики этих дефектов в процессе пластического течения. N-частичный потенциал межчастичного взаимодействия, рассчитанный методом погруженного атома был выбран из работы [1].

Гомогенное зарождение частичных дислокаций $\frac{1}{3}\langle 1\bar{1}00 \rangle$ происходило от свободной поверхности моделируемой магниевой ячейки через 174 ps от момента начала приложения напряжений вдоль оси $y = [11\bar{2}0]$, чему соответствовала степень деформации $\varepsilon = 3,12\%$.

Количественный учет длин дислокационных сегментов всех видов дислокаций L_{Σ}^{tot} , полученных в результате данного атомистического моделирования, в том числе двойникоующих L_{Σ}^{twin} (и тех, которые образованы из последних посредством рассматриваемых далее дислокационных реакций) и ответственных за скольжение (пирамидальное, призматическое) L_{Σ}^{slip} в зависимости от времени процесса τ (ps) показывает подавляющее преобладание двойникования среди других деформационных механизмов (рис.1).

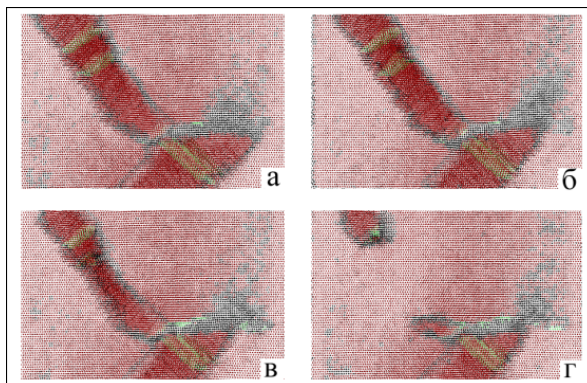


Рис.1. Динамика изменения геометрии границ двойника в проекции на плоскости призмы во времени. Черная область – граница двойника, красные атомы – атомы ГПУ, зеленые атомы – атомы с ГЦК окружением. а) $\tau = 120$ ps б) $\tau = 126$ ps в) $\tau = 128$ ps г) $\tau = 130$ ps

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №16-33-60027 мол_а_дк Расчеты проводились на суперкомпьютере ИММ УрО РАН «УРАН».

1. Sun D. Y., Mendelev M. I., Becker C. A., Kudin K., Haxhimali T., Asta M. , Hoyt J. J., Karma A., and Srolovitz D. J. // Phys. Rev.B. 2006. V. 73.P. 024116.

КИНЕТИЧЕСКОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ В ДИАГНОСТИКЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Демидов А.Н.

НИУ «МЭИ», г.Москва, Россия

MatiuninVM@mpei.ru

Изложена краткая историческая справка о появлении в 1953 г. и последующем развитии кинетического индентирования с регистрацией диаграмм вдавливания «нагрузка – перемещение индентора». В отличие от ступенчатого вдавливания индентора, при котором диаграмму строят по отдельным точкам с измерением нагрузки и геометрического параметра отпечатка на каждой ступени нагружения, кинетическое индентирование позволяет получить непрерывные зависимости нагрузки и перемещения индентора от времени, а также зависимость нагрузки от перемещения. В результате имеется возможность проследить за изменением сопротивления материала внедрению индентора на стадиях упругой и упругопластической деформации, а также на стадии образования трещины для хрупких материалов.

В связи с бурным развитием наноматериаловедения и нанотехнологий возросла востребованность кинетического индентирования как эффективного метода определения механических свойств материалов на разных масштабных уровнях деформируемого объема [1, 2]. В связи с этим, в докладе приведены современные зарубежные и отечественные стандарты, регламентирующие использование кинетического индентирования с регистрацией диаграмм вдавливания пирамиды и шара для определения твердости и модуля нормальной упругости материалов.

Представлены методика НИУ «МЭИ» и прибор МЭИ-ТА для регистрации диаграмм вдавливания шара, преобразования их в диаграммы растяжения с определением модуля нормальной упругости, предела текучести, временного сопротивления, предельной равномерной деформации, параметров деформационного упрочнения, твердости и трещиностойкости материалов и покрытий [3]. Основные отличия предложенной методики состоят в способе оценки контактной деформации и учете упругой деформации шара в общем упругопластическом сближении индентора с испытуемым материалом. Установлены условия физического, механического и геометрического подобий, выполнение которых позволяет обоснованно устанавливать связи механических свойств материала, определенных растяжением образца, с характеристиками твердости, определенными вдавливанием шара. Разработаны алгоритмы и программы, позволяющие проводить кинетическое индентирование в автоматизированном режиме, преобразовывать диаграмму вдавливания в диаграмму растяжения, рассчитывать механические свойства материала и представлять их в табличном виде. В докладе приведены результаты испытаний кинетическим индентированием и растяжением сталей разных марок, алюминиевых и титановых сплавов с определением комплекса механических свойств при обоих видах нагружения.

Работа выполнена в НИУ «МЭИ» за счет гранта РНФ (проект №15-19-00166).

1. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. – М.: Машиностроение, 2009. – 312 с.
2. Oliver W.C. Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology // Materials research soc. – 2004. – Vol. 19. No. 1. – pp. 3-20.
3. Матюнин В.М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов. – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА ЗАРОЖДЕНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОЛОС ЧЕРНОВА–ЛЮДЕРСА

Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Зуев Л.Б., Данилова Л.В.

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

Известно, что упругопластический переход во многих углеродистых и легированных сталях сопровождается зарождением и распространением полос Чернова – Людерса [1]. В предшествующих работах обсуждалась кинетика фронтов, зависимости их скоростей от внешних условий и количества одновременно наблюдаемых фронтов, а также характер зарождения полосы и взаимодействия фронтов двух смежных полос [2]. Исследования производились в структурно однородных образцах.

В настоящей работе исследовалось влияние на процесс зарождения полос Чернова – Людерса макроскопической структурно-фазовой неоднородности в виде сварного шва, расположенного в середине плоского образца нормально к оси растяжения. Сварка производилась в Кузбасском государственном техническом университете им. Т.Ф. Горбачева, г. Кемерово. Из проб фрезерованием были изготовлены плоские образцы типа «двойная лопатка» с размерами рабочей части 50×6×2 мм.

Ширина зоны наплавленного металла составляла ≈ 5 мм. В зоне термического влияния произошла перекристаллизация, в результате которой увеличились размеры зерен как ферритной, так и перлитной составляющей. Основной металл имеет мелкозернистую ферритно-перлитную структуру.

Механические испытания на одноосное растяжение сопровождались “*in situ*” регистрацией зон локализации деформации методом цифровой статистической спекл-фотографии. Установлено, что независимо от способа сварки деформационные кривые испытанных образцов содержат площадку текучести, протяженностью по деформациям $\sim 2,5$ %. В отличие от однородных образцов площадка текучести не является гладкой, обнаруживаются флуктуации деформирующего напряжения и незначительное упрочнение. Зуб текучести ярко не выражен.

Детерминированным оказалось место зарождения полосы Чернова – Людерса. Полоса формировалась в наплавленном металле, причем прораствание характерной клинообразной деформированной зоны не наблюдалось, а область наплавленного металла быстро заполнялась хаотически расположенными мелкими очагами локализации. После этого на границах сплавления формируются подвижные фронты полосы Чернова – Людерса, перемещающиеся в противоположных направлениях к захватам нагружающего устройства. Кинетика фронтов и их ориентация аналогичны поведению фронтов в однородных образцах. Зарождение полосы в наплавленном металле не исключало появления других полос вблизи одного или обоих захватов нагружающего устройства, фронты которых двигались к середине образца и аннигилировали с фронтами полосы, зародившейся в сварном шве.

1. Honeycombe R.W.K. The Plastic Deformation of Metals. – New York: Edward Arnold Ltd., 1968. – 395 p.
2. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Elastoplastic transition in the material with sharp yield point // AIP Conf. Proc. – 2015. – V. 1683. – 020058. – doi: 10.1063/1.4932748.

О ДИНАМИЧЕСКОМ ТОРМОЖЕНИИ ДЛИННОВОЛНОВЫХ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ДИСЛОКАЦИИ ПРИ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ЧАСТОТЕ

Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

viktor.dezhin@mail.ru

На основе предыдущих работ [1–4] исследовались длинноволновые изгибные колебания дислокации, возникающие под влиянием внешних воздействий. Дислокация располагалась вдоль оси Oz . Ограничивались случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия. Рассмотрен механизм электронного затухания колебаний дислокации в длинноволновом приближении ($|k_z l| \ll 1$), где k_z – компонента волнового вектора вдоль линии дислокации, l – длина свободного пробега электрона. Для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости дислокации в диссипативном кристалле с учетом только старших слагаемых по степеням $k_z l$ получено

$$\operatorname{Im} g^{-1}(k_z, \omega) = -b_s^2 \omega B_s - b_e^2 \omega B_e - \rho b_s^2 \omega \beta_s(k_z, \omega) - \rho b_e^2 \omega \beta_e(k_z, \omega).$$

Здесь ω – частота, B_s и B_e – коэффициенты торможения прямолинейных винтовой и краевой дислокаций, движущихся с постоянной скоростью, ρ – плотность материала, $\vec{b}_s$ и $\vec{b}_e$ – векторы Бюргерса винтовой и краевой компоненты дислокации, введены обозначения $\beta_s(k_z, \omega)$ и $\beta_e(k_z, \omega)$ для найденных дополнительных вкладов в коэффициенты торможения винтовой и краевой дислокаций. Ниже изображена зависимость дополнительного вклада в коэффициент торможения краевой дислокации от $\lg \omega$ и $k_z l$.

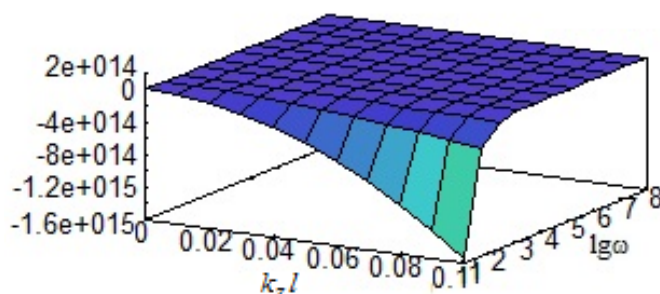


Рис. Зависимость вклада $\beta_e(k_z, \omega)$ от $\lg \omega$ и $k_z l$.

Из рисунка видно резкое увеличение β_e по абсолютной величине в области $k_z l \sim 0,1$ и $\lg \omega \sim 1$, то есть там, где начинают нарушаться сделанные предположения $|k_z l| \ll 1$ и $\omega \gg 1$ Гц. Аналогичная зависимость наблюдается и для винтовой дислокации.

1. Рощупкин А.М., Батаронов И.Л., Дежин В.В. Изв. РАН. Сер. Физическая. 1995. Т. 59, № 10. С. 12-16.
2. Дежин В.В. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21, вып. 3. С. 956-958.
3. Дежин В.В. Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2016. Т. 21, вып. 3. С. 959-961.
4. Дежин В.В. // Актуальные проблемы прикладной математики, информатики и механики: сб. тр. Междунар. научно-технич. конф. Воронеж, 2016. С. 345-347.

О КОЛЕБАНИЯХ ТРЕХ СМЕЖНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ ОДИНАКОВОЙ ДЛИНЫ

Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

viktor.dezhin@mail.ru

Ранее в работах [1, 2] исследовались колебания одиночного дислокационного сегмента. В дальнейших работах [3–5] изучались колебания двух смежных дислокационных сегментов. Но в реальных кристаллах дислокация закреплена на большом числе дефектов. С целью установления общих закономерностей в настоящем докладе рассмотрены колебания трех смежных дислокационных сегментов под действием внешних воздействий. Линия дислокации располагалась вдоль оси Oz , смещение точек дислокационной линии $\xi(z, t) = 0$ при $z \in (-\infty, -3L/2) \cup \{-L/2\} \cup \{L/2\} \cup [3L/2, \infty)$, где t – время, L – длины смежных отрезков дислокации. Для решения задачи смещение дислокации представлялось в виде ряда с учетом условий закрепления:

$$\begin{aligned} \xi(z, \omega) = & \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(1)}(\omega) \sin \frac{\pi n(z + 3L/2)}{L} \theta(L/2 - |z + L|) + \\ & + \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(2)}(\omega) \sin \frac{\pi n(z + L/2)}{L} \theta(L/2 - |z|) + \sum_{n=1}^{\infty} Q_n^{(3)}(\omega) \sin \frac{\pi n(z - L/2)}{L} \theta(L/2 - |z - L|), \end{aligned}$$

где ω – частота, $\theta(x)$ – функция Хевисайда. После преобразований получена система уравнений, описывающая колебания трех смежных сегментов дислокации

$$\sum_{n=1}^{\infty} (B_{mn}^{(k,1)}(\omega) Q_n^{(1)}(\omega) + B_{mn}^{(k,2)}(\omega) Q_n^{(2)}(\omega) + B_{mn}^{(k,3)}(\omega) Q_n^{(3)}(\omega)) = F_m^{(k)}(\omega) \quad (k = 1, 2, 3).$$

Здесь $B_{mn}^{(k,s)}(\omega)$ – матричные элементы дислокационных осцилляторов, которые определяются по найденным в работе формулам, $F_m^{(k)}(\omega)$ – коэффициенты разложения внешней силы. Найдена функция линейного отклика трех смежных отрезков дислокации. Уравнение, определяющее собственные частоты колебаний смежных дислокационных отрезков, имеет вид равенства нулю определителя блочной матрицы:

$$\det \begin{pmatrix} B^{(1,1)}(\omega) & B^{(1,2)}(\omega) & B^{(1,3)}(\omega) \\ B^{(2,1)}(\omega) & B^{(2,2)}(\omega) & B^{(2,3)}(\omega) \\ B^{(3,1)}(\omega) & B^{(3,2)}(\omega) & B^{(3,3)}(\omega) \end{pmatrix} = 0,$$

где матрицы $B^{(k,s)}(\omega) = (B_{mn}^{(k,s)}(\omega))$.

1. Батаронов И.Л., Дежин В.В. // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. 2013. Т. 18, вып. 4, ч. 2. С. 1566-1567.
2. Bataronov I.L., Dezhin V.V. // J. Phys.: Conf. Ser. 2016. V. 738. 012108.
3. Батаронов И.Л., Дежин В.В. // Современные методы прикладной математики, теории управления и компьютерных технологий: сб. тр. VIII Междунар. научной конф. Воронеж, 2015. С. 54-56.
4. Дежин В.В. // Физическое материаловедение: VII Междунар. школа: сб. матер. Тольятти, 2016. С. 75-77.
5. Дежин В.В. // Механика деформируемого твердого тела: сб. тр. IX Всероссийской конф. Воронеж, 2016. С. 4-6.

ON THE LINEAR RESPONSE FUNCTION OF A SCREW DISLOCATION IN A FERROELECTRIC NEAR THE PHASE TRANSITION POINT

Dezhin V.V.

Voronezh State Technical University, Voronezh, Russian Federation

viktor.dezhin@mail.ru

In the works [1–3] bending vibrations of an edge dislocation in ferroelectrics were investigated. In this report, unlike the paper [4], the case of an arbitrary slip plane is considered. Ferroactive axis coincides with a coordinate axis Oz : $\vec{P} = (0, 0, P)$, along the same axis located equilibrium position of the screw dislocation line: $\vec{r}_0(0, 0, -1)$, Burgers vector is directed along the axis Oz : $\vec{b} = (0, 0, b)$, $\vec{n} = (n_x, n_y, 0)$ is normal to the slip plane. The case of small dislocation vibrations is considered. Linear response function is found

$$\begin{aligned} \alpha_D^{-1}(k_z, \omega) = & -2\pi \frac{\mu b^2}{1-\nu} \int k_{\perp} dk_{\perp} \left\{ \frac{n_y k_{\perp}^2 k_z^2}{k^2 - \omega^2/c_t^2} \times \right. \\ & \times \left[k^2 - \omega^2/c_t^2 - 2\mu g_1 g_2 \chi P_0^2 \left(k_{\perp}^2 - \frac{g_1 - g_2}{2g_1} \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) \right] \times \\ & \times \left[1 + 2\mu(g_1 + 2g_2)g_2 \chi P_0^2 \frac{(1+\nu)(k^2 - \omega^2/c_t^2)g_1/g_2 + k_{\perp}^2 - \omega^2/(2c_t^2)}{k^2 - \omega^2/c_t^2 - 2\mu g_1 g_2 \chi P_0^2 \left(k_{\perp}^2 - (g_1 - g_2)/(2g_1) \omega^2/c_t^2 \right)} \right] \times \\ & \times \left[\left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_l^2} \right) \left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) - 2\mu g_1 g_2 \chi P_0^2 \left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_l^2} \right) \left(k_{\perp}^2 - \frac{g_1 - g_2}{2g_1} \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + \right. \\ & + 4\mu \frac{1+\nu}{1-\nu} g_1^2 \chi P_0^2 \left(k^2 + \frac{g_2}{2g_1} k_{\perp}^2 - \frac{3g_1 + g_2}{4g_1} \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) \times \\ & \left. \times \left(k^2 + \frac{g_2}{(1+\nu)g_1} k_{\perp}^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} - \frac{g_2}{2(1+\nu)g_1} \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) \right]^{-1} - \mu b^2 \left(\pi n_y k_{\perp}^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) \Bigg\}. \end{aligned}$$

Here $\vec{k}$ is the wave vector, k_z is wave vector projection on axis Oz , $k_{\perp}$ is wave vector projection onto plane xOy , ω is oscillation frequency, μ is shear modulus of the crystal, ν is Poisson's ratio, c_t и c_l are the transverse and longitudinal sound velocities, g_1 and g_2 are striction coefficients, χ is susceptibility of a ferroelectric, P_0 is polarization equilibrium value in a homogeneous crystal. Linear response function allows you to determine dynamic characteristics of a screw dislocation.

1. Дежин В.В., Нечаев В.Н., Рощупкин А.М. // Физика твердого тела. 1990. Т. 32, № 4. С. 1148-1155.
2. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. // Zeitschrift für Kristallographie. 1990. V. 193. P. 175-197.
3. Dezhin V.V., Nechaev V.N. // Journal of Physics: Conf. Ser. 2016. V. 738. 012111.
4. Нечаев В.Н., Дежин В.В. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14, № 1. С. 34-38.

О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ ВБЛИЗИ ТОЧКИ СТРУКТУРНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА

Дежин В.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

viktor.dezhin@mail.ru

Ранее в работах [1–3] исследовались изгибные колебания дислокации в кристаллах с мягкой модой, возникающие под влиянием внешних воздействий. Дислокация располагалась вдоль оси Oz . Ограничивались случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия. В статье [4] записано уравнение изгибных колебаний винтовой дислокации в сегнетоэластике вблизи точки структурного фазового перехода. В данной работе рассмотрена винтовая дислокация с единичным вектором касательной к линии дислокации $\vec{\tau}_0 = (0, 0, -1)$, вектором Бюргерса $\vec{b} = (0, 0, b)$ и единичным вектором нормали к плоскости скольжения $\vec{n} = (0, 1, 0)$. В линейном по смещению дислокации $u = u(z, t)$ приближении, учитывая заданную ориентацию винтовой дислокации, найдена обратная функция линейного отклика винтовой дислокации вблизи точки структурного фазового перехода:

$$\alpha_D^{-1}(q_z, \omega) = -\pi \mu b^2 \int q_{\perp} dq_{\perp} \left[\frac{2}{1-\nu} \frac{q_{\perp}^2 q_z^2 (1 + 2(1+\nu) \mu g^2 \eta_s^2 \tilde{\chi})}{\left(q^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2}\right) \left(q^2 - \frac{\omega^2}{c_l^2}\right) - 4 \frac{1+\nu}{1-\nu} \mu g^2 \eta_s^2 \left(q^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2}\right) \tilde{\chi}} + \frac{q_{\perp}^2 - 2 \frac{\omega^2}{c_t^2}}{q^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2}} \right].$$

Здесь $\vec{q}$ – волновой вектор, q_z – проекция волнового вектора на ось Oz , $q_{\perp}$ – проекция волнового вектора на плоскость xOy , ω – частота, μ – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, g – постоянный стрикционный коэффициент, η_s – термодинамически равновесное значение параметра порядка, $\tilde{\chi}$ – фурье-образ функции отклика параметра порядка на гидростатическое давление p , c_t и c_l – скорости поперечных и продольных звуковых волн. Знание функции отклика позволяет записать дисперсионное уравнение и найти спектр изгибных колебаний винтовой дислокации. Также могут быть найдены добавки к эффективной массе и эффективной жесткости дислокации, дополнительный вклад в затухание дислокационных колебаний, проанализирована их зависимость от близости к температуре структурного фазового перехода.

1. Дежин В.В., Нечаев В.Н., Рощупкин А.М. // Физика твердого тела. 1990. Т. 32, № 3. С. 810-817.
2. Батаронов И.Л., Дежин В.В., Нечаев В.Н. // Изв РАН. Сер. Физическая. 1998. Т. 62, № 8. С. 1512-1517.
3. Нечаев В.Н., Дежин В.В. // Матер. XI Междунар. сем. «Физико-математическое моделирование систем». Воронеж: ВГТУ. 2014. Ч. 2. С. 45-48.
4. Нечаев В.Н., Дежин В.В. // Вестник Тамбовского университета. Сер.: Естеств. и технич. науки. 2016. Т. 21, вып. 3. С. 1188-1190.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Башков О.В., Брянский А.А., Кхун Хан Хту Аунг, Бао Фэнюань

*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,
г. Комсомольск-на-Амуре, Россия
bashkov_ov@mail.ru*

Доля использования полимерных композиционных материалов (ПКМ) благодаря их высокой удельной прочности с каждым годом растет. Однако, это вносит определенные трудности при установлении их несущей способности. Механизмы накопления повреждений, как и методы оценки долговечности, отличаются от таковых для металлов. Для крупногабаритных конструкций находят все большее применение системы мониторинга [1], эффективными методами для которых являются: метод акустической эмиссии (АЭ), регистрации волн Лэмба, волоконно-оптические и тензометрические методы регистрации напряжений.

Отличительной особенностью метода АЭ является интегральная регистрация повреждений, возникающих в объекте контроля и классификация их опасности. В настоящее время пока еще мало существует достоверных критериев оценки степени поврежденности для композиционных материалов.

В работе представлены результаты исследований кинетики накопления повреждений в стеклопластике СТ-69Н, полученном на основе эпоксидного связующего и стеклоткани. Изделия из стеклопластика активно используются в авиастроении. Испытаниям путем статического изгиба подвергали плоские образцы, которые нагружались ступенчато. Во время испытаний регистрировалась АЭ. Для оценки результатов была использована методика установления границ классов опасности источников, примененная ранее для металлов [2]. В виду степенного характера функции $N_i = A \cdot \sigma_i^{n_i}$, где N_i – число сигналов АЭ на i -м этапе нагружения, σ_i – действующее напряжение, A – коэффициент, показатель степени может быть использован как критерий оценки поврежденности композиционного материала. В работе по были выявлены стадии наступления предельного состояния для ПКМ с направлением приложения изгибающей нагрузки по основе и по утку. Существенные изменения, сопровождающиеся частичным разрушением волокон и связующего, наступают уже при напряжении $\sigma_i = 0,7-0,8\sigma_{max}$, где σ_{max} – максимальное разрушающее напряжение. Показатель степени при данном напряжении равен $n_i = 2,9-3,3$. Таким образом, критерий, использующий степенной коэффициент, может быть использован для определения стадий накопления повреждений и наступления стадии предельного состояния в композиционном материале.

Работа выполнена при поддержке Фонда фундаментальных исследований (проект № 16-19-10149).

1. Chang F.-K. Structural health monitoring: advancements and challenges for implementation/ F.-K. Chang. - Pennsylvania: DEStech Publications, Inc. 2005. 1886 p.
2. Иванов В. И. Классификация источников акустической эмиссии / В. И. Иванов, С. П. Быков // Диагностика и прогнозирование разрушения сварных конструкций. 1985. №1. С. 67-74.
3. Bashkov O. V., Bryansky A. A., Panin S. V., Zaikov V. I. Diagnostics of glass fiber reinforced polymers and comparative analysis of their fabrication techniques with the use of acoustic emission// AIP Conference Proceedings 1783, 020012 (2016).

АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В ВЕРШИНЕ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ С ПОСТОЯННЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ

Плехов О.А., Вшивков А.Н.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь
roa@icmm.ru

В 1961 году в работе Париса был предложен степенной закон, связывающий амплитуду коэффициента интенсивности напряжения (КИН) и скорость распространения усталостных трещин в металлах. Несмотря на наличие зоны пластической деформации в вершине трещины, делающей неочевидной возможность использования величины КИН для характеристики движения трещины, данный закон эффективно используется в большом числе практических приложений.

В настоящее время существует большое число моделей как использующих различные модификации закона Париса, так и вводящих новые структурные или энергетические параметры для описания процесса усталостного разрушения. Среди них можно отметить модели, использующие введение эффективного КИН, учитывающий эффект закрытия трещин; усложняющие степенную зависимость скорости распространения от амплитуды КИН, например, закон Формана; вводящие в рассмотрение фрактальные характеристики поверхности трещины; учитывающие характерный размер зоны пластической деформации или энергию, диссипированную в материале.

С физической точки зрения определяющим для процесса распространения трещины является баланс энергии в её вершине. Одним из эффективных методов исследования баланса энергии в вершине трещины является инфракрасная термография. Для уточнения измеряемых энергетических характеристик процесса деформирования металлов авторами ранее был предложен контактный метод измерения потоков тепла, основанный на использовании эффекта Зеебека [1]. В результате были получены корреляции между скоростью распространения усталостных трещин и мощностью диссипации энергии в их вершине. Наряду с этим было показано, что при проведении эксперимента с постоянным значением коэффициента интенсивности напряжений (постоянной скоростью усталостной трещины) диссипация энергии в её вершине монотонно уменьшается [2].

Для анализа этого эффекта был проведен теоретический анализ эволюции работы пластической деформации в вершине движущейся усталостной трещины, с учетом наличия зон циклической и монотонной пластической деформации. Было показано, что мощность диссипации энергии в циклической зоне пластической деформации не зависит от скорости движения усталостной трещины и определяется только размахом приложенного напряжения. Показанная ранее линейная связь между скоростью диссипации энергии и скоростью усталостной трещины целиком определяется скоростью диссипации энергии в монотонной зоне пластической деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-51-48003 ИНД_оми.

1. Vshivkov A., Iziumova A., Plekhov O., Bär J. Experimental study of heat dissipation at the crack tip during fatigue crack propagation // Fracture and structural integrity 35 (2016) 131-137.
2. Bär J., Vshivkov A., Plekhov O. Combined Lock-In Thermography and Heat Flow Measurements for Analysing Heat Dissipation during Fatigue Crack Propagation // Fracture and structural integrity 34 (2015) 521-530.

МОДИФИЦИРОВАННЫЙ МЕТОД МНОГОЧАСТОТНЫХ ВИХРЕТОКОВЫХ ИЗМЕРЕНИЙ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ НЕМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Поляков В.В.^{1,2}, Егоров А.В.¹, Лепендин А.А.¹, Kucheryavskiy S.V.³

¹Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия

³Aalborg University, Esbjerg, Denmark
andrey.lependin@gmail.com

Одним из распространенных методов неразрушающего контроля металлических материалов является метод вихревых токов. Результат вихретоковых измерений определяется совместным действием большого числа конкурирующих факторов, в связи с чем возникает проблема выделения характеристик важных для конкретной задачи. Перспективным подходом к решению этой проблемы является математическая обработка результатов вихретоковых измерений с помощью проекционных методов многомерного анализа данных [1].

Для проведения испытаний использовался измерительно-вычислительный комплекс, обеспечивавший измерение импеданса индуктивного датчика [2]. Для достижения наибольшей информативности использовалась схема многочастотных измерений, завершившихся построением и анализом годографов системы «датчик-образец». Повышение точности измерений достигалось за счет предложенного авторами метода получения годографов, заключавшегося в возбуждении датчика сигналом специальной формы, содержащим необходимый набор частот.

Измерения проводились для образцов меди, магния, бронзы и алюминиевых сплавов, что обеспечивало широкий интервал удельных электропроводностей. Одновременно менялся зазор между датчиком и проводящей поверхностью, задававшийся в интервале от 0–1 мм с помощью диэлектрических прокладок. Регистрируемый сигнал зависел и от электропроводности, и от величины зазора, что позволило продемонстрировать возможности развитого подхода.

Для обработки экспериментальных годографов был применен метод главных компонент. Результаты обработки представлялись в виде проекций на плоскости первых главных компонент. Расчеты показали, что результаты измерений для одного и того же материала и для одинаковых значений зазора разбивались на обособленные кластеры. Для количественной оценки контролируемых характеристик применялся метод проекций на латентные структуры. Были построены калибровочные модели, обеспечившие определение по результатам вихретоковых измерений значений удельной электропроводности с погрешностью не выше 10%, а величины зазора – 5%.

Полученные результаты могут быть использованы при неразрушающей диагностике металлических материалов различного состава, в том числе с нанесенными диэлектрическими покрытиями.

1. Egorov A.V., Kucheryavskiy S.V., Polyakov V.V. Resolution of effects in multi-frequency eddy current data for reliable diagnostics of conductive materials. *Chemometrics and Intelligent Laboratory Systems*. 2017. Vol. 160. Pp. 8-12. Doi:10.1063/1.4932875.
2. Egorov A.V., Polyakov V.V. The Application of Principal-Component Analysis during Eddy-Current Testing of Aluminum Alloys // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2015. Vol. 51. No. 10. Pp. 631-636.

ДИАГНОСТИКА КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ МНОГОМЕРНОГО АНАЛИЗА ВЕЙВЛЕТ-РАЗЛОЖЕНИЙ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Поляков В.В.^{1,2}, Лепендин А.А.¹, Дмитриев А.А.¹

¹Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия

andrey.lependin@gmail.com

При использовании алюминиевых сплавов в авиа- и автомобилестроении часто приходится применять сварочные технологии. Участки сварных соединений содержат большое количество различных дефектов, что вызывает преждевременное разрушение. Одним из методов диагностики сварных соединений в условиях внешних механических нагрузок является метод акустической эмиссии. В связи с резкой неоднородностью структуры акустико-эмиссионные сигналы зависят от различных конкурирующих физических механизмов [1], что снижает результативность диагностики. В настоящей работе в качестве информативных параметров акустической эмиссии предложено использовать коэффициенты вейвлет-разложения этих сигналов.

Экспериментальные исследования проводились для образцов алюминий-магниевого сплава, содержащих сварное соединение. За счет варьирования режима сварки в зоне соединения искусственно формировалась структура с различными дефектами, что контролировалось с помощью оптической микроскопии. Испытания проводились по схеме статического растяжения с одновременной регистрацией нагрузки, деформации и напряжения акустической эмиссии [2]. Сигналы акустической эмиссии характеризовались непрерывным спектром, их форма существенно изменялась при переходе от одной стадии деформационного упрочнения к другой.

Для установления связи между деформационными процессами и характеристиками акустической эмиссии необходимо учитывать влияние искажений, обусловленных высокочастотными резонансными колебаниями пьезодатчика, шумами экспериментальной установки и случайными процессами различной природы. Для устранения этих искажений применялось многоуровневое дискретное вейвлет-преобразование. В качестве информативных признаков использовались коэффициенты вейвлет-разложения, характеризовавшие низкочастотную форму сигнала.

При проведении расчетов применялось 7-уровневое дискретное вейвлет-разложение по базису вейвлет-функций Добеши. Для выявления латентных закономерностей, заключенных в экспериментальных данных, привлекался метод главных компонент. Это позволило провести кластеризацию сигналов и выделить их группы, обусловленные различными физическими механизмами локальной перестройки структуры.

Предложенный подход позволил диагностировать протекавшие в сварных соединениях деформационные процессы, а также контролировать дефекты строения, возникавшие при различных технологических режимах сварки.

1. Лепендин А.А., Поляков В.В. Скейлинг характеристик акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении». Журнал технической физики. 2014. Т. 84. №7. С. 96-100.
2. Егоров А.В., Поляков В.В., Гумиров Е.А., Лепендин А.А. Регистрация сигналов акустической эмиссии с помощью модифицированного метода осцилляций. Приборы и техника эксперимента. 2005. № 5. С. 115-118.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-0.4Zr

Мавлютов А.М.¹, Латынина Т.А.^{1,2}, Мурашкин М.Ю.^{3,4},
Валиев Р.З.^{3,4}, Орлова Т.С.^{1,2}

¹Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики, Санкт-Петербург, Россия

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

⁴Уфимский государственный авиационный технический университет,
Институт физики перспективных материалов,
Уфа, Россия

a.m.mavlyutov@gmail.com

Сплавы на основе Al широко используются в качестве токопроводящих жил различных кабельных изделий [1]. При этом крайне важным является сочетание высокой электропроводности и прочности, а также термостойкости в процессе длительной эксплуатации. Сплавы системы Al–Zr обладают высокой термостойкостью за счет образования наночастиц вторичной фазы Al_3Zr в результате специальной термомеханической обработки [2]. Методы интенсивной пластической деформации позволяют существенно повысить прочностные свойства сплавов на основе Al за счет формирования ультрамелкой и нанокристаллической структуры [3].

В данной работе исследовалась влияние интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) и отжига на функциональные свойства (прочность и электропроводность) сплава Al–0.4Zr. Электропроводность образцов измерялась четырехточечным методом, прочностные свойства определялись испытаниями на одноосное растяжение, твердость измерялась по методу Виккерса. Микроструктура образцов исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

Установлено, что обработка ИПДК приводит к повышению прочности в ~1.6 раза и снижению электропроводности на ~20% за счет измельчения зерна, при этом не происходит выделения вторичных фаз. Обнаружен эффект дополнительного увеличения прочности (до ~25 %) и электропроводности (до ~10%) за счет последующего отжига деформированных образцов в интервале температур 423–503 К.

В работе также исследовался сплав Al–0.4Zr, предварительно отожженный при 648 К в течение 60 ч, содержащий в своей структуре дисперсные наночастицы вторичной фазы Al_3Zr и обладающий высокой электропроводностью (57% IACS). Установлено, что последующая ИПДК обработка при комнатной температуре приводит к растворению наночастиц вторичной фазы и, как следствие, к повышению прочности и снижению электропроводности. Установлено, что дополнительный кратковременный отжиг при температуре 503 К обеспечивает дальнейшее повышение прочности на ~15% и восстанавливает исходный уровень электропроводности.

1. Белый Д.И. Кабели и провода №1 332 (2012) 8–15.
2. Пат. 2441090 Российская Федерация, МПК⁵¹ С 22 С 21/00. Проводниковый термостойкий сплав на основе алюминия/ Белов Н.А., Алабин А.Н. Прохоров А.Ю.; заявитель и патентообладатель ФГАОУВППЦ «НИТУ «МИСиС» – № 2000131736/09; заявл. 01.03.2010; опубл. 27.01.2012, Бюл. № 3. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Progress in Materials Science 45 (2000) 103–189.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) С КРУПНОЗЕРНИСТОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРАМИ

Батурин А.А.^{1,2}, Лотков А.И.^{1,2}, Гришков В.Н.¹, Родионов И.С.¹,
Круковский К.В.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
abat@ispms.tsc.ru

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия

Введение водорода в сплавы на основе TiNi при электролитическом наводороживании приводит к охрупчиванию и разрушению изделий из них (водородная хрупкость – ВХ). Предыдущие исследования ВХ выполнялись на образцах с крупнозернистой структурой (КЗ). Цель данной работы – сравнить проявление ВХ в образцах сплава $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ (ат.%) с КЗ и нанокристаллической (НК) структурами и выяснить особенности и механизм разрушения при деформации кручением.

Исследование выполнено на образцах диаметром 1,1 мм с НК структурой со средним размером зёрен/субзёрен 86 нм. Образцы с КЗ структурой (средний размер зёрен составил 10 мкм) были получены отжигом НК образцов при 923К в течение 20 мин с последующей закалкой в воде. Насыщение образцов водородом производили электрохимическим методом в растворе (0,9% NaCl) в В2 фазе (295 К). Измерение концентрации водорода было выполнено на газоанализаторе RHEN602 фирмы LECO. Исследование механических и неупругих свойств было проведено на установке типа обратного крутильного маятника. Определение неупругих свойств проводили в схеме циклического нагружения и разгружения образцов в изотермических (293К) условиях.

Показано, что влияние водорода на эффект сверхэластичности значительно слабее выражено в образцах с НК структурой, чем в образцах с КЗ структурой, хотя образцы с НК структурой поглощают значительно больше водорода. Однако при нагружении наводороженных образцов в области пластической деформации происходило их разрушение при величине деформации примерно в два раза ниже, чем в исходных образцах независимо от размера зерна. Разрушение наводороженных образцов происходило под углом 45 градусов к оси образца, что свидетельствует об их хрупком разрушении, в отличие от ненаводороженных образцов, плоскость разрушения которых была ортогональна оси образца, что характерно для разрушения пластичных материалов. Изучены особенности распространения трещин в наводороженных образцах с разным размером зерна. На фрактограммах разрушенных образцов выявляется слой с гладкой структурой, характерной для хрупкого разрушения, в отличие от середины образца, демонстрирующей чашечный излом, характерный для разрушения пластичных материалов. Толщина хрупкого слоя соответствует глубине диффузионного проникновения водорода в КК образцах. В образцах с НК структурой толщина хрупкого слоя значительно меньше, что связано с уменьшением коэффициента диффузии водорода в НК структуре. Анализируется механизм разрушения в наводороженных образцах $\text{Ti}_{49,1}\text{Ni}_{50,9}$ в зависимости от размера зерна.

Работа выполнена при поддержке Программы фундаментальных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы (III.23.2.2) в части исследования структуры исходных образцов, проекта РФФИ (грант №15-08-99489).

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОЛОС ЛЮДЕРСА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ БИМЕТАЛЛА

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

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия,

²Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия,

bsa@ispms.ru, jul2207@mail.ru,

lbz@ispms.ru,

Неустойчивая пластическая деформация металлов и сплавов на макроскопическом уровне проявляется в виде зуба текучести, образовании шейки перед разрывом и прерывистой деформации. Во всех случаях прерывистая деформация возникает в результате спонтанной автолокализации пластической деформации в статических или распространяющихся полосах деформации. Полосы макролокализованной деформации, сопровождающие скачки деформации и/или напряжения, ухудшают качество поверхности промышленных изделий, вызывают их преждевременную коррозию и увеличивают вероятность внезапного разрушения. Исследования прерывистой деформации ограничены, как правило, использованием чистых металлов и сплавов. В данной работе рассматривается деформационное поведение коррозионно-стойкого биметалла: углеродистая сталь – нержавеющая сталь, который применяется в химическом машиностроении для изготовления реакционных колонн, автоклавов, реакторов и теплообменников. Главным требованием, предъявляемым к биметаллам, является обеспечение прочности и пластичности соединения, его сплошности и стабильности свойств по всей поверхности контакта. В связи с этим необходимо расширение знаний о процессах соединения разнородных металлов их совместной деформации и изменении свойств в процессе эксплуатации.

Использование метода корреляции цифровых спекл – изображений [1] позволило выявить особенности формирования и распространения полос локализации пластической деформации от предела текучести до разрыва.

Установлено, что полосы Людерса возникают в форме одного или двух зародышей в области основного слоя материала Ст.3, которые формируются в области захватов машины на стадии микропластической деформации. Высокопрочный металл 12X18H8T препятствует распространению полос Людерса в основном металле с постоянной скоростью от захвата машины как базового концентратора напряжений. Поэтому движение начальной полосы происходит скачкообразно – по мере зарождения и прохождения через все сечение образца других полос Людерса от границ раздела “плакирующий металл – основной металл”. Измерениями микротвердости показано, что в зоне сопряжения сталей Ст.3 и 12X18H8T происходит значительное деформационное упрочнение материалов. Вопросы о зарождении и распространении очагов локализации пластической деформации в переходном слое требуют дальнейших исследований.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований Государственной академии наук в 2015–2020 гг. и гранта РФФИ №16-08-00385-а.

1. S.A. Barannikova, L. B. Zuev, A.V. Bochkareva, A.G. Lunev, Y.V. Li, G. V. Shlyakhova. Evolution of macro-scale plastic flow localization of tri-layered stainless steel - low carbon steel - stainless steel metal with digital image correlation method // Materials Science Forum, 2016- Vol. 870. - pp. 60-65.

МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1₂

Липатникова Я.Д.^{1,2}, Соловьева Ю.В.¹, Соловьев А.Н.¹, Валуйская Л.А.³

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
Томск, Россия

³Сибирский государственный медицинский университет, Томск, Россия

yanna_lip@mail.ru

Слоистые композиционные материалы составляют большой класс практически востребованных материалов. Высокая прочность и жесткость слоистого композита достигается за счет интерметаллидного слоя, пластичность – за счет металлического слоя. Известно, что при высокотемпературной деформации монокристаллов однофазных интерметаллидов наблюдается процесс суперлокализации пластической деформации, при котором наблюдается деформационное расслоение кристаллов на локальные зоны интенсивного сдвигообразования внутри практически недеформируемой матрицы. Целью данной работы являлось исследование этого явления в слоистых композитах, на основе сплавов со сверхструктурой L1₂.

Исследование проводилось методом математического моделирования, основанного на объединении моделей дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой L1₂ и чистых металлов и модели механики деформируемого твердого тела. Численная реализация объединенных моделей осуществлялась численным методом конечных элементов в программном комплексе «РАНЕТ-3».

Численные эксперименты деформации слоистых композитов проводились при одноосном высокотемпературном сжатии. Слои металла и интерметаллида располагались как параллельно оси сжатия, так и перпендикулярно. Для сравнения с деформацией однофазных материалов, численные эксперименты были также проведены для образцов интерметаллидов со сверхструктурой L1₂ и чистых металлов. Для деформации образца интерметаллида параметры модели были заданы так, что в результате одноосного сжатия в объеме образца сформировалось несколько полос суперлокализации. Образец чистого металла деформировался однородно без образования полос суперлокализации. Для описания деформационного поведения слоев в композите использовались те же параметры моделей дислокационной кинетики, что и при расчетах деформации образцов однофазных материалов.

В результате численного моделирования деформации слоистых композитов при одноосном сжатии наблюдалась макроскопическая неоднородность пластического течения и развитие полос суперлокализации, однако менее выражено в сравнении с деформацией образца однофазного интерметаллида. Включение в однофазный интерметаллид слоев чистого металла частично подавляет развитие полос суперлокализации. Таким образом, создание слоистых структур может быть одним из способов подавления суперлокализации пластической деформации, наблюдаемой в однофазных сплавах со сверхструктурой L1₂.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 16-32-00139 мол_а)

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Кустов А.И.¹, Мигель И.А.²

¹Воронежский государственный педагогический университет,
Воронеж, Российская Федерация;

²Военный Учебно-Научный Центр ВВС Военно-Воздушной Академии
им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина,
Воронеж, Российская Федерация

Проблема оценки уровня свойств материалов, как кристаллических, так и аморфных, всегда актуальна. Определяющие временные интервалы относительно свойств – время формирования материала, время оптимизации свойств, время эксплуатации. На каждом из этих трех базовых этапов существенным фактором влияния являются внешние воздействия (деформационные, термические, диффузионные и проч.). Важнейшая задача при этом – анализ влияния внешних воздействий на свойства, прогнозирование предельных и критических состояний, оценка долговечности материалов. Эти задачи успешно решались с помощью АМД-методов [1]. В качестве объектов исследования были выбраны аморфные пьезокерамики (ЦТС), стекла, и кристаллические материалы – стали и полупроводники IV группы. С помощью разработанных нами ранее методов [2] получали и анализировали акустические изображения структуры материалов, измеряли физические параметры образцов с помощью V(Z)-кривых (рис.1).

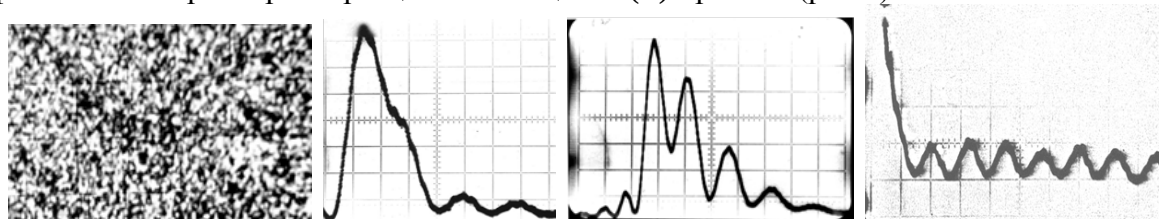


Рис.1. Характеризация внешних воздействий на твердотельные материалы АМД-методами (акустическое изображение керамики ЦТС-35, 80х180 мкм², Z = –5 мкм; V(Z)–кривые керамики, стекла, стали (для определения значений скорости ПАВ и её затухания)

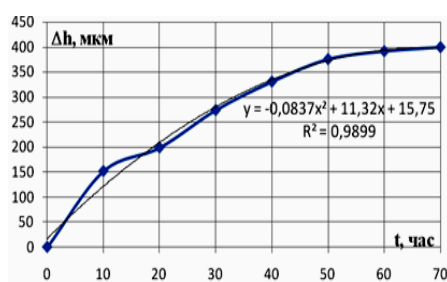


Рис.2. Зависимость толщины слоя с измененными свойствами от времени азотирования, полученной по изменению скорости ПАВ в стали (40ХНМА), (T^0 процесса 500⁰С; оптимальное время 60 часов).

При внешних воздействиях менялась форма кривых и значения параметров, что позволило получить зависимости уровня свойств материалов от параметров процесса влияния (см., например, рис.2) и оптимизировать их набор. Проведенные эксперименты подтвердили эффективность анализа влияния внешних воздействий на свойства материалов с помощью акустических волн.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. // Вестник ПНИПУ, Машиностроение, материаловедение, Т. 18, № 4, 2016, с.134-146.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. // ФПСМ., том 11, №4/2., 2014. – с. 592 -598.

ОСОБЕННОСТИ ЛОГАРИФМИЧЕСКОЙ ИНТЕРПРЕТАЦИИ ФОНОВОЙ ЛИНИИ ТКЛР ПРИ РАСШИФРОВКЕ ДИЛАТОГРАММ СТАЛЕЙ

*Михайлов С.Б., **Михайлова Н.А., *Анашина А.А.

*Уральский Федеральный Университет,
**Уральский Государственный Университет Путей Сообщения,
г.Екатеринбург, Россия
msb.immt@gmail.com

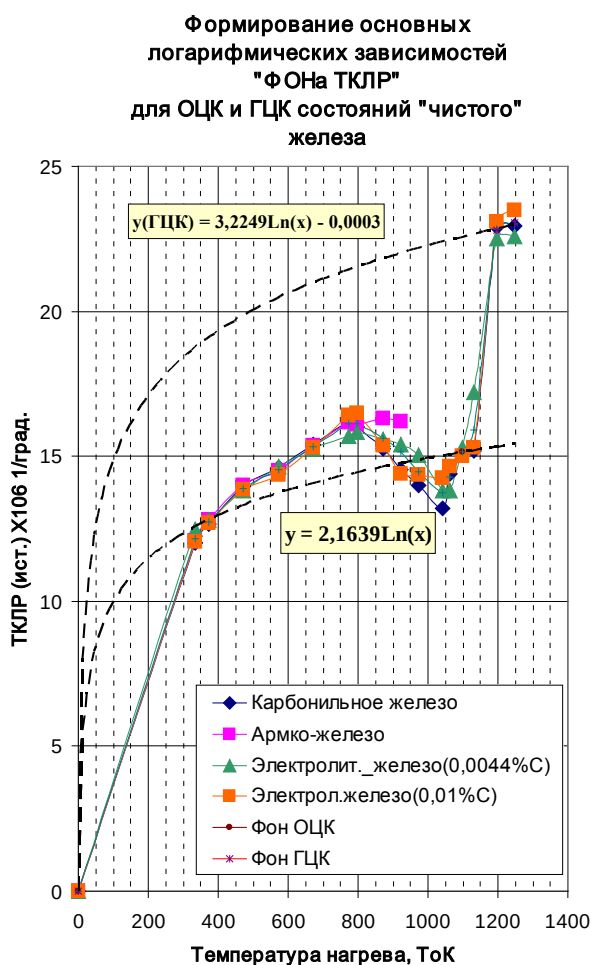
В работе [1] при расшифровке результатов дилатометрических измерений предлагается использовать кривую логарифмической зависимости в качестве нулевой линии истинных значений температурного коэффициента линейного расширения («ФОН» ТКЛР/ист./). При этом, предлогарифмический коэффициент уравнения фоновой линии может быть использован в качестве характеристики силового взаимодействия атомов исследуемого материала. Применительно к металлам с ГЦК укладкой атомов два варианта отклонений от фоновой линии интерпретируются в качестве поправок: квантовомеханической (ниже температуры Дебая) и вакансионной (выше температуры 800°K).

В случае металлов с ОЦК укладкой атомов вариантов подобных отклонений наблюдается больше, что требует дополнительного индивидуального анализа. В частности,

на рисунке приведены результаты определения [2,3] истинных значений ТКЛР образцов низкоуглеродистого железа полученного различными методиками.

В этом случае дополнительно можно выделить два типа отклонений. В первую очередь, это резкий перелом в температурном диапазоне $1120...1200^{\circ}\text{K}$. Учитывая, что температура A_{C3} для низкоуглеродистого железа порядка 911°C (1184°K), можно считать, что данный перелом отражает фазовое ОЦК $\rightarrow$ ГЦК превращение. При этом, отклонения в более низкотемпературном диапазоне, скорее всего, связаны с дилатометрическими эффектами, инициируемыми магнито-стрикцией, сопровождающей протекание магнитного превращения, учитывая, что температура Кюри для низкоуглеродистого железа составляет 768°C (1041°K), и с понижением температуры имеет место изменения знака магнито-стрикционного эффекта. При этом, температура Дебая составляет 460°K , маркируя проявление предлагаемой квантовомеханической поправки ТКЛР при более низких температурах.

Дополнительно, из представленных данных вытекает, что при расшифровке дилатограмм металлов с фазовым ОЦК $\leftrightarrow$ ГЦК превращением целесообразно проведение линии фона ТКЛР индивидуально для каждой фазы (пунктир на рисунке).



1. С.Б.Михайлов, Н.А.Михайлова, В.А.Шарапова, К.Ю.Цветкова // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. XXIII Уральская школа металловедов-термистов, Тольятти, 2-6 февраля 2016 года, - Тольятти: ТГУ 2016 г., 255..256 с.
2. С.И.Новикова, Тепловое расширение твёрдых тел. – М: Наука, 1974 г.
2. 3, Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике, справочник, ред. Б.Е.Неймарк. - М-Л: Энергия 1967, 240 с. с черт.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА ПРОЯВЛЕНИЕ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ЖЕЛЕЗО–НИКЕЛЬ–УГЛЕРОД (2,8) ЛИТЕЙНОГО ИНВАРНОГО СПЛАВА

*Потехин Б.А., **Михайлов С.Б., ***Михайлова Н.А., *Сагадеев И.Н.

*Уральский Государственный Лесотехнический Университет,

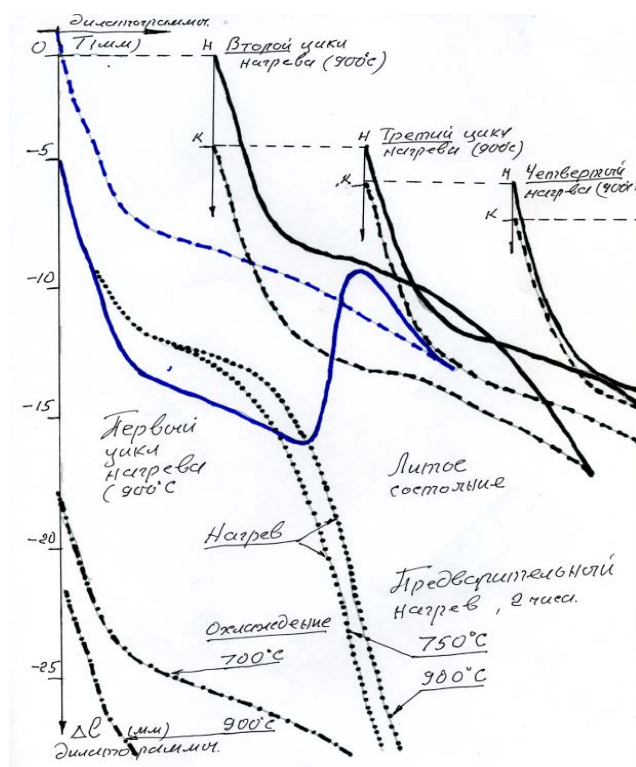
**Уральский Федеральный Университет,

***Уральский Государственный Университет Путей Сообщения,

г. Екатеринбург, Россия

msb.immt@gmail.com

Литейные инварные сплавы с повышенным содержанием углерода (выше 1.5 %) находят широкое применение при изготовлении сложных по форме металлических конструкций, слабо изменяющих свои размеры в климатическом диапазоне температур. В



ряде технологических случаев литые изделия из этих сплавов подвергаются нагревам вплоть до 900°C (пайка, стабилизация размеров и т.д.), что должно сказываться на конечных размерах изделия.

С целью проверки этого положения были проведены дилатометрические измерения после различных вариантов отжига образцов литого состояния, полученного методикой разливки в холодную металлическую форму диаметром 70 мм. На представленном рисунке помещены копии полученных в этом случае дилатограмм нагрева–охлаждения при дифференциальной форме записи результатов теплового расширения образца (μ – вертикаль и $T(мм)$ – горизонталь).

Верхний ряд кривых – дилатограммы последовательного кратковременного (5 мин) циклирования нагревов до 900°C (сплошные линии – нагрев,

пунктирные – охлаждение). Температурная область резкого снижения кривых примерно до 200°C маркирует инварный эффект. При температурах нагрева выше 500°C перегиб на дилатограммах отражает процесс графитизации, который при охлаждении не реализуется, вызывая гистерезис между кривыми нагрева и охлаждения. Кратковременное четырёхкратное циклирование до 900°C, как правило, приводит к исчезновению гистерезиса, из-за полной реализации графитизации.

Нижний ряд – аналогичные кривые измерения литых образцов, прошедших предварительно двухчасовой отжиг при 750°C и 900°C (точки – нагрев, точка-пунктир – охлаждение). Характерно, что в этом случае существенно увеличивается дилатометрический эффект графитизации, сопровождаясь сокращением размеров образца при комнатной температуре (на – 15μ). В отличие, от литого состояния с набуханием образца (на + 5μ) после первого кратковременного нагрева. Последнее, очевидно, связано с эффектом набухания литого образца при температурах нагрева выше 550°C (перегиб на первой сплошной линии нагрева). При любых последующих нагревах этого эффекта не наблюдается. Природа его является предметом тщательного анализа в дальнейших исследованиях.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОУПРУГОГО ПОВЕДЕНИЯ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРОВ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ СЛОЖНЫХ ГАРМОНИЧЕСКИХ НАГРУЗОК

Янкин А.С. Бульбович Р.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Россия, Пермь*

Высоконаполненные полимеры широко используются в ответственных конструкциях аэрокосмической техники и других отраслях. Изделия с использованием таких материалов испытывают сложные динамические и статические нагрузки. Это обусловлено их хранением в течение долгого времени, транспортировкой к месту эксплуатации и т.д. При этом изделия подвергается различным гармоническим воздействиям в широком диапазоне частот и температур.

Целью данного исследования является разработка методик проведения эксперимента, определения вязкоупругих параметров высоконаполненных полимерных композитов при стационарных двухчастотных нагрузках и идентификации математической модели для расчета напряженно-деформированного состояния вязкоупругих конструкций аэрокосмической техники.

В результате проделанной работы представлены линейная и нелинейная математические модели на основе комплексных параметров для описания поведения вязкоупругого материала при стационарных одно- и двухчастотных нагрузках (при различных значениях частот и амплитуд деформации) с использованием интегрального ряда Вольтерра–Фреше [1–3]. Проведены одночастотные и двухчастотные экспериментальные исследования, определены вязкоупругие параметры материала. Для описания зависимостей вязкоупругих параметров от частоты и температуры были предложены полиномы. Для описания поведения материала при различных температурах использовался принцип температурно-временной аналогии. Разработан экспериментальный план. Определены константы математической модели. Оценено влияние различных вязкоупругих параметров на точность описания поведения материала при гармонических нагрузках. Проверена адекватность модели.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 16-31-00230 мол_а)

1. Lakes R. Viscoelastic Materials. Cambridge University Press, 2009.
2. Brinson H.F. Brinson L.C. Polymer Engineering Science and Viscoelasticity. Springer Science + Business Media, 2008.
3. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. – М.: Наука, 1977. – 384 с.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАТОРОВ НА ЭФФЕКТЫ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э.

Центр экспериментальной механики, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, г. Пермь, Россия,

cem.tretyakova@gmail.com

Механическое поведение ряда металлов и сплавов характеризуется проявлением эффектов пространственно-временной неоднородности пластического деформирования. Одним из ярких примеров неоднородности на макроскопическом уровне является распространение деформационных полос локализованного пластического течения (полос Чернова–Людерса) на стадии запаздывания текучести, а также явление прерывистого деформирования, известное в научной литературе как эффект Савара–Массона (при $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$) или эффект Портевена–Ле Шателье (при $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$). На закритической стадии деформирования материала перед макроразрушением в поперечном сечении образца формируется «шейка». Особый интерес вызывает вопрос влияния температуры, скорости внешнего воздействия, условий нагружения, геометрии образцов, концентраторов напряжений на эффекты пластического течения материалов.

С целью экспериментального изучения эволюции неоднородных полей деформаций и температур в условиях проявления деформации Чернова–Людерса, а также выявления зон закритического деформирования в телах с концентраторами проведена серия механических испытаний на одноосное растяжение образцов конструкционной углеродистой стали 20 с использованием трёхмерной цифровой оптической системы Vic-3D и тепловизора Flir SC7700.

Проведена оценка влияния концентраторов напряжений различной геометрии на проявление эффекта запаздывания текучести, процессы инициирования и движения деформационных полос, отмечены закономерности развития пластического деформирования (рис. 1) в соответствии с диаграммами нагружения. Получены опытные данные, подтверждающие возможность инициирования и устойчивого развития зон закритического деформирования материала в телах с концентраторами напряжений.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-19-00069).

1. Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Пространственно-временная неоднородность процессов неупругого деформирования металлов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2016. — 120 с.

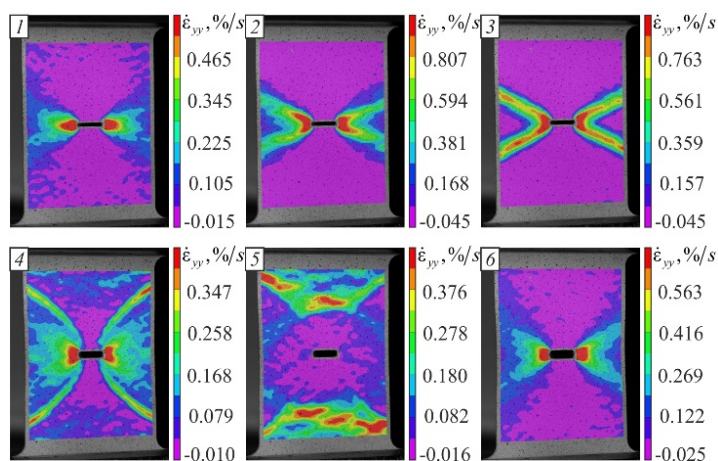


Рис. 1. Эволюция полей локальных скоростей продольного деформирования ($\dot{\epsilon}_{yy}$) в пластине с проточкой

АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВНЕДРЕННЫХ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКИХ ДАТЧИКОВ И МЕТОДА КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Спаскова Е.М., Лобанов Д.С.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
г. Пермь, Россия
sem.spaskova@mail.ru*

Актуальным и важным научным направлением является создание универсального экспериментального инструмента, позволяющего производить мониторинг состояния конструкций из композиционных материалов, проводить интерпретацию результатов измерений, а также прогнозировать механическое поведение материалов и изделий на основе применения современных высокоэффективных бесконтактных средств регистрации деформационных полей. При расчете конструкции из композиционных материалов подразумевается анализ напряженно-деформированного состояния или полей деформаций, получаемых с помощью стандартных программных комплексов.

В работе рассматриваются методические вопросы применения метода корреляции цифровых изображений и волоконно-оптической технологии к исследованию процессов накопления повреждений в образцах из полимерного композиционного материала [1–4].

Для оценки точности измерений трехмерной цифровой оптической системы Vic-3D проведен ряд тестовых испытаний на универсальной электромеханической испытательной системе Instron 5989 с использованием навесного датчика осевых деформаций.

В работе приводятся результаты механических испытаний образцов пластин со встроенным оптоволоконном [2]. Анализ совместного использования метода корреляции цифровых изображений и оптоволоконных датчиков позволил выделить основные факторы, влияющие на соответствие между собой полученных данных. С помощью экспериментальных данных, полученных с видеосистемы, подтверждается достоверность результатов, полученных с ВОДД.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 15-19-00243).

1. Sutton M.A., Orteu J.-J., Schreier H. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. – University of South Carolina, Columbia, SC, USA, 2009. – 364 p.
2. Аношкин А. Н., Воронков А. А., Кошелева Н. А., Матвеев В. П., Сероваев Г. С., Спаскова Е. М., Шардаков И. Н., Шипунов Г. С. Измерение неоднородных полей деформаций встроенными в полимерный композиционный материал волоконно-оптическими датчиками // Механика твердого тела — 2016. — № 5. — С. 42—51.
3. Wildemann V. E., Spaskova E. V., Shilova A. I. Research of the damage and failure processes of composite materials based on acoustic emission monitoring and method of digital image correlation // Solid State Phenomena Vol. 243 (2016) pp 163-170
4. Лобанов Д.С., Вильдеман В.Э., Спаскова Е.М., Чихачев А.И. Экспериментальное исследование влияния дефектов на прочность композитных панелей методами корреляции цифровых изображений и инфракрасной термографии // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. — 2015. — № 4. — С. 159-170

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ НА ВОЗДУХЕ

Шмаков В.В., Крылова Т.А.^{*}, Перовская М.В.^{*}

НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

^{*} ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
kta@ispms.tsc.ru

В последние годы большое развитие получил метод электронно-лучевой наплавки металлов и сплавов в вакууме. Но вакуумные электронно-лучевые установки имеют ряд недостатков. Этих недостатков лишен метод обработки изделий на ускорителе релятивистских электронов, где электронный пучок выводится в атмосферный воздух [1]. Используемые высокие напряжения обеспечивает глубокое проникновение электронов в металлы и высокую скорость обработки поверхности, на которую перед облучением наносятся легирующие элементы. Метод позволяет получать наплавленные покрытия с однородной структурой и полным отсутствием трещин, раковин и микропор.

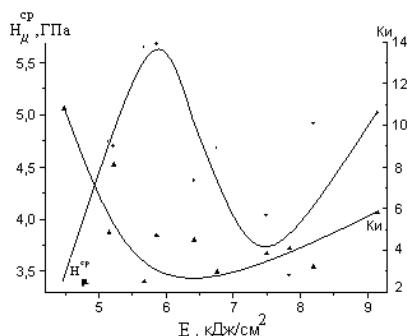
В данной работе, наплавку осуществляли на ускорителе электронов ЭЛВ 6. Пучок электронов с энергией $U = 1,4$ МэВ и мощностью до 100 кВт. Ток пучка I менялся в пределах 27–51 мА, скорость обработки V принимала значения 2,5; 1,6; 1 м/с. Для увеличения площади наплавляемой поверхности пучок сканировался с шириной магнитной развертки $l = 5$ см. При этом плотность энергии излучения E на образце менялась в пределах 4,48–9,16 кДж/см².

В качестве подложки для наплавки использовали сталь Ст3, на которую в пучке релятивистских электронов наплавляли однослойные покрытия с использованием для наплавки порошок карбида вольфрама. В качестве флюса использовали MgF_2 .

Комплексное исследование структуры и механических свойств наплавленных покрытий показали, что после наплавки на поверхности образцов образуются слои толщиной 1,5–2,9 мм, в зависимости от режима обработки. По данным рентгеноструктурного фазового анализа в структуре покрытия присутствует α - и γ -железо, соединение Fe_3W_3C , некоторое количество соединений WC , W_2C , $W_{23}C_6$.

При малых значениях E γ -железо преобладает над α -железом, с увеличением E количество γ -железа уменьшается, а α -железа возрастает.

На рисунке приведены зависимости среднего значения твердости (H_{μ} , ГПа) и износостойкости ($Kи$) от удельной энергии излучения E . Наблюдаемые зависимости связаны с формированием в слоях наплавки целого спектра разнообразных структур, определяемых режимами облучения (ток, напряжение, скорость



обработки, скорость охлаждения).

Таким образом, методом наплавки в пучке релятивистских электронов, выходящих в атмосферный воздух, получены композиционные материалы, состоящие из высоколегированного вольфрамом и углеродом поверхностного слоя и низколегированной мягкой основы, в качестве которой использована низкоуглеродистая сталь Ст3. Изучены закономерности формирования структуры и свойств (твердости, износостойкости) покрытия в зависимости от режима наплавки.

1. Ауслендер В.Л., Салимов Р.А. Ускоритель электронов Института ядерной физики СО АН СССР для народного хозяйства // Атомная энергия. — 1978. — Т. 44. - Вып. 5. — С. 403–405.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ БЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Батуев С.П., Радченко А.В., Радченко П.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия
spbatuev@gmail.com*

В работе представлены результаты комплексного экспериментально-численного исследования разрушения армированной балки из бетона и фибробетона при кратковременном динамическом воздействии. Численное моделирование проводится в полной трехмерной динамической постановке в рамках феноменологического подхода механики сплошной среды с явным выделением армирующих элементов. Для численного решения используется метод конечных элементов, модифицированный для решения динамических задач. В расчетах воздействие груза на балку заменялось импульсом. Зависимость импульса от времени определялась из эксперимента. Исследовано влияние армирования на деформацию и разрушение балки. Проведено сопоставление экспериментальных и численных результатов. А также представлены результаты численного моделирования разрушения защитной оболочки атомной станции (АС) при импульсном воздействии. Оболочка представляет собой сложную многослойную сотовую структуру, состоящую из слоев бетона и фибробетона, скрепленных со стальными фермами. Исследована динамика напряженно-деформированного состояния и разрушения конструкции.

Проведены численные исследования нормального взаимодействия двигателя самолета Боинг 747 с защитной оболочкой атомной станции. Защитная оболочка представляет собой железобетонную конструкцию со сложной схемой армирования. Двигатель моделировался цилиндрическим ударником из титанового сплава. Скорость взаимодействия составляла 180 м/с. В расчетах учитывалось разрушение и фрагментация материалов. Показана возможность применения программного комплекса EFES к расчету многоконтактных задач.

Как правило железобетонные конструкции, используемые для защиты ядерных реакторов, имеют сложную схему армирования. Поэтому, важным вопросом при моделировании ударного нагружения таких конструкций является учет и корректное описание контактных взаимодействий элементов арматуры с ударником и бетоном. Для оценки адекватности математической модели и вычислительного алгоритма были проведены численные исследования взаимодействия модели двигателя с арматурной сеткой, используемой в защитной оболочке. Рассмотрен процесс нормального взаимодействия деформируемого титанового ударника длиной 4 м и диаметром 0,9 м с арматурной сеткой из стали, используемой в защитной оболочке атомной станции. Начальная скорость ударника 181 м/с.

Также получены результаты численного моделирования взаимодействия снаряда с железобетонной преградой. Снаряд представляет собой оболочку из титана, за заполненную ВВ. Толщина железобетонной преграды 1 м. Армирующие слои расположены вблизи лицевой и тыльной поверхности преграды. Начальная скорость снаряда 300 и 700 м/с. Рассмотрено нормальное взаимодействие и под углом 5 градусов к нормали.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-31-00125 мол_а, грант № 16-38-00256 мол_а), а также гранта Президента РФ МК-413.2017.1.

УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ ВОЛОКОН TiB В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Гайсин Р.А.¹, Галиева Э.В.¹, Ганеев А.А.¹, Трапезников А.В.², Имаев В.М.¹,
Имаев Р.М.¹

¹ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,

²ФГУП «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных
материалов» ГНЦ РФ,
Москва, Россия
ramilgaisin@gmail.com

Металломатричные композиционные материалы Ti–TiB сочетают в себе высокую прочность, износостойкость и жаропрочность армирующих волокон моноборида титана с пластичностью и вязкостью титановой матрицы. TiB считается одним из наиболее подходящих упрочнителей для титановой матрицы, поскольку он обладает близким с титаном коэффициентом термического расширения, высокой прочностью и жесткостью, а также может быть синтезирован *in situ* при изготовлении композита в том числе при литье. В Ti–TiB композитах, полученных литьем, моноборид титана образует равномерно распределенные хаотично направленные волокна. Основная цель настоящей работы – управление структурой волокон моноборида титана в композитах на основе жаропрочных титановых сплавов при помощи деформационно-термической обработки.

В качестве основы композитов выбрали жаропрочные титановые сплавы BT25У, BT18У и Ti–22Al–24Nb–1,5V–0,5Zr (орто-сплав). Для образования в композитах волокон TiB при литье в сплавы добавляли порошок бора аморфного в количестве от 0,5 до 3 вес. %. Слитки изучаемых композитов весом 30 или 100 г выплавляли в камере печи аргоно-дуговой плавки «Buehler». Горячую деформацию заготовок композитов проводили в изотермических условиях с помощью гидравлической машины EU-100. Микроструктуру композитов изучали на полированных и/или травленых шлифах с помощью растрового электронного микроскопа Tescan Mira-3. Механические испытания проводили на сжатие, растяжение и длительную прочность.

На основе микроструктурных исследований выплавленных слитков композитов установлено оптимальное содержание бора для композитов на основе сплава BT25У, BT18У и Орто-сплава. При этом в композитах наблюдаются хаотично ориентированные волокна TiB размерами 10–200 мкм в длину и 0,5–5 мкм в поперечном сечении. Деформационные эксперименты показали, что сжатие при температурах 700–900°C сопровождается интенсивным дроблением волокон TiB. При более высоких температурах 1000–1150°C дробление происходит в меньшей степени, волокна в основном перенаправляются вдоль течения матрицы. С целью получения структуры композитов с различными размерами, морфологией и ориентацией волокон моноборида титана предложены две разные схемы деформационно-термической обработки. Получены композиты с принципиально разной структурой упрочнителя: а) изотропный материал с хаотично ориентированными раздробленными волокнами TiB, б) анизотропный материал с острой текстурой относительно длинных волокон. В работе обсуждается влияние различной микроструктуры упрочнителя TiB на механические свойства композитов на основе BT25У, BT18У и орто-сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №16-33-00723 мол_а).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВЫЯВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ В КОМПОЗИТНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Осокин В.М., Пеленев К.А., Третьяков А.А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия
kpelenev@yandex.ru*

Одним из факторов, которые ограничивают широкое применение композитных материалов при создании перспективных изделий авиационной техники, является их относительно высокая восприимчивость к повреждению. Различные типы повреждений, к которым склонны композиты, включают в себя расслаивание, разрыв волокон, разрушение матрицы, снижение прочности и жесткости при повышенных температурах, концентрация напряжений, ударные повреждения. Таким образом, композитные материалы должны осматриваться или проверяться для обнаружения малых повреждений прежде, чем они станут катастрофическими для конструкции из-за возрастания их количества и соединения с другими поврежденными участками.

Одним из перспективных направлений обнаружения внутренних дефектов в настоящее время является рентгенография. Однако, ее применение для слоистых композиционных материалов не всегда эффективно, особенно если речь идет о дефектах типа расслоения. Чаще всего в подобных дефектах наблюдается эффект «схлопывания», т.е. отсутствие раскрытия после снятия нагрузки с изделия. Для обнаружения таких дефектов с помощью рентгенографии необходимо применение специальных стендов с возможностью механического воздействия на объект, интенсивность которого будет достаточна для раскрытия уже существующей трещины, но не приведет к ее дальнейшему росту.

Таким образом, проведение исследований по определению оптимального механического воздействия на объект с целью раскрытия существующих дефектов для их эффективной идентификации с помощью рентгенографии является одной из актуальных задач.

В настоящей работе представлена трехмерная компьютерная модель композитного конструктивно-подобного элемента П-образного профиля (типа шпангоут). Модель выполнена с явным описанием слоистой структуры и включением технологического дефекта типа расслоение. Характер и местоположение дефекта были получены в процессе предварительного проведения механических испытаний данного конструктивно-подобного элемента. Так, расположение дефекта моделировалось в зоне перегиба слоев в виде расслоения по центру слоистого пакета в средней части образца размером 30х10 мм. Проведена оценка необходимой величины нагрузки и места ее приложения для обеспечения раскрытия трещины, достаточного для применения рентгенографического метода неразрушающего контроля. Решение данной задачи осуществлялось методом конечных элементов (МКЭ) в пакете ANSYS Workbench.

Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект №16-19-00155).

СКЛОННОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ БИНАРНЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

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

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

Тонкие ленты из сплавов на основе меди с острой кубической текстурой могут использоваться в качестве эпитаксиальных подложек при создании высокотемпературных сверхпроводящих проводов второго поколения (ВТСП 2-го поколения). Применение бинарных медных сплавов, легированных 3d-переходными элементами, такими как Ni, Cr, V и Fe направлено, в первую очередь, на повышение механических свойств тонкой ленты-подложки при условии сохранения в ней немагнитности и острой кубической текстуры. Упрочнение медного сплава, позволяет уменьшить толщину ленты-подложки и, следовательно, вес всей конструкции ВТСП-провода. Однако желательно, чтобы лента-подложка, кроме высокой степени текстурованности, немагнитности при 77К и прочности, обладала более высокой стойкостью к окислению по сравнению с лентой из чистой меди, особенно при температурах нанесения буферных и сверхпроводящих слоев, которые часто составляют 600–700°С.

В настоящей работе исследованы антикоррозионные свойства текстурованных лент из чистой меди и ряда бинарных сплавов Cu–30% Ni, Cu–40% Ni, Cu–0.4%Cr, Cu–0.6%V и Cu–1.6% Fe. Склонность перечисленных сплавов к окислению оценивалась с использованием метода термогравиметрии. Увеличение веса исчислялось в процентах от исходного веса на единицу площади образца.

Для исследования были выплавлены бинарные сплавы Cu–Me на основе чистой, бескислородной меди Cu0б чистотой 99.95%, другие легирующие элементы имели чистоту не ниже 99.93%. Все сплавы выплавливались в алундовых тиглях в атмосфере аргона в вакуумной индукционной печи. Послековки и шлифовки были получены заготовки для холодной прокатки. Холодную деформацию заготовок осуществляли до толщины 100–80 мкм (98.6–99%). Рекристаллизационные отжиги деформированных лент для получения острой кубической текстуры проводились при различных температурах от 600°С до 1050°С, выдержка 1 ч. Все образцы охлаждались вне печного пространства.

После рекристаллизационного отжига в структуре сплавов Cu–1.6%Fe, Cu–0.4% Cr и Cu–0.6%V было обнаружено наличие дисперсных частиц – чистого железа, хрома и ванадия соответственно. Сравнительный анализ антикоррозионных свойств показал, что наилучшими антиокислительными свойствами обладают сплавы Cu–30%Ni и Cu–40%Ni. Исследование сплавов Cu–Cr, Cu–Fe и Cu–V показало, что окисление в них на начальных стадиях более интенсивно происходит на частицах легирующего элемента, о чем свидетельствует регистрация более высоких значений содержания кислорода в спектрах с этих частиц. Среди сплавов с выделениями дисперсных частиц наименьшей склонностью к окислению обладает сплав Cu–0.4% Cr, в котором выделившиеся частицы имеют наименьший размер. Максимальную склонность к окислению демонстрирует сплав Cu–0.6% V, на его поверхности уже на самых ранних стадиях окисления образуются многочисленные оксидные очаги.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Кристалл», № 01201463333 при частичной поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-16.

МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЕ Au–Co, Cu–Ag, Cu–Zn КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Толмачев Т.П.¹, Пилюгин В.П.^{1,2}, Анчаров А.В.², Антонова О.В.¹,
Чернышев Е.Г.¹, Пацелов А.М.¹

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия
tolmachev@imp.uran.ru

Кручением под высоким давлением (КВД), методом, который позволяет реализовать мегапластическую деформацию и таким образом получать ультрамелкозернистое состояние, проведено механическое сплавление элементных порошков систем с ограниченной растворимостью Cu–Ag и Au–Co и широкой равновесной растворимостью Cu–Zn в условиях комнатной и криогенной температур (80 К). Системы отличны друг от друга как характеристиками компонентов, так и энергией их взаимодействия при внешнем воздействии. Проведена структурная аттестация полученных образцов методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей и просвечивающей микроскопии и измерены механические характеристики во время деформации (in situ сопротивление сдвигу) и после нее (твердость).

Установлено, что криогенная обработка в случае системы Au–Co привела к большей растворимости Co твердом растворе на основе Au по сравнению с комнатной. Для системы Cu–Ag подобного эффекта не наблюдалось. КВД Cu–Ag и Au–Co приводила к образованию пересыщенных твердых растворов, а для Cu–Zn – к образованию гомогенного твердого раствора, по составу соответствующему составу шихты. Изучение микроструктуры Cu–Ag выявило образование наноглобулярных кристаллитов твердых растворов, обогащенных либо по Cu, либо по Ag. Изучение микроструктуры твердого раствора Cu–Zn выявило образование нанокристаллической структуры в результате деформации. Для всех трех систем фрактограммы диаметральных изломов образцов с увеличением величины деформации показали переход смеси компонентов от композита из спрессованных частиц, через образование композита из слоев, к состоянию сплава с кристаллитным типом излома, с увеличением деформации, а также изменение характера разрушения при получении изломов. Криогенная обработка вносит существенные изменения в вид фрактограмм. Измерение механических свойств как во время деформации, так и после нее показало, что механические характеристики дают превышение значений, соответствующих криогенной обработке над значениями при комнатной обработке и после нее.

Структурные исследования выполнены в ЦКПЭМ ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, с использованием JEM-200 CX и QUANTA-200 Pegasus, СЦСТИ ИЯФ СО РАН, г. Новосибирск, 4й канал СИ ВЭПП-3, станция «Дифрактометрия в «жестком» рентгеновском диапазоне» с использованием детектора mar-345 фирмы Marresearch [1].

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Деформация», № 01201463327) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-33-00750).

1. A.I.Ancharov, A.Yu.Manakov, N.A.Mezentsev, B.P.Tolochko, M.A.Sheromov, V.M. Tsukanov. New station at the 4th beamline of the VEPP-3 storage ring. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment. V. 470, Issues 1–2, 2001, pp. 80–83.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ КОМБИНИРОВАННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПОВЕДЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА СТАДИИ ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Староверов О.А., Вильдеман В.Э.

Пермский научный исследовательский политехнический университет, Центр экспериментальной механики, г. Пермь, Россия

cem_staroverov@mail.ru, wildemann@pstu.ru

С целью исследования влияния возможных эффектов дополнительных воздействий на устойчивость процессов закритического деформирования были проанализированы существующие зарубежные и отечественные стандарты испытаний металлических и композиционных материалов, на основе анализа стандартов были разработаны методики исследования влияния дополнительных комбинированных воздействий на реализацию стадии закритического деформирования с использованием современного испытательного оборудования.

В процессе разработки методик экспериментальных исследований были отмечены особенности проведения испытаний металлических и композиционных материалов. Методические особенности, связанные с закреплением образцов в испытательной системе, были решены путем изготовления специальных захватных приспособлений.

Проведена апробация разработанных методик на образцах однонаправленных полимерных композитах стержневой формы на испытательной системе Instron 8802.

Разработанная методика и выбранный режим нагружения позволяют оценить степень влияния сложных комбинированных воздействий на реализацию стадии закритического деформирования.

В результате экспериментальных исследований были выявлены характерные зависимости влияния дополнительных вибрационных воздействий на поведение образцов и реализацию закритической стадии деформирования.

Выявлены особенности разрушения образцов полимерных композиционных материалов при сложных комбинированных воздействиях.

Предложены новые подходы в дальнейших исследованиях влияния комбинированных воздействий на реализацию закритической стадии деформирования.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект 16-19-00069) в Пермском национальном научно-исследовательском политехническом университете.

1. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. – М.: Наука, 1974. – 312 с.
2. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. – М.: Металлургия, 1989. – 576 с.
3. Вильдеман В.Э., Ипатова А.В., Третьяков М.П., Третьякова Т.В. Механика закритического деформирования и нелокальность условий.// Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. – 2011. – № 4. – С.158-163.
4. Вильдеман В.Э. Закономерности и модели процессов накопления повреждений, закритического деформирования и структурных разрушений композиционных материалов.// Вестник Пермского государственного технического университета. Динамика и прочность машин. – 2001. № 2. – С. 37-45.
5. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях / В.Э. Вильдеман, М.П. Третьяков, Т.В. Третьякова, Р.В. Бульбович, С.В. Словиков, А.В. Бабушкин, А.В. Ильиных, Д.С. Лобанов, А.В. Ипатова / под ред. В.Э. Вильдемана. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2012. – 212с.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО КОМПЛЕКСА EFES

Радченко П.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет,

Томск, Россия

radchenko@live.ru

В работе исследования проводятся численно, методом конечных элементов в трехмерной постановке с помощью авторского высокопроизводительного вычислительного комплекса EFES. Данный программный комплекс основан на трехмерном подходе к описанию поведения материалов и конструкций. По сравнению с ANSYS, ABAQUS, LS-DYNA, используемый в работе авторский комплекс EFES имеет ряд существенных преимуществ:

- в нем реализован оригинальный, максимально оптимизированный алгоритм расчета контактных границ, что особенно актуально при анализе конструкций сложной геометрии;
- реализован механизм «эрозионного разрушения» контактных элементов, что позволяет сохранять регулярность конечно-элементной сетки, при приемлемом шаге интегрирования;
- нет ограничений на количество процессоров (ядер) и количество конечных элементов, как правило, в ANSYS, ABAQUS, LS-DYNA такие ограничения присутствуют.

Модели, используемые в вычислительном комплексе, позволяют описывать широкий спектр материалов: металлы, композиты на основе угле- и стеклопластиков, различные типы бетонов, с учетом анизотропии, пластичности, разрушения, влияния скорости деформации на пластичные свойства материалов. Предложенные модели и алгоритмы были протестированы на многих экспериментальных данных, которые подтвердили их адекватность.

Метод конечных элементов (МКЭ) получил широкое применение для решения контактных динамических задач механики твердого деформируемого тела. МКЭ основан на лагранжевом подходе к описанию деформирования сплошной среды и позволяет точно описывать контактные границы. Но в случае больших деформаций и разрушения неизбежно появление «неправильных» элементов, которые весьма затрудняют численные исследования.

В существующих программных продуктах реализован ряд алгоритмов расчета контактного взаимодействия тел при решении динамических задач методом конечных элементов. Каждый из них имеет свои преимущества и недостатки. Как правило, такие программные комплексы включают готовые сеточные генераторы. Процесс создание и особенно оптимизации сетки является нетривиальной задачей. Для качественного решения задачи методом конечных элементов важно, чтобы масса в узлах сетки была распределена равномерно, и чтобы размеры расчетных ячеек были близки. В работе предлагается алгоритм описания разрушения контактных элементов, обеспечивающий выполнение всех законов сохранения и проведения расчетов для больших деформаций.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-31-00125 мол_а, грант № 16-38-00256 мол_а), а также гранта Президента РФ МК-413.2017.1.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОПИТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТКАНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Темерова М.С.

Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия,
sem.temerova@gmail.com

Экспериментальные исследования армирующих элементов проводились на электромеханической испытательной системе Instron 5965 с использованием бесконтактного видеоэкстензометра Instron AVE. Для измерения нагрузки использовался динамометрический датчик нагрузки мощностью до 5 кН. Точность измерения нагрузки составляет 0,5% от измеряемой величины в диапазоне 0,2%–1% номинальной мощности датчика нагрузки. Предметом исследования были пропитанные связующим углеродные, стеклянные, арамидные и базальтовые волокна, а также пропитанные ленты стеклянной, углеродной и арамидной ткани.

Расстояние между захватами составило 100 мм, измерительная база 40 мм, скорость подвижного захвата 100 мм/мин для пропитанных нитей, и 10 мм/мин для пропитанных тканей. В захватные части образцов клеивались резиновые накладки для равномерного обжатия образцов.

На рис. 1 приведены зависимости «нагрузка–перемещение» для исходных нитей и пропитанных.

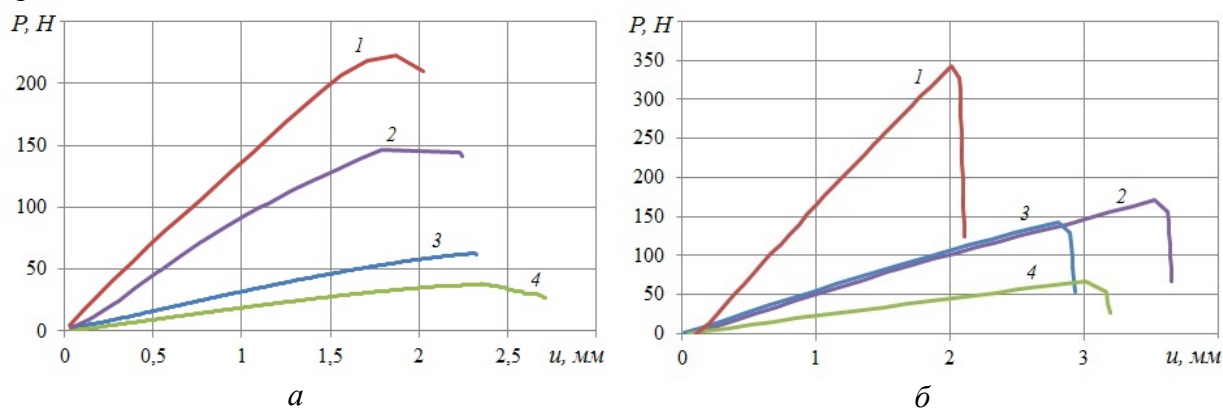


Рис. 1. Зависимости «нагрузка–перемещение» для 1 – углеродной, 2 – арамидной, 3 – стеклянной, 4 – базальтовой нитей в а) исходном состоянии, б) пропитанном состоянии

В ходе испытаний были получены напряжение, деформация, нагрузка, перемещение и модуль упругости для пропитанных углеродных, арамидных, стеклянных и базальтовых нитей.

При выполнении работ получены новые экспериментальные данные для пропитанных тканых образцов. Отмечено, что при пропитке нитей и лент разрушающая нагрузка увеличивается, а также меняется характер разрушения.

Работа выполнена в Пермском национальном исследовательском политехническом университете с использованием результатов работ по гранту Правительства Российской Федерации (Постановление № 220 от 9 апреля 2010 г.), договор № 14.B25.31.0006 от 24 июня 2013 года.

ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ГЕНЕРАЦИИ ТЕПЛА ПРИ УСТАЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0

Вшивков А.Н., Изюмова А.Ю., Пантелеев И.А., Плехов О.А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

vshivkov.a@icmm.ru

Исследование долговечности материалов и конструкций является актуальным вопросом, особенно в Российской Федерации, в связи со старением основных производственных фондов и необходимостью продления безопасного ресурса их эксплуатации. Одним из основных процессов приводящим к сокращению ресурса конструкций является зарождение и развитие усталостных трещин. В данной работе на основе анализа баланса энергии [1,2] в процессе распространения усталостных трещин, таких как скорость диссипации тепловой энергии в вершине трещины и метода акустической эмиссии, делается попытка сопоставить два метода для прогнозирования момента перехода от устойчивого к нестационарному распространения трещины.

Экспериментальное исследование распространения усталостных трещин проводилось на плоских образцах из титанового сплава ВТ1-0 и нержавеющей стали 08Х18Н10 при постоянной амплитуде приложенной нагрузки с частотой 20 Гц. Длина трещины оценивалась методом падения электрического потенциала. Поле температуры у вершины трещины регистрировалось инфракрасной камерой FLIR SC5000. Поток тепла регистрировался оригинальным датчиком теплового потока. Регистрация акустической эмиссии осуществлялась в непрерывном режиме беспороговым способом с частотой записи 2 МГц.

Особенностью данной работы является совместное применение методов инфракрасной термографии [3,4], средств теплового контроля и акустической эмиссии. На основе обработки данных о тепловом потоке были оценены термодинамические параметры процесса распространения усталостной трещины. Обработка данных акустической эмиссии позволила выделить ряд кластеров предположительно соответствующим механизмам разрушения для данных материалов. По результатам структурных исследований было подтверждено наличие двойникования при деформировании и разрушении исследуемых образцов. Была выявлена корреляция накопленной энергии акустической эмиссии и накопленной энергией и термодинамических параметров процесса распространения усталостной трещины.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 16-31-00130 мол_а, грант Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых МК-1236.2017.1.

1. Rosakis P., Rosakis A.J., Ravichandran G., Hodowany J. A thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals // J. Mech. Phys. Solids. – 2000. – №. 48. – С. 581-607.
2. Oliferuk W., Beygelzimer Y., Maj M., Synkov S., Reshetov A. Energy storage rate in tensile test of ultra fine grained titanium produced by twist extrusion // 35th Solid Mechanics Conference. Krakow. September 4-8. – 2006. – С. 329-330.
3. Plekhov O., Uvarov S., Naimark O. Theoretical and experimental investigation of dissipated and stored energy ratio in iron under quasistatic and cyclic loading // Strength of materials. – 2008. – Т. 1. – Вып. 391. – С. 101-105.
4. Chrysochoos A., Louche H. An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localization // International Journal of Engineering Science. – 2000. – С. 1759-1788.

ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА

Кийко В.М., Коржов В.П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru

Оценка поверхностной энергии γ при разрушении проведена на образцах (рис. 1) из слоистого композита, полученного горячим прессованием в вакууме под давлением пакета ниобиевых фольг, покрытых порошками бора и кремния, образующих в результате прессования слои твердого раствора в ниобии (наиболее светлые слои на рис. 1) и упрочняющие слои боросилицидов.

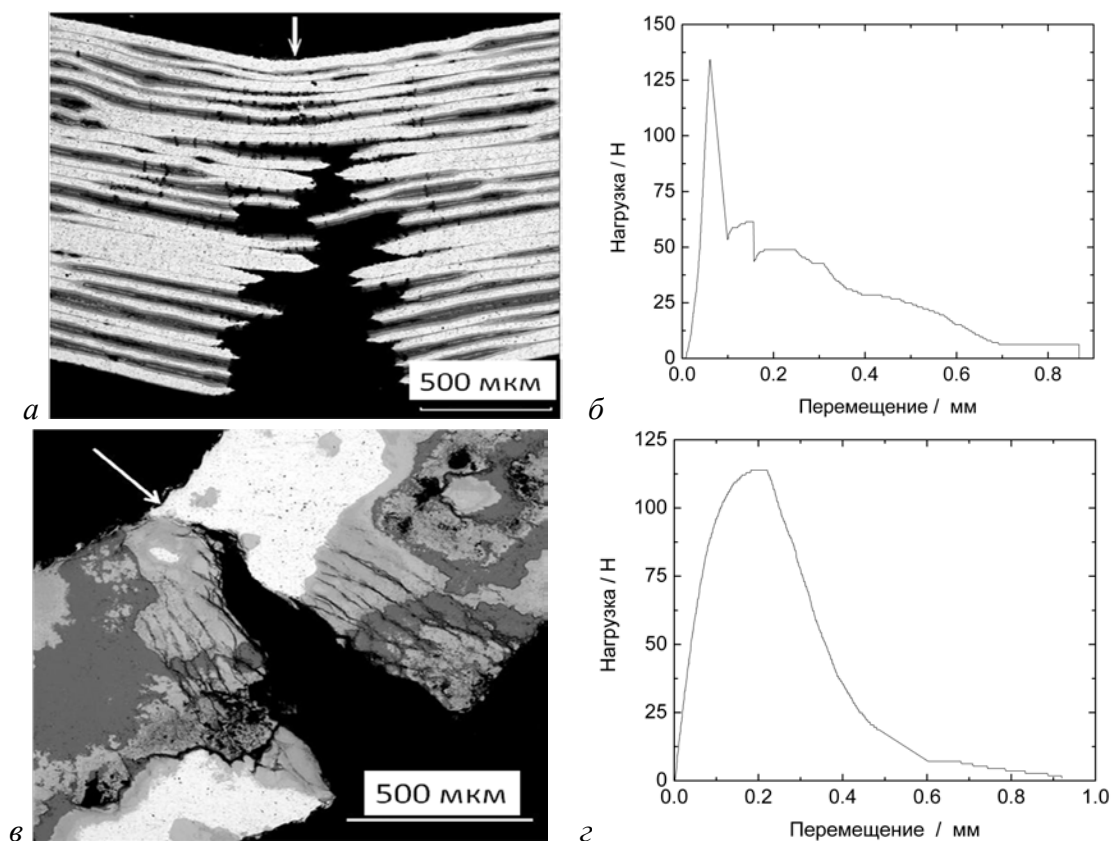


Рис. 1. Примеры структуры образцов в области макротрещины после разрушения при приложении нагрузок (показано стрелками): *а* – перпендикулярно слоям, *в* – параллельно слоям; *б*, *г* – соответствующие зависимости нагрузка – перемещение точки приложения нагрузки к образцам при испытаниях на трехточечный изгиб.

Величины γ двух партий образцов, определенные как $\gamma = (1/2F) \int_0^x Q(x) dx$, где Q – нагрузка на образец, x – перемещение точки приложения нагрузки к образцу, F – площадь поперечного сечения образца, для случая *а–б* (рис.1): $\gamma_{\perp} = (8.0 \pm 3.0) \cdot 10^3$ Дж/м², для случая *в–г* $\gamma_{\parallel} = (11.2 \pm 2.6) \cdot 10^3$ Дж/м².

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАТЕРИСТИКИ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb–Si–В

Кийко В.М., Коржов В.П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru

Задача заключалась в исследовании особенностей разрушения структуры слоистых композитов Nb–Si–В с целью разработки жаропрочного и трещиностойкого материала, эксплуатируемого в широком диапазоне температур. Плоские образцы прямоугольного сечения изготавливались диффузионной сваркой в вакууме пакета из Nb-фольг с односторонним покрытием из суспензии порошковой смеси Si + В по режиму: 1500°C, 1 ч под давлением 10–14 МПа. Испытания при трехточечном изгибе на трещиностойкость (результаты – в величинах критического коэффициента интенсивности напряжений K^*) проводились при комнатной температуре, на прочность (результаты – в величинах σ) при комнатной и высоких температурах.

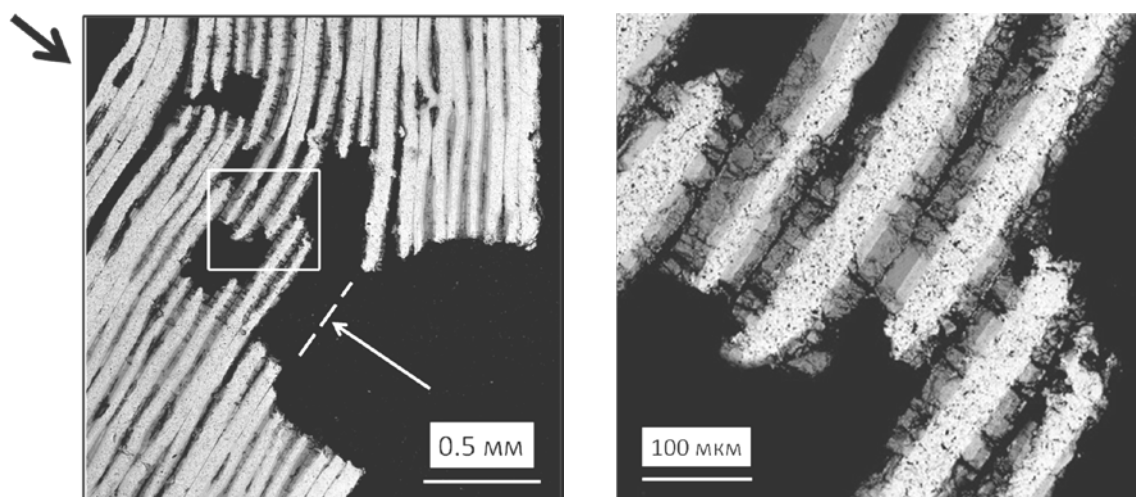


Рис. 1. Структура слоистого композита после испытаний на трещиностойкость: стрелкой слева показано направление приложения нагрузки, справа – глубина исходного надреза в образце. Выделен участок структуры, показанный при большом увеличении справа. Наиболее светлые слои – твердый раствор Si и В в ниобии, светло-серые слои – силицид ниобия и серые слои – бориды

При температуре 20°C и приложении нагрузки в направлении, параллельном плоскости слоев, $\sigma_{||,20} = (790 \pm 48)$ МПа, $K^*_{||,20} = (12,0 \pm 0,5)$ МПа·м^{1/2}; в направлении, перпендикулярном плоскости слоев (см. рис. 1): $\sigma_{\perp,20} = (600 \pm 180)$ МПа, $K^*_{\perp,20} = (13,0 \pm 1,3)$ МПа·м^{1/2}. При температуре 1100°C $\sigma_{\perp,1100} = 270$ МПа, при 1200°C $\sigma_{\perp,1200} = 190$ МПа, при 1300°C $\sigma_{\perp,1300} = 210$ МПа, при 1400°C $\sigma_{\perp,1400} = 220$ МПа, при 1500°C $\sigma_{\perp,1500} = 190$ МПа. В хрупких прочных «боросилицидных» слоях под нагрузкой наблюдается образование микротрещин, распространению которых препятствуют относительно пластичные слои твердого раствора Si и В в Nb, а также «шейкообразование» в слоях твердых растворов и расслоения по границам слоев, в совокупности приводящих к извилистой траектории макротрещины, окруженной зоной микроразрушений и пластической деформации, что приводит к повышению трещиностойкости композитного материала (рис. 1).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАТУХАНИЯ ПОПЕРЕЧНЫХ КОЛЕБАНИЙ БАЛОК

Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru

Для изделий, работающих в условиях динамических нагрузок, важными характеристиками являются данные по затуханию колебаний в системе. На стадии разработки материалов для таких изделий изучено влияние способа закрепления образцов, материалов оснастки, геометрии образцов, величин амплитуды на измеряемые параметры колебательных систем с вынужденными колебаниями.

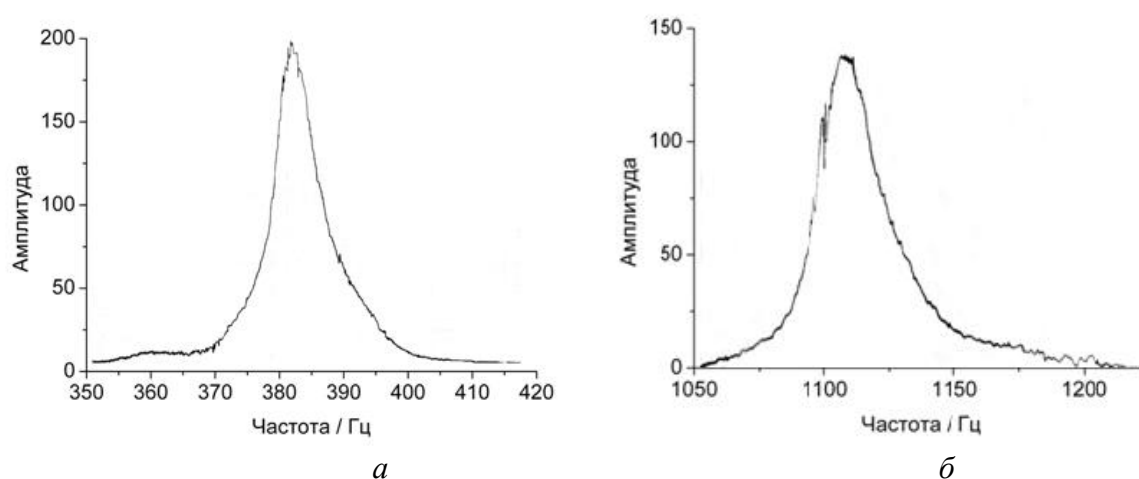


Рис. 1. Амплитудно-частотные характеристики вынужденных поперечных колебаний консольно закрепленных в стальной оснастке стержней постоянного сечения: а – из алюминия, б – из композитного материала $Y_3Al_5O_{12} / Mo$

Табл.1. Результаты определения логарифмического декремента колебаний λ для консольно закрепленных в стальной оснастке стержней из различных материалов

Материал	$\lambda \cdot 10^3$	Материал	$\lambda \cdot 10^3$
$Y_3Al_5O_{12} / Mo$	60	алюминий	37
бороалюминий	53	сталь 45	67
береза	103	молибден	59

На рис. 1 в качестве примеров показаны результаты экспериментов, проведенных на двух образцах из различных материалов. На основании таких экспериментов можно определить величины логарифмического декремента колебаний λ , – для образцов ряда материалов они приведены в табл. 1.

ИЗМЕРЕНИЕ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ МАТЕРИАЛОВ ЭКСПРЕСС-МЕТОДОМ

Кийко В.М.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru*

Разработка новых конструкционных, в частности, композитных материалов нередко требует оценки их механических характеристик без значительных временных затрат и изготовления образцов специальных типоразмеров. Одной из таких характеристик является модуль упругости. Практически наибольшее распространение получили три методики – при статическом нагружении образцов, по резонансной частоте изгибных колебаний и по скорости распространения ультразвуковых волн [1]. Наиболее простым в исполнении представляется метод определения модуля упругости материалов по резонансной частоте поперечных колебаний образцов, изготовленных в форме стержней постоянного сечения и закрепленных тем или иным образом [2]. Возбуждение колебаний образца осуществляется на вибростенде [3] с соответствующей оснасткой для закрепления образцов. Возможность регистрировать амплитуду колебаний образца определяется как мощностью установки, так и способом закрепления образца и его размерами, фактически устанавливая ограничения последних. Наиболее распространенный способ закрепления образцов – по схеме I – «консольная балка». Эксперименты были проведены также с закреплением стержней-образцов «в центре» (схема II) и «по концам» (схема III), как показано на рис. 1а. Образцы, закрепленные по схеме III требуют наиболее значительной энергии «фаскачки» (или значительной длины образцов), и схема труднореализуема на практике.

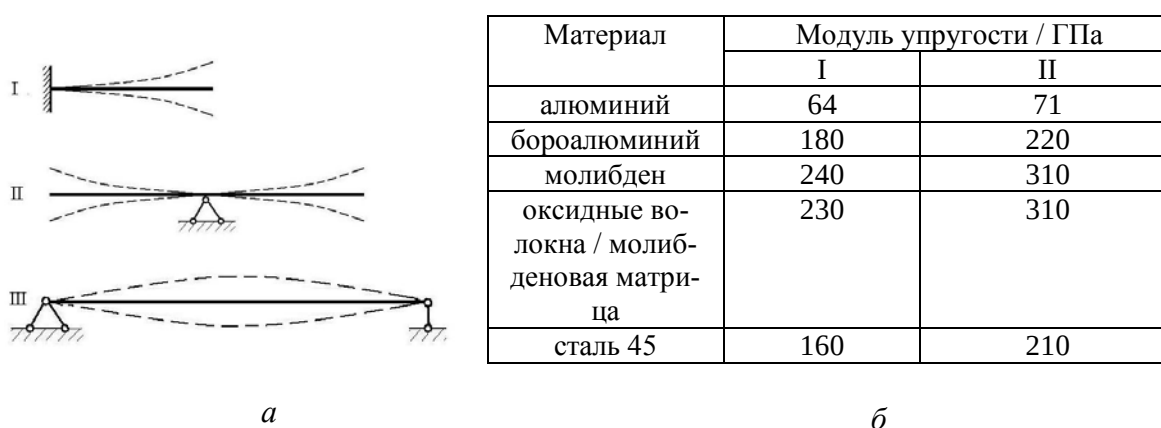


Рис. 1. а – схемы закрепления образцов, б – примеры результатов измерений.

Установлено, что наиболее достоверными результатами измерения модулей являются результаты, полученные при закреплении образцов по схеме II, рис. 1б.

1. Кийко В.М., Спиридонов Л.С. Экспериментальное определение упругих характеристик волокнистых композитов. *Механика композитных материалов*, 1986, № 3, с. 531-536.
2. Феодосьев В.И. *Сопротивление материалов*. М., 1979, 560 с.
3. Вибрационный электродинамический стенд ВЭДС-10А. *Союзточмашприбор*, 1973 г.

ПОЛУЧЕНИЕ И СТРУКТУРА СЛОИСТОГО Nb–Si–B КОМПОЗИТА

Коржов В.П., Кийко В.М.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия
korzhov@issp.ac.ru*

Разработка композитов на ниобиевой основе [1] представляется одним из наиболее перспективных направлений по созданию высокотемпературных конструкционных материалов. Структура представленного слоистого композита (рис. 1а) формировалась при твердофазном взаимодействии между элементами многослойного пакета, собранного из Nb-фольг толщиной несколько десятков микрон с бор-кремниевым покрытием, в процессе их диффузионной сварки в вакууме под давлением 10–14 МПа при температуре 1500°C в течение 1 часа.

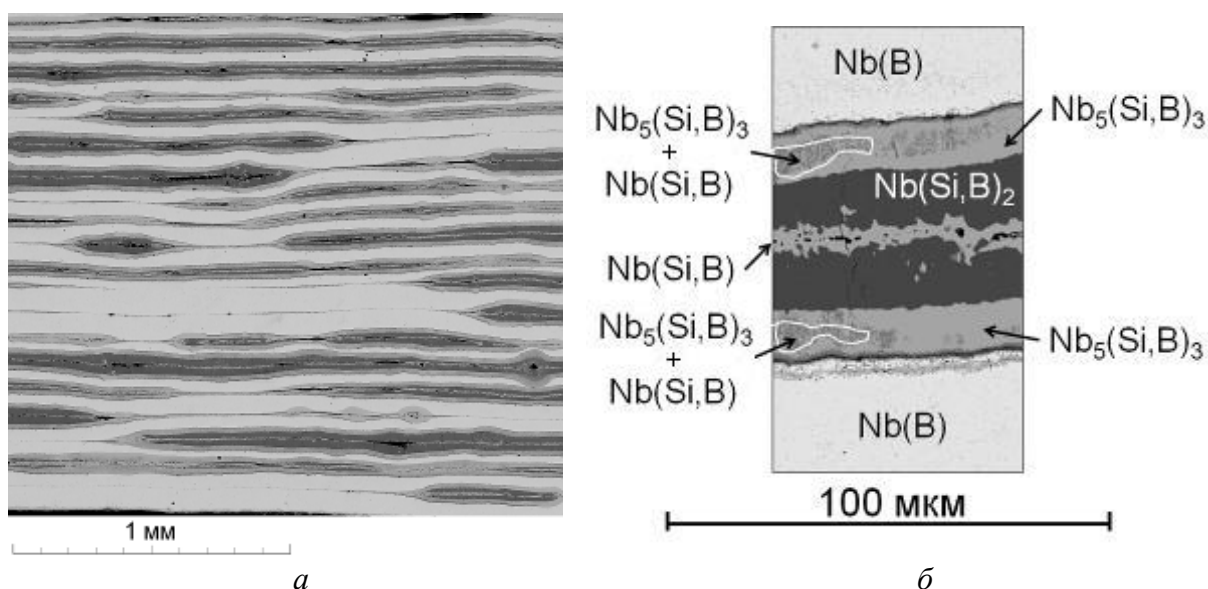


Рис. 1. Макро- (а) и микроструктура (б) поперечного сечения композита Nb/(Si–B) в плоскости, перпендикулярной слоям и параллельной направлению прокатки Nb-фольг

Исследования микроструктуры проводились методами растровой электронной микроскопии и рентгеновского спектрального анализа с использованием цифровых электронных сканирующих микроскопов. Типичный участок структуры композитного образца показан на рис. 1б. Структура состояла из чередующихся слоев боридосилицидных соединений ниобия (темные слои), как упрочняющей фазы, и относительно пластичных слоев (светлого цвета), содержащих твердые растворы бора в ниобии. Твердые растворы содержали от ~0 до 3,85 ат.% бора. Боросилицидные слои были, в основном, однофазными и состояли из тройных интерметаллидов $\text{Nb}(\text{Si},\text{B}) \equiv \text{Nb}_{1,01}(\text{Si}_{0,59}\text{B}_{0,40})_{0,99}$ и $\text{Nb}(\text{Si},\text{B})_2 \equiv \text{Nb}_{0,92}(\text{Si}_{1,59}\text{B}_{0,49})_{2,08}$; двухфазные области состояли из соединений $\text{Nb}_5(\text{Si},\text{B})_3$ и $\text{Nb}(\text{Si},\text{B})$, включенных в однофазную «матрицу» из $\text{Nb}_5(\text{Si},\text{B})_3$.

1. Светлов И.Л. Высокотемпературные Nb–Si композиты // Материаловедение, 2010, №9, с. 29–38 и №10, с. 18–27.

ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Nb-Si

Строганова Т.С.¹, Карпов М.И.¹, Кийко В.М.¹, Прохоров Д.В.¹, Некрасов А.Н.²

1. Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

2. Институт экспериментальной минералогии РАН, г. Черноголовка, Россия

stroganova@issp.ac.ru

Разрабатываемые материалы на основе системы Nb-Si-X (где X – комплекс легирующих элементов IVb-, Vb- и VIb-групп периодической системы) нацелены на работу в широком диапазоне температур. Кроме прочности, при высоких температурах определяющей характеристикой является сопротивление ползучести, а при низких, включая «комнатную», – трещиностойкость. Образцы сплава были получены методом индукционной плавки в режиме направленной кристаллизации. Структура представлена эвтектическими колониями, которые вытянуты вдоль направления теплоотвода (рис. 1а). По результатам МРСА сплав состоит из матрицы твердого раствора на основе (Nb,X)тв.р-р. (область светлого контраста) и армирующей фазы (область темного контраста) – твердого раствора на основе интерметаллида (Nb,X)₅Si₃.

Оценка трещиностойкости при комнатной температуре проводилась на образцах прямоугольного сечения с боковым надрезом путем испытаний на трехточечный изгиб в условиях плоской деформации (рис. 1а).

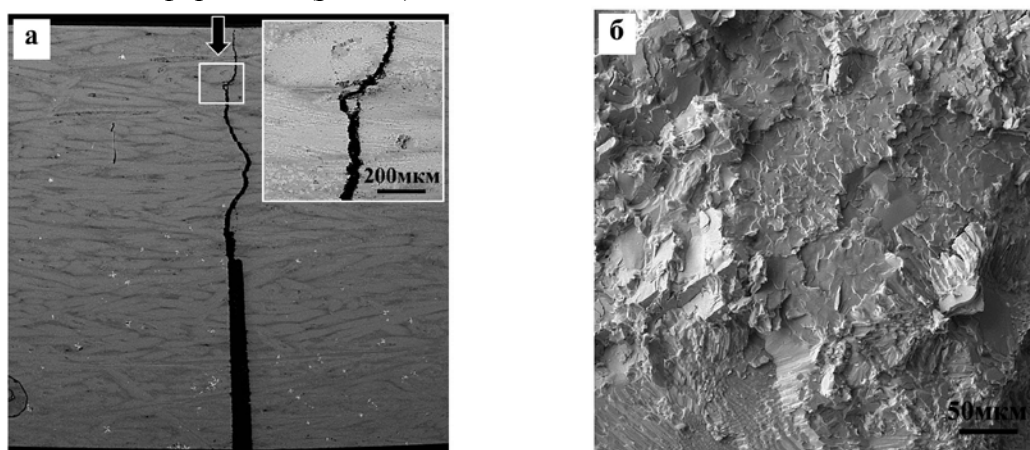


Рис. 1. Разрушенный образец сплава системы Nb-Si-X после испытаний на трещиностойкость: (а) вид поверхности образца – исходный надрез с макротрещиной (стрелкой черного цвета показано направление приложения нагрузки) и (б) поверхность разрушения.

При переходе от одной колонии к другой происходит отклонение траектории движения макротрещины (рис. 1а), что свидетельствует о не вполне хрупком разрушении образца. Фрактографический анализ излома показал (рис. 1б), что при разрушении происходит пластическая деформация (Nb, X)тв.р-р. и расслоение между (Nb,X)тв.р-р. и (Nb,X)₅Si₃. Последний разрушается хрупко.

Значение трещиностойкости составило $K^* = (11 \pm 0.86) \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ при температуре 20°C. Полученный уровень K^* указывает, что испытанные материалы по трещиностойкости занимают промежуточное положение между хрупкими керамиками и высокопрочными конструкционными металлическими сплавами.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы РАН «Наноструктуры».

О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ РАЗРУШЕНИЯ В ТЕОРИИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ

Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель
omostrikov@mail.ru

Идея использования в теории деформационного двойникования методов и подходов механики разрушения не нова [1, 2]. Такой подход позволил математически достаточно полно описать упругую стадию механического двойникования, когда двойник исчезает после снятия нагрузки, приложенной к кристаллу. На этой стадии двойник является тонким [1, 2]. Однако не все подходы теории трещин задействованы в теории двойникования. В этом плане представляет интерес введение в теорию двойникования критериев Гриффитса (A.A. Griffith [3, 4]) и Ирвина (G.R. Irwin [5]). Рассмотрение возможности использования энергетических критериев разрушения в теории двойникования и явилось целью данной работы.

В соответствии с подходом Ирвина [5] для энергетического критерия двойникования можно записать

$$G_{tw} = -\frac{\partial U}{\partial L} = \frac{\beta}{E} \left((K_I^{tw})^2 + (K_{II}^{tw})^2 \right) + \frac{1+\nu}{E} (K_{III}^{tw})^2,$$

где U – потенциальная энергия деформируемого нагрузкой твердого тела; L – длина двойника; ν – коэффициент Пуассона; $\beta = 1$ или $\beta = 1 - \nu^2$ при плоском напряженном или деформированном состоянии соответственно; E – модуль Юнга; K_I^{tw} , K_{II}^{tw} , K_{III}^{tw} – критерии интенсивности напряжений, зависящие от схемы нагружения твердого тела с двойником, определяемые по формулам:

$$K_I^{tw} = \alpha \sigma_{yy}^{\infty} \sqrt{\pi L}; \quad K_{II}^{tw} = \alpha \sigma_{xy}^{\infty} \sqrt{\pi L}; \quad K_{III}^{tw} = \alpha \sigma_{yz}^{\infty} \sqrt{\pi L}.$$

Здесь σ_{yy}^{∞} , σ_{xy}^{∞} , σ_{yz}^{∞} – компоненты тензора внешних напряжений в случае одноосного растяжения, поперечного и продольного сдвига соответственно. В соответствии с [6], для нетонкого двойника $\alpha = 2$, а для тонкого – $\alpha = 1$.

Таким образом, на основании аналогий развития процессов двойникования и разрушения для энергетических критериев двойникования предложено использование критериев разрушения.

1. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. – Киев: Наук. Думка, 1978. – 220 с.
2. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физических наук. – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.
3. Griffith A.A. The Phenomena of Rupture and Flow in Solids // Phil. Trans. Roy. Soc., London. – 1920. – V. A221. – P. 162–198.
4. Griffith A.A. The Theory of Rupture // Proc. of First Int. Congress of Applied Mechanics. Delft. – 1924. – P. – 55–63.
5. Irwin G. R. Analysis of Stress and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate // Trans. ASME. J. Appl. Mech. – 1957. – V. 24. – P. 361–364.
6. Остриков О.М. Дислокационная модель некогерентного нетонкого двойника // Журнал технической физики. – 2012. – Т. 82, № 11. – С. 38 – 42.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ДОКАЗАТЕЛЬСТВО ВОЗМОЖНОСТИ СЛИЯНИЯ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ ПРИ ИХ ВСТРЕЧНОМ ДВИЖЕНИИ В ОДНОЙ ИЛИ БЛИЗЛЕЖАЩИХ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ ДВОЙНИКОВАНИЯ

Остриков О.М.

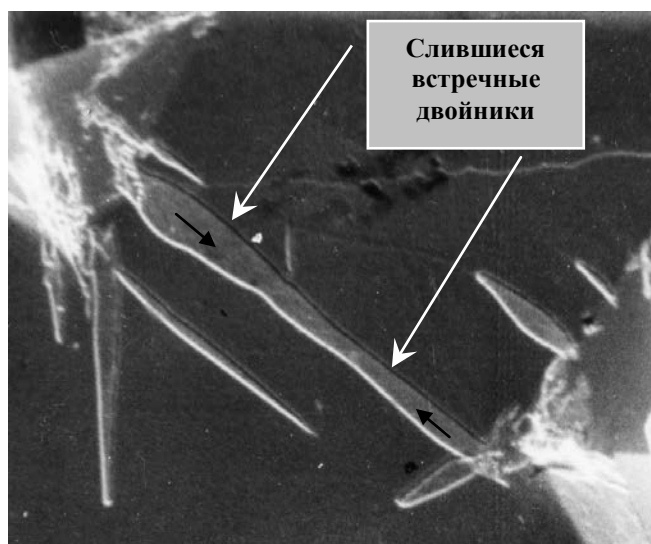
УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,

Гомель

omostrikov@mail.ru

Создание техники и технологий нового поколения требует поиска и использования новых физических принципов функционирования технических систем. В этом плане интересно изучение особенностей механического двойникования твердых тел, которое имеет важное значение для технических систем, в качестве рабочих элементов в которых используются материалы с памятью формы.

Представляет интерес обнаруженное явление слияния двойников, развивавшихся навстречу друг другу в одной или близлежащих плоскостях двойникования (см. рисунок). Аналогичная картина наблюдается и когда один из двойников ранее сформированный остаточный и статический (образованный, например, у одного отпечатка индентора), а второй – динамический, формирующийся у нового отпечатка индентора.



Слияние встречных двойников, находящихся в одной плоскости двойникования.
Черными стрелками показаны направления развития слившихся двойников ($\times 10000$)

В случае, когда рассматриваемые клиновидные двойники развиваются в одной или близлежащих плоскостях двойникования, при их слиянии в теле объединенного двойника границ раздела не наблюдается.

В работах [1, 2] такое теоретически предсказанное в них явление было предложено использовать в технологии синтеза фазовых дифракционных решеток.

1. Остриков О.М. О возможности формирования фазовых дифракционных решеток на основе явления двойникования монокристаллов // Письма в журнал технической физики. – 2000. – Т. 26, №21. – С. 49-52.
2. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел: монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. – 301 с.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАНАЛОВ РОЗЕ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВИСМУТА

Остриков О.М.

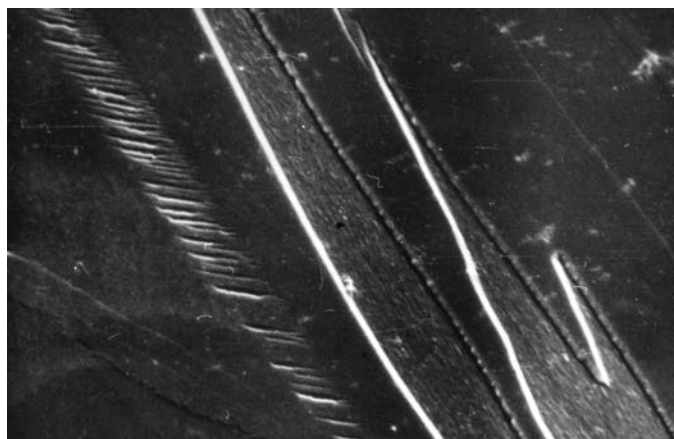
УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель
omostrikov@mail.ru

Закономерности формирования каналов Розе в кремнистом железе хорошо изучены [1]. В настоящее время ведется изучение особенностей образования каналов Розе в перспективных в плане практического применения ферромагнитных материалах с памятью формы [2].

Цель данной работы – изучение особенностей и закономерностей зарождения каналов Розе в монокристаллах висмута в процессе их механического двойникования.

Висмут относится к пластичным полуметаллам, у которых двойникование развивается на фоне активного сопутствующего скольжения. При этом, являющиеся концентраторами больших внутренних напряжений, границы некогерентных двойников способны генерировать в висмуте как базисные, так и пирамидальные дислокации. Активное скольжение, сопутствующее двойникованию в висмуте, поглощает существенную долю энергии деформации, препятствуя процессу разрушения. Поэтому формирование каналов Розе в кристаллическом висмуте представляется возможным в исключительных случаях, когда, например, имеется ориентационный запрет на базисное или пирамидальное скольжение, либо когда эти процессы заторможены другими факторами и условиями, в которых происходит механическое двойникование.

На рисунке показан уникальный фрагмент формирования у клиновидного двойника периодической микроструктуры в виде группы каналов Розе. Можно предположить, что представленные на рисунке каналы Розе образовались вследствие релаксации напряжений в полосе аккомодации ближайшего двойника.



Периодическая микроструктура (отмечена фигурной скобкой) в виде группы каналов Розе ($\times 25000$)

1. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990.- 172 с.
2. Остриков О.М., Шматок Е.В. Особенности механического двойникования, локального разрушения и формирования каналов Розе в монокристаллах Ni_2MnGa при индентировании их поверхности пирамидой Виккерса // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2013. – Т. 18, № 3. – С. 5–10.

ОСОБЕННОСТИ СЛИЯНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ, ЛЕЖАЩИХ В ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ ДВОЙНИКОВАНИЯ

Остриков О.М.

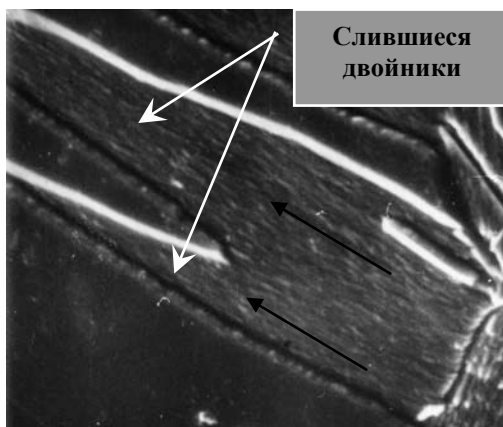
УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,

Гомель

omostrikov@mail.ru

Известно [1, 2], что остаточные клиновидные двойники могут образовываться в результате интенсивного локального деформирования поверхности кристаллических двойникующихся материалов. При этом, как правило, образуются группы таких активно взаимодействующих друг с другом двойников. Взаимодействие двойников представляет интерес в плане определения областей зарождения инициированного двойникованием разрушения [3, 4], связанного с тем, что двойниковые границы являются концентраторами больших внутренних напряжений и в области взаимодействия двойников наблюдается их наиболее высокий уровень внутренних напряжений.

На рисунке показан результат слияния двух однонаправленных двойников. В данном случае двойники расположены в параллельных плоскостях двойникования. Поэтому границы разделяющей два рассматриваемых двойника не наблюдается. Это не способствует повышению уровня напряжений внутри слившегося двойника в результате появления новых границ раздела.



Слияние однонаправленных двойников (черными стрелками показаны направления развития двойников), находящихся в параллельных плоскостях ($\times 25000$)

1. Савенко В.С., Остриков О.М. Применение статистического метода для изучения кинетики образования клиновидных двойников в кристаллах висмута при наложении на них электрических и магнитных полей // Известия НАН Беларуси. Серия физико-математических наук. – 1998. – № 2. – С. 96–98.
2. Савенко В.С., Углов В.В., Остриков О.М. Эволюция ансамблей клиновидных двойников в монокристаллах висмута, облученных ионами углерода и циркония // Кристаллография. – 1999. – Т. 44, №6. – С. 1100–1105.
3. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990. – 172 с.
4. Остриков О.М., Шматок Е.В. Особенности механического двойникования, локального разрушения и формирования каналов Розе в монокристаллах Ni_2MnGa при индентировании их поверхности пирамидой Виккерса // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2013. – Т. 18, № 3. – С. 5–10.

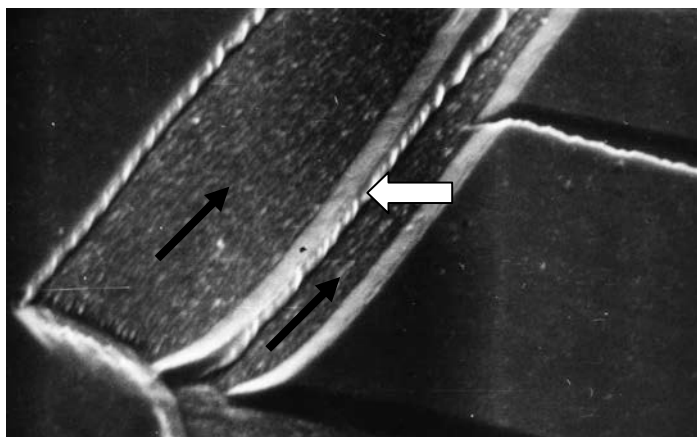
НОВЫЙ ТИП ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ, ОБРАЗОВАННЫХ ПРИ СОПРИКОСНОВЕНИИ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ, ЛЕЖАЩИХ В НЕПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ ДВОЙНИКОВАНИЯ

Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель
omostrikov@mail.ru

Механическое двойникование играет важную роль в процессах пластической деформации и разрушения деформируемых твердых тел. Изучение данного физического явления открывает новые возможности по увеличению точности прогнозирования ресурса используемых на практике двойнящихся материалов [1, 2]. Важное значение при этом приобретает открытие новых явлений, обусловленных ненаблюдаемыми ранее особенностями процесса двойникования.

На рисунке показана область соприкосновения границ двух двойников, развивавшихся в одном направлении, но в непараллельных плоскостях двойникования. Образование такой границы связано с тем, что аннигиляция двойнящихся дислокаций при таком взаимодействии двойниковых границ невозможна. Поэтому отмеченная на рисунке граница состоит из двух сортов двойнящихся дислокаций, отличающихся друг от друга ориентацией винтовых составляющих векторов Бюргерса, которые направлены по отношению друг к другу под ненулевым углом. Очевидно, что уровень напряжений у такой границы выше, чем у обычной двойниковой границы, из-за удвоения числа двойнящихся дислокаций, являющихся элементарными носителями напряженно-деформированного состояния, обусловленного механическим остаточным двойником.



Граница раздела нового типа (отмечена белой стрелкой) между однонаправленными (направления развития двойников показаны черными стрелками) двойниками непараллельных плоскостей двойникования ($\times 50000$)

1. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990. – 172 с.
2. Остриков О.М., Шматок Е.В. Особенности механического двойникования, локального разрушения и формирования каналов Розе в монокристаллах Ni_2MnGa при индентировании их поверхности пирамидой Виккерса // Материалы. Технологии. Инструменты. – 2013. – Т. 18, № 3. – С. 5–10.

О МЕХАНИЗМЕ ВЛИЯНИЯ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ РАЗМЕРЫ НАНОДВОЙНИКА НАХОДЯЩЕГОСЯ ВНУТРИ НЕГО ТОЧЕЧНОГО ИСТОЧНИКА РАСШИРЕНИЯ

Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,

Гомель,

omostrikov@mail.ru

Нанодвойникование – новое физическое явление, которое в настоящее время активно изучается. Данное явление представляет научный интерес не только в области физики конденсированного состояния, но и механики деформируемого твердого тела. При этом одним из объектов исследования механики являются поля напряжений, смещений и деформаций, обусловленные нанодвойником.

Остаточные нанодвойники позволяют изучать стадию зарождения механических двойников у концентраторов напряжений, которые в механике часто моделируются точечными источниками расширения. Понятие точечного источника расширения является классическим понятием теории упругости [1]. Элементарными физическими объектами, выступающими в качестве точечных источников расширения (либо сжатия) выступают, например, точечные дефекты кристаллической решетки, такие как межузельные, либо примесные атомы, вакансии. Источниками большей мощности являются группы таких атомов, либо вакансий. С точки зрения механики деформируемого твердого тела, абстрагирующейся от атомного строения вещества, в качестве точечных источников внутренних напряжений рассматриваются различного рода неоднородности сплошной среды. Такие неоднородности являются концентраторами напряжений. Известно [2], что уровень этих напряжений зависит не только от мощности источника, но и от нагрузки, деформирующей твердое тело. Таким образом, с помощью нагрузок возможно достижение такого уровня локальных напряжений, когда активируется процесс генерации дислокаций, в том числе и двойникующих. В терминологии механики деформируемого твердого тела это означает образование у точечного источника расширения (либо сжатия) локальных пластических областей.

Возможность существования точечного источника расширения внутри двойника обусловлена тем, что внутри двойника кристаллическая структура сдвойникового материала идентична структуре материала вне двойника. Поэтому возможность наличия точечного источника напряжений вне двойника предполагает такую же возможность существования такого же источника и внутри двойника, как это наблюдается в случае полных дислокаций, которые существуют и в сдвойникованном, и в несдвойникованном объемах [3]. Принцип действия точечного источника расширения на геометрические размеры нанодвойника формы близкой к линзовидной заключается в том, что неотъемлемым свойством точечного источника расширения является наличие у него поля напряжений, которое создает силы, действующие на двойникующие дислокации. При достаточной величине составляющих этих сил, направленных вдоль плоскости двойникования, двойникующие дислокации приходят в движение. Вместе с этим в результате движения двойникующих дислокаций в своих плоскостях двойникования происходит изменение геометрических размеров нанодвойника. При этом в таком несуществующем физическом процессе, как расширение нанодвойника изнутри, нет необходимости.

1. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. – М.: Атомиздат, 1972. – 600 с.
2. Астафьев В.И., Радаев Ю.Н., Степанова Л.В. Нелинейная механика разрушения. – Самара: Издательство «Самарский университет», 2001. – 562 с.

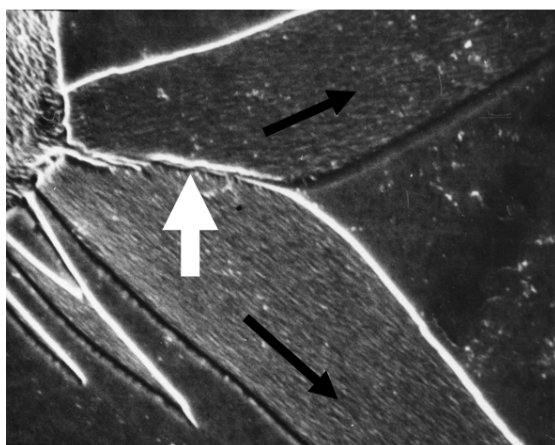
3. Башмакова В.И. Физические закономерности механического двойникования гексагональных и ромбоэдрических металлических кристаллов под действием статических, переменных и импульсных нагрузок. – Дисс. на соискание ученой степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.07 – физика твердого тела. – Мозырь, 1986. – 319 с.

НОВЫЙ ТИП ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ, ОБРАЗОВАННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НЕПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ДВОЙНИКОВ РАЗНЫХ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИХ НАПРАВЛЕНИЙ

Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель, omostrikov@mail.ru

Деформационное двойникование – уникальное физическое явление, представляющее большой научный интерес в области исследования физико-механических свойств деформируемых анизотропных твердых тел [1–3]. В настоящее время детально изучены



Границы раздела (отмечена белой стрелкой) между непараллельными (направления развития двойников показаны черными стрелками) двойниками разных кристаллографических направлений ($\times 50000$)

не все физические эффекты, связанные с перестройкой кристаллической решетки в процессе зарождения и перемещения двойниковых границ.

Целью данной работы стало исследование особенностей дислокационной структуры границы раздела нового типа, созданной контактом двух непараллельных двойников разных кристаллографических направлений.

Из рисунка видно, что граница контакта двух двойников разных кристаллографических направлений вдоль своей длины имеет разрывы и искривления. Это указывает на дислокационную природу взаимодействия этой границы с неоднородностями структуры материала и о наличии возможности влияния на ее форму по-

лей от концентраторов внутренних напряжений. Однако особенности дислокационной структуры такой двойной двойниковой границы требуют дальнейшего тщательного исследования.

Очевидно, что рассматриваемая граница состоит двух сортов двойникующих дислокаций, отличающихся друг от друга ориентацией краевой составляющей вектора Бюргерса. При этом винтовые составляющие параллельны, краевые – ориентированы под углом друг к другу.

1. Савенко В.С., Остриков О.М. Применение статистического метода для изучения кинетики образования клиновидных двойников в кристаллах висмута при наложении на них электрических и магнитных полей // Известия НАН Беларуси. Серия физико-математических наук. – 1998. – № 2. – С. 96–98.
2. Савенко В.С., Углов В.В., Остриков О.М. Эволюция ансамблей клиновидных двойников в монокристаллах висмута, облученных ионами углерода и циркония // Кристаллография. – 1999. – Т. 44, №6. – С. 1100–1105.
3. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990. – 172 с.

МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ В ТЕЛЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКА НОВЫХ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В СЛУЧАЕ ВЕТВЛЕНИЯ ДВОЙНИКОВ

Остриков О.М.

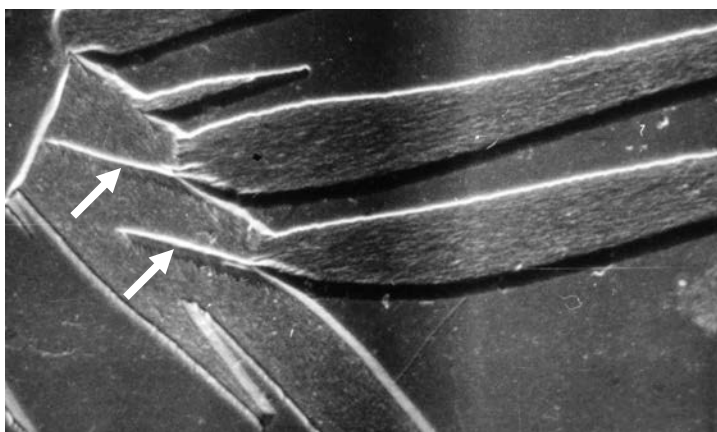
УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,

Гомель

omostrikov@mail.ru

Ветвление клиновидных механических двойников в монокристаллах висмута – известное явление. Дочерний двойник зарождается на границе материнского двойника. При этом дочерний и материнский – двойники разных кристаллографических направлений.

На рисунке показан случай, когда внутри одного двойника образовались границы раздела, созданные дочерними двойниками в процессе ветвления. Можно предположить следующий механизм формирования этих границ, в основе которого лежит существование нескольких этапов поглощения материнским двойником устья дочерних: 1) зарождение дочерних двойников на границе материнского; 2) расширение материнского двойника с перераспределением двойникующих дислокаций дочерних двойников с образованием внутри материнского двойника границ раздела.



Границы раздела (отмечены белыми стрелками) в теле материнского двойника, образованные ветвящимися дочерними двойниками ($\times 25000$)

Перераспределение двойникующих дислокаций дочернего двойника сопровождается процессом огибания материнским двойником устья дочернего. Таким образом, отмеченные на рисунке стрелками границы получаются состоящими из трех рядов двойникующих дислокаций. Два внешних ряда дислокаций принадлежат границе материнского двойника, а один внутренний ряд – границе дочернего двойника. При этом следует отметить, что направление векторов Бюргерса двойникующих дислокаций дочернего двойника отличается от направления этих векторов у дислокаций границы материнского двойника.

Ввиду того, что некогерентные границы двойников являются концентраторами больших внутренних напряжений, рассматриваемые границы внутри материнского двойника концентрируют в три раза большие напряжения ввиду наличия трех рядов дислокаций. В связи с этим внутри материнского двойника рассматриваемые границы формируют большой уровень внутренних напряжений.

О СВЯЗИ ПОДВИЖНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И РАЗМЕРОВ КРИСТАЛЛИТОВ РЯДА *d*- МЕТАЛЛОВ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Пилюгин В.П.

*Институт физики металлов им. М.Н.Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия,
pilyugin@imp.uran.ru*

Развитая пластическая деформация металлов сопровождается рядом структурных изменений различных масштабных уровней, фрагментацией монокристаллов (кристаллитов), разупорядочением, а при определённых условиях возможна и полная потеря дальнего кристаллического порядка – аморфизация. Противоположные процессы совершенствования кристаллов: рекристаллизация, упорядочение, распад пересыщенных твёрдых растворов, которые, как правило, инициируются нагревами.

При интенсивных бародеформационных воздействиях на *d*–переходные металлы происходит их структурная фрагментация, пути которой и конечное структурное состояние зависят от подвижности дефектов кристаллической решётки, в частности от подвижности дислокаций. В свою очередь, подвижность дислокаций как носителей пластической деформации при консервативном и неконсервативном движении зависит от ряда фундаментальных характеристик металлов и параметров внешнего воздействия. В их числе, энергия и направленность электронной связи ионов металла, величины упругих модулей, гомологическая температура деформирования, энергия дефектов упаковки, химическая чистота и/или степень легирования, скорость и величины деформации, давление, коэффициенты стационарной и динамической само- и гетеродиффузии, развитие релаксационных процессов, таких как полигонизация, динамическая и постдинамическая рекристаллизации, а также схема деформационной обработки по коэффициентам мягкости и трёхосности. Многие из перечисленных параметров являются прямо или опосредованно взаимозависимыми, что усложняет задачу в плане строгого аналитического определения влияния подвижности дислокаций на конечный размер кристаллитов при предельных мегапластических деформациях. На настоящее время в аналитическом плане представляется возможным говорить лишь о фрагментах и срезах общей сложной картины, но в этом направлении уже накоплено и быстро растёт множество теоретических и экспериментальных данных, позволяющих более строго связать конечное структурное состояние при мегапластических деформациях с подвижностью дефектов кристаллической решётки. Накопленный на настоящее время экспериментальный материал на чистых металлах и сплавах содержит данные таких свойств и характеристик как среднее значение кристаллитов, форма кристаллитов, степень их совершенства, способность к процессам возврата (температура и особенности рекристаллизации, распада пересыщенных растворов, упорядочения интерметаллидов).

Обсуждаются варианты аналитических выражений, описывающих равновесие процессов фрагментации и релаксационного совершенствования структуры. Приводятся экспериментальные энерго-силовые данные переходных *d*-металлов *in situ* в процессе бародеформационных обработок.

Работа выполнена в рамках темы шифр «Деформация» гос. рег. № 01201463327.

ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ И КОНСТРУКЦИОННО-АНИЗОТРОПНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Гладковский С.В., Каманцев И.С., Веселова В.Е., Владимиров А.П.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
gsv@imach.uran.ru

В настоящее время широкое применение для производства изделий конструкционного и функционального назначения приобретают слоистые металлические композиционные материалы (СМКМ), обладающие уникальным сочетанием физико-механических свойств и сопротивлением хрупкому разрушению в широком температурном диапазоне. Вместе тем, в отличие от ударной вязкости и статической трещиностойкости характеристики циклической трещиностойкости данных материалов изучены недостаточно. В связи с этим в настоящей работе в соответствии с рекомендациями РД 50-345-82 проведены испытания на циклическую трещиностойкость полученных методами сварки взрывом и горячей пакетной прокатки образцов СМКМ типа «сталь-сталь» и «сталь-алюминий». Испытания проводились при комнатной температуре на образцах 3 и 4 типа по ГОСТ 25.506-85 толщиной 5–10 мм по схеме трехточечного изгиба и внецентренного растяжения при частоте нагружения 100 Гц и асимметрии цикла $R = 0,1$ на высокочастотной резонансной испытательной машине MIKROTRON 20(± 10) кН. По результатам испытаний строились кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) в координатах « $dl/dN - \Delta K$ ». Для определения момента зарождения усталостной трещины и изучения кинетики ее роста при циклическом нагружении наряду с методом фотофиксации был реализован адаптированный применительно к СМКМ метод динамической лазерной спекл-интерферометрии, который также позволил в режиме реального времени проследить эволюцию пластической зоны в вершине трещины на границе соединения слоев. Циклические испытания 3-, 5- и 7-слойных СМКМ на основе сталей 09Г2С, ЭП678, алюминиевых сплавов АД0, АД1 и АМц выявили аномальное снижение скорости роста трещин на КДУР по сравнению с монолитными образцами металла основы. На примере 3-слойного композита 09Г2С–АД1–09Г2С, полученного методом пакетной прокатки установлено, что в наибольшей степени эффект торможения усталостной трещины реализуется при ее переходе из центрального алюминиевого во внешний стальной слой. При циклических испытаниях 7-слойного композита (09Г2С–ЭП678), полученного сваркой взрывом, также выявлено существенное снижение скорости роста усталостной трещины при переходе из слоя стали 09Г2С в более прочный слой мартенситно-стареющей стали ЭП678.

В качестве конструкционно-анизотропных материалов были изучены полученные по различным технологиям сварные соединения стали 09Г2С. Установлено существенное различие в сопротивлении росту усталостной трещины основного металла, сварного шва и зоны термического влияния (ЗТВ). Построены КДУР трещин и изучены фрактурграфические особенности строения усталостного излома основного металла и ЗТВ. Показаны преимущества в циклической трещиностойкости металла ЗТВ сварных соединений, полученных импульсной адаптивной сваркой с модуляцией тока по сравнению с технологией сварки на постоянном токе.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №16-38-00723 мол а и проекта УрО РАН № 15-15-1-52 в части исследования слоистых композиционных материалов и проекта РНФ № 16-19-10010 в части изучения трещиностойкости сварных соединений.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В МОЛИБДЕНЕ ПРИ ПОМОЩИ МЕТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Цепляев В.И., Серенко Н.С., Стариков С.В.

*Объединенный Институт Высоких температур РАН,
Москва, Россия,
tseplyaev@phystech.edu*

Молибден является распространенным конструкционным материалом, так как он обладает сравнительно низкой плотностью при высоком значении модуля упругости. Его сплавы широко применяются в авиационной технике, а высокая температура плавления и малое сечение захвата тепловых нейтронов позволяет использовать его в конструкции атомных реакторов. Так как этот материал часто подвергается большим нагрузкам, то встает вопрос о изучении поведения молибдена при больших напряжениях. На сегодняшний день считается, что пластические свойства материала характеризуются такими явлениями, как мартенситные переходы, двойникование и движение дислокаций, причем в чистом молибдене наиболее выражено последнее. Отсюда следует, что исследование поведения дислокаций в молибдене является необходимым шагом для дальнейшего изучения пластичности данного материала. Так же стоит заметить, что так как винтовые дислокации в молибдене менее подвижны, чем краевые, то движение именно винтовых дислокаций характеризует пластические свойства молибдена.

К сожалению, экспериментальные способы исследования не позволяют изучить поведение одиночных винтовых дислокаций. Такое ограничение вызвано сложностью достижения необходимого разрешения, а так же сложностью внедрения достаточно низкой концентрации дислокаций в монокристалл, чтобы их можно было считать достаточно невзаимодействующими. В свою очередь молекулярная динамика является мощным инструментом для моделирования различного рода явлений, происходящего на атомарном уровне.

В данной работе исследуются винтовые и краевые дислокации в молибдене при помощи метода молекулярной динамики. Были произведены расчеты зависимости скорости движения дислокации от приложенного внешнего сдвигового напряжения. Результаты расчетов показывают, что краевые дислокации в молибдене действительно более подвижны, чем винтовые. Помимо этого было продемонстрировано наличие двух режимов движения дислокаций: термо-активационный и вязкостный. Эти два режима отличается не только характером зависимости скорости дислокации от внешнего напряжения, но и механизмом движения. Скорость движения дислокации в термо-активационном режиме характеризуется миграцией и нуклеацией двойных изломов дислокации, когда в вязкостном режиме скорость движения в первую очередь ограничена из-за взаимодействия дислокации с фононной подсистемой. Так же при помощи полученных значений мобильности дислокации получены верхние оценки напряжения текучести молибдена и произведены оценки таких параметров дислокации, как энтальпия образования двойного излома и коэффициенты трения движения в вязкостном режиме.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И ВСТРОЕННЫЕ ЗОНЫ

Папилов И.И., Николаенко А.А., Шокуров В.С.,
Тузов Ю.В.*

Харьковский физико-технический институт НАН Украины, Харьков
**Высокотехнологичный Научно-исследовательский Институт Неорганических*
Материалов имени академика А.А. Бочвара,
Москва, Россия
nikolaenko@kipt.kharkov.ua

Бериллий – металл с уникальными физико-механическими свойствами, в том числе с рекордной удельной жесткостью. Его главным недостатком является хладно- и красноломкость.

Сверхпластическая деформация мелкозернистых материалов — это пластическое течение, которое происходит при повышенных температурах, низких напряжениях и приводит к высокой деформации (сотни процентов) и слабому практически нулевому упрочнению. В этих условиях материал имеет высокий коэффициент чувствительности напряжения к скорости деформации $m = 1/n = \partial \log \sigma / \partial \log \dot{\epsilon} \geq 0,5$, и, кроме того, при деформации образцов не образуется шейка, ведущая к преждевременному разрушению при обычной пластической деформации материала.

У порошкового бериллия технической чистоты сверхпластическая деформация не реализуется даже при размере зерна меньше 10 мкм и в диапазоне температур и скоростей деформаций ($T > 0,4T_{пл}$, $\dot{\epsilon} < 10^{-3} \text{ с}^{-1}$), в котором обычно наблюдается сверхпластичность. Это связано с резким падением пластичности бериллия в области температур 600–700 °С из-за явления красноломкости, обусловленного наличием легкоплавких фаз на границах зерен.

В работе исследовался бериллий высокой чистоты, полученный дистилляцией литого металла и подвергнутый горячей осадке и программированной деформации [1]. Такой металл с ультрамелкозернистой структурой обладает повышенной пластичностью при комнатной температуре и сверхпластичностью при высокой температуре [2]. Была изучена природа сверхпластического течения мелкозернистого бериллия и выявлены условия ее проявления. При сверхпластическом течении важную роль играют встроенные зоны, которые возникают в зерне и на границах в результате диффузионного массопереноса. Эти зоны существенно способствуют сверхпластическому течению, также повышают деформационную способность за счет зернограницного скольжения, и тем самым облегчают это скольжение в связи с сокращением площадей границ, где оно происходит [3].

1. Папилов И.И., Тараненко И.А., Тихинский Г.Ф. Получение и свойства мелкозернистого бериллия. Атомная энергия, 37, 1974, с. 220-222.
2. Папилов И.И., Тихинский Г.Ф., Христенко И.Н. и др. Природа пластической деформации бериллия. Киев, «Наукова думка», 1977, 148 с.
3. Шокуров В.С., Корниенко Л.А., Николаенко А.А., Папилов И.И. Изучение нового вида пластического течения — образования встроенных зон. Физика металлов и металловедение, 50, 1980, с. 397-405.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ТЕПЛОСТОЙКОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ РЕГУЛИРОВАНИЕМ ХИМИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ ЭПОКСИДНЫХ МАТРИЦ

Федосеев М.С., Антипин В.Е., Цветков Р.В., Шардаков И.Н.

*Институт технической химии УрО РАН г.Пермь,
Институт механики сплошных сред УрО РАН г.Пермь*

Полимерные композиционные материалы на основе высокомодульных стекло-, угле-, органонаполнителей широко применяются в конструкциях изделий машиностроения, авиационной и ракетно-космической техники. Применяемые в отечественном машиностроении связующие – УП-2217, ЭДТ-10 обладают достаточно высокими прочностными характеристиками, однако невысокая температура стеклования (110–150)°С, ограничивает область их применения.

Повышение T_c и соответственно теплостойкости полимерных композиционных материалов при сохранении существующего уровня прочностных свойств удалось достигнуть регулированием химической природы полимерной матрицы.

Отверждением двух- и трехфункциональных эпоксидных смол с различными отвердителями получены полимеры с различной степенью сшивки и молекулярной массой межузловых сегментов. Современными методами определены физико-механические и термомеханические свойства полимеров различной химической природы, а также органопластиков в широком диапазоне температур. Наиболее высокой T_c характеризуются полимеры на основе трехфункциональных эпоксидных смол.

Прочность композитов в значительной степени определяется химической природой связующего и адгезией его к волокну.

Методом ИК-спектроскопии изучено химическое взаимодействие катализаторов с компонентами связующего, используемых в эпоксиангидридных композициях. Определена динамика изменения вязкости связующих при хранении. Определены физико-механические характеристики отвержденных пластиков при растяжении, сжатии, ударная вязкость. Методом ДМА для отвержденных пластиков определены модуль упругости при изгибе, температура стеклования и тангенс угла механических потерь.

Разработаны новые эпоксидные связующие на основе двух- и трехфункциональных эпоксидных смол ЭД-22, УП-643. В качестве отвердителей выбраны изометилтетрагидрофталевый ангидрид (ИМТГФА), 3,5-диметилтиотолуидендиамин (ДМТДА), 3,5-диэтилтолуидендиамин.

На их основе изготовлены и испытаны органокомпозиты на основе жгута Армос (таблица 1).

Таблица 1.

Связующее, использованное в композите	Адгезионная прочность к волокну, $\tau_{сдв}$, МПа	T_c связующего, °С	Модуль упругости, E_p , кгс/мм ²	Разрушающее напряжение, σ_p , кгс/мм ²
УП-643+ИМТГФА	46,2	175	12748	266–270
УП-2217	48,4	150	12545	250–270
ЭД-22 + ДМТДА	50,0	180	13409	265–275

СТРУКТУРА И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23 С МОДИФИЦИРОВАННЫМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ КОВКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ

Смирнова А.С.^{1,2}, Почивалов Ю.И.¹, Панин В.Е.^{1,2}, Оришич А.М.³, Маликов А.Г.³, Горбунов А.В.²

¹*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН Томск, Россия*

²*Национальный исследовательский ТПУ, Томск, Россия*

³*Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН Новосибирск, Россия*

В настоящее время убедительно показано, что структурное состояние поверхностного слоя оказывает существенное влияние на служебные характеристики конструкционных и функциональных материалов. Поэтому разработка новых методов обработки поверхности и исследование их влияния на структуру и свойства конструкционных материалов является одной из приоритетных задач современного материаловедения. Особенно эффективными эти методы оказываются применительно к сварным соединениям. Использование высокоэнергетических способов обработки поверхности позволило получить в поверхностных слоях высоконеравновесные структуры с нанокристаллическим размером зерна, позволив кратно увеличить усталостную долговечность сварных соединений конструкционных материалов.

В настоящем исследовании новые способы обработки поверхностных слоев были применены к сварным соединениям высокопрочного титанового сплава ВТ23, полученных методом лазерной сварки. После лазерной сварки, с использованием CO₂ лазера, сварные соединения подвергали комбинированной ультразвуковой механической ковке в двух режимах. После лазерной сварки ширина шва составляет ~1,6–2 мм, сварной шов плохо поддается травлению, зерна достигают ~ 280÷600 мкм с микротвердостью ~3500МПа. После комбинированной ультразвуковой механическойковки, в зависимости от режимов обработки, микротвердость в зоне сварного шва либо увеличивается до ~3800МПа, либо сохраняется на уровне сварного шва без обработки.

С применением методов рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей микроскопии выявлены особенности фазового состава, микроструктуры и разрушения сварных соединений. Малоцикловые усталостные испытания показали, что в исходном состоянии и после обработки сварного соединения трещина зарождается при одинаковом количестве циклов, но в обработанном сварном соединении трещина движется медленнее, проходя большее количество циклов до разрушения образца. В результате формируется волокнисто-полосчатый рельеф излома с желобками, образованными путем слияния и роста микропустот около вытянутых структурных неоднородностей сварного шва. После обработки формоизменение кристалла реализуется посредством деформационного двойникования. В центре сварного шва после обработки внутри крупных зерен идет измельчение структуры с формированием большого количества дислокаций и $\alpha+\beta$ пластин.

Разработан способ обработки, обеспечивающий увеличение усталостной долговечности сварных соединений титанового сплава ВТ23 в три раза. На основании полученных данных обсуждаются механизмы повышения усталостных характеристик исследуемого сплава после ультразвуковой обработки. Анализ полученных результатов позволяет сделать рекомендации для выбора режимов обработок, обеспечивающих наиболее оптимальные свойства сварных конструкций титанового сплава ВТ23.

СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО ПОКРЫТИЯ NiCrBSi–Cr₃C₂, СФОРМИРОВАННОГО ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ

Соболева Н.Н.^{1,3}, Макаров А.В.^{1,2,3}, Малыгина И.Ю.¹

¹ ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

² ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия

³ ФГАОУ ВО Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия
natashasoboleva@list.ru

NiCrBSi покрытия, нанесенные лазерной наплавкой, находят применение для упрочнения быстроизнашивающихся деталей и восстановления изношенных поверхностей [1]. Используемые для наплавки самофлюсующиеся порошки на хромоникелевой основе обладают низкой температурой плавления (~1050–1100 °С), высокой стойкостью к различным видам изнашивания и воздействию коррозии и поэтому широко используются в качестве материала матрицы износостойких композиционных покрытий [2]. В качестве упрочняющих фаз в покрытиях на основе NiCrBSi используются добавки карбидов WC/W₂C, Cr₃C₂, SiC, TaC, TiC, оксидов Al₂O₃, Fe₂O₃, V₂O₅, бориды TiB₂, шпинели CoAl₂O₄, CuAl₂O₄ и других соединений [1, 2].

Металломатричные композиционные материалы с карбидами хрома способны обеспечить высокую износостойкость и стойкость к коррозии и окислению. Кроме того, коэффициент термического расширения карбидов хрома почти равен коэффициенту термического расширения стали, что приводит к снижению механических напряжений в переходном слое при нанесении покрытий на стальную основу [3]. Потенциально применимы для использования в композиционных материалах карбиды хрома в трех полиморфных состояниях: кубический (Cr₂₃C₆), гексагональный (Cr₇C₃) и орторомбический (Cr₃C₂).

В работе проведен сравнительный анализ структурно-фазового состояния, микротвердости и трибологических свойств при испытаниях по закрепленному абразиву различной твердости (корунду твердостью ~2000 HV, карбиду кремния твердостью ~3000 HV) NiCrBSi покрытия (ПГ-CP2, мас. %: С – 0,48; Cr – 14,8; Fe – 2,6; Si – 2,9; В – 2,1; Fe ≤ 5; остальное Ni) и покрытия NiCrBSi–Cr₃C₂ (15 мас. % Cr₃C₂), сформированных на поверхности стали Ст3 газопорошковой лазерной наплавкой. Показана эффективность повышения износостойкости при формировании композиционного NiCrBSi–Cr₃C₂ покрытия в зависимости от реализуемых механизмов изнашивания.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 01201375904 и государственного задания ФАНО России (тема «Структура» № 01201463331). Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

1. Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The tribological performances of a NiCrBSi–TiC laser-clad composite coating under abrasion and sliding friction [Электронный ресурс] // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures, 2015. Is. 3. P. 83-97. Режим доступа: <http://dream-journal.org/issues/2015-3>.
2. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Малыгина И.Ю., Осинцева А.Л. Формирование композиционного покрытия NiCrBSi–TiC с повышенной абразивной износостойкостью методом газопорошковой лазерной наплавки // Упрочняющие технологии и покрытия, 2013. №11 (107). С. 38-44.
3. Zikin A., Hussainova I., Katsich C., Badisch E., Tomastik C. Advanced chromium carbide-based hardfacings // Surface and Coatings Technology, 2012. Vol. 206. P. 4270–4278.

МОДЕЛЬ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ВЛИЯНИЕ ВИДА НАПРЯЖЕННОГО И ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

Мишустин И.В.

*Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия,
lewis@nm.ru*

Экспериментально установлено, что поведение сплавов с памятью формы (СПФ) зависит от вида нагружения [1]. В частности, кривые мартенситной неупругости при активном растяжении и сжатии хаотического мартенсита отличаются как по абсолютным значениям, так и по форме. Пологий участок, напоминающий площадку текучести, наблюдается при растяжении и отсутствует при сжатии.

Предложена нелинейная модель фазово-структурного деформирования поликристаллических СПФ, в которой при описании структурного превращения использовались гипотеза о неоднородном упрочнении представительного объема [2–3] и аналог теории пластического течения с изотропным и трансляционным упрочнением [4]. Для учета вида напряженного и деформированного состояния введены два безразмерных параметра, пропорциональных отношению третьего инварианта девиатора к кубу интенсивности соответствующего тензора. Первый параметр μ_ε вычисляется по тензору неупругой деформации (отсчитываемой от аустенитного состояния), а второй μ_σ по тензору активных напряжений или тензору приращений неупругой деформации. Параметром изотропного упрочнения мартенситного объема является максимальное за все время его существования значение величины $\varepsilon_i^{phst} / \rho(\mu_\varepsilon)$, где ε_i^{phst} – интенсивность фазово-структурной деформации, $\rho(\mu_\varepsilon)$ – ее максимально возможное значение для текущего деформированного состояния. При зарождении группы мартенситных образований собственная деформация их совокупности определяется действующим в этот момент напряжением. Поэтому зависимость $\rho(\mu_\varepsilon)$ может быть найдена по интенсивностям напряжений, соответствующих началу неупругого деформирования СПФ при его пропорциональном нагружении вида μ_ε в режиме сверхупругости. Материальная функция, описывающая трансляционное упрочнение, зависит от интенсивности полного напряжения и меняет свой вид вместе с μ_σ . Это изменение устанавливается по диаграммам мартенситной неупругости при пропорциональном реверсивном нагружении.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект № 17-01-00216

1. Мовчан А.А., Казарина С.А., Сильченко А.Л. Диаграммы мартенситной неупругости никелида титана при растяжении, сжатии и сжатии после растяжения // Механика композиционных материалов и конструкций. 2015. Т. 21. № 1. С. 83-93.
2. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Моделирование фазовых и структурных превращений в сплавах с памятью формы, происходящих под действием немонотонно меняющихся напряжений // Изв. РАН. МТТ. 2014. № 1. С. 37-53.
3. Мовчан А.А., Мишустин И. В., Казарина С.А. Вариант микроструктурной модели деформирования сплавов с памятью формы // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 5. С. 6-11.
4. Мишустин И.В., Мовчан А.А. Аналог теории пластического течения для описания деформации мартенситной неупругости в сплавах с памятью формы // Изв. РАН. МТТ. 2015. № 2. С. 78-95.

ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ЖИДКОСТЕЙ (ВОДА, ГЛИЦЕРИН, СИЛИКОНОВОЕ МАСЛО, ДОДЕКАН) В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Банникова И.А.¹, Зубарева А.Н.², Уваров С.В.¹, Наймарк О.Б.¹, Уткин А.В.²

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

²Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

malgacheva@icmm.ru

Экспериментально исследовались жидкости, имеющие различные молекулярные цепочки и коэффициент вязкости. Жидкости нагружались двумя методами: с помощью электрического взрыва проводника (ЭВП) [1] и взрывного генератора (ВГ) [2]. Основным методом исследования релаксационных свойств и разрушения сред является регистрация волновых фронтов [2,3]. Он включает в себя импульс сжатия, инициируемый, например, ударником в исследуемую среду и регистрацию скорости свободной поверхности при выходе на нее результирующего импульса с помощью доплеровской интерференционной системой VISAR [3]. Типичная зависимость скорости свободной поверхности от времени для жидкостей включает в себя пластический фронт, фронт разрежения и реверберации в откольной пластине после формирования откольного импульса [3]. Анализ профиля скорости свободной поверхности позволяет найти величину растягивающих напряжений [2,3] действовавших в образце в момент начала разрушения: $P_s = 0.5\rho_0 c_0 (V_0 - V_{\min})$, где V_0 – максимальная скорость волны сжатия и $V_{\min}$ – скорость поверхности перед выходом на нее фронта откольного импульса. Амплитуда нагружения и скорость деформации задавались в основном толщиной образца (ВГ) или положением датчика измерения скорости свободной поверхности от места инициирования ЭВП. Установлено, что откольная прочность воды сильно ($15 \div 35$ МПа) зависит от скорости деформации ($2 \times 10^4 \div 5 \times 10^4$ 1/с, ЭВП), в отличие от данных [4] – при более высоких значениях скорости деформации (ВГ) при той же начальной температуре (20 °С). Откольная прочность глицерина степенным образом зависит от скорости деформации и увеличивается от 30 до 120 МПа при снижении температуры (ЭВП – 25 °С, ВГ – 18.5 и 6.5 °С). В отличие от воды и глицерина откольная прочность силиконового масла (37.9 ± 1.2 МПа, $3.6 \times 10^4 \div 12.7 \times 10^4$ 1/с, 18 °С) оставалась постоянной и не зависела от скорости деформации. Из всего ряда исследуемых жидкостей выделяется компонента керосина – додекан (15 °С), откольная прочность этой жидкости уменьшалась (от 35 до 25.5 МПа) с увеличением скорости деформации ($6 \times 10^4 \div 16 \times 10^4$ 1/с) и имела значение ~25 МПа при 1.9×10^4 1/с.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №16-31-00283.

1. Банникова И.А., Уваров С.В., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. Экспериментальное исследование неньютоновских свойств воды в условиях электровзрывного нагружения // ПЖТФ. – 2014 – Т. 40. – №17. – С. 87-93.
2. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортков В.Е. Экспериментальные профили ударных волн в конденсированных веществах. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008. – 248с.
3. Банникова И.А. и др. Метастабильные состояния, релаксационные механизмы и разрушения жидкостей при интенсивных воздействиях // Физическая мезомеханика. – 2016. – Т. 16. – №3. – С. 69–77.
4. Богач А.А., Уткин А.В. Прочность воды при импульсном растяжении // ПМТФ. – 2000. – Т. 41. – № 4. – С. 198-205.

МЕХАНИЗМЫ ФРАГМЕНТАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭВП В ЖИДКОСТИ

Банникова И.А., Наймарк О.Б., Уваров С.В.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН,
Пермь, Россия
malgacheva@icmm.ru*

Экспериментально исследовалась фрагментация трубчатых образцов (керамика Al_2O_3 , высотой ~ 15 мм, внутренним радиусом 3.9 мм и толщиной $d = 2$ мм) методом электрического взрыва проводника (ЭВП) в жидкости в «условиях сохранения». Образец с коаксиальным проводником устанавливался вертикально в центре цилиндрической кюветы, на дне которой закреплялась пленка для сбора фрагментов из жидкости. Количество фрагментов менялось от 1600 до 4800 штук в зависимости от изменения удельной энергии нагружения $w \sim 4 \div 23$ Дж/г. Образец фрагментировался на крупные и мелкие объекты с характерными размерами $d^* \geq d$ и $d^* < d$, условно называемыми 2D и 3D фрагментами. Анализ статистических распределений фрагментов по размеру [1] установил наличие различия в механизмах формирования 2D и 3D фрагментов. Последующая реконструкция и анализ видеосъемки («ВидеоСпринт», частота съемки 5000 кадр/с) разрушения трубки показали, что 2D фрагменты сформировались в результате радиального растяжения трубки ЭВП. Этот механизм согласуется с моделью Мотта [2] по фрагментации тонких оболочек, когда распределение фрагментов зависит только от интенсивности нагружения [3,4]. В случае описания механизма 3D фрагментов проводился анализ всех поверхностей 2D фрагмента с помощью интерферометра профилометра New View 2000 и оптического микроскопа HIROX KH-7700, и исследовалась начальная пористость образца на различном увеличении. Показано, что распределение 3D фрагментов по размерам имеют области согласования с распределением начальной пористости пор в сечении по площади и распределением площади сечений по высоте поверхности разрушения 2D фрагментов, которые показывают, что формирование 3D фрагментов связано не только со структурой образца. Выявлено, что края 2D фрагментов с внутренней и внешней стороны трубки испещрены микротрещинами (вдоль высоты трубки), образовавшимися в момент разрушения трубки. Похожий процесс динамического распространения трещины наблюдался в образцах из ПММА в работах [5]. Увеличение нагрузки обеспечивает переход от распространения одиночной трещины к ветвлению трещин и, соответственно, к разделению материала на фрагменты, от поверхностей разрушения 2D фрагментов к формированию 3D фрагментов.

1. Банникова И.А. Уваров С.В., Наймарк О.Б. Экспериментальное исследование автомодельных закономерностей разрушения керамик при ударно-волновом нагружении // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2015. – №3. – С. 25-37.
2. Mott N. Fragmentation of shell cases // Proc. Royal Soc. – 1947. – V. 189(1018). – P. 300-308.
3. Mott N.F. A theory of the fragmentation of shells and bombs // Ministry of Supply. Past 3. – 1943. – No. A.C.4035. – P. 1-51.
4. Грязнов Е.Ф. и др. Морфология разрушения цилиндрических оболочек на волновой стадии // Проблемы прочности. – 1984. – №8. – С 89-92.
5. Naimark O., Uvarov S. Nonlinear crack dynamic and scaling aspect of fracture (experimental and theoretical study) // Int. J. Fracture. – 2004. – V. 128. – P. 285-292.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НОРМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН В ЦИРКОНИЕВОМ СПЛАВЕ

Корнева М.А., Стариков С.В., Смирнова Д.Е.

*Объединенный Институт Высоких температур РАН,
Москва, Россия,
starikov@ihed.ras.ru*

Цирконий и его сплавы являются важными конструкционными материалами в промышленности. Тем не менее, особенности фазовых переходов и структурных изменений при различных внешних воздействиях (нагрев и механическая нагрузка) остаются изученными не полностью. В данной работе разрабатывается молекулярно-динамическая модель циркония и сплава Zr–Nb. На основе квантовых расчет был разработан новый межатомный потенциал, способный описывать как чистый цирконий, так и указанный сплав, в широком диапазоне давлений и температур. Для создания потенциала применялся метод “согласование по силе”, который позволяет конструировать потенциалы без использования эмпирических данных. Разработанный межатомный потенциал позволяет применить метод молекулярной динамики для моделирования явлений, происходящих в сплавах Zr–Nb с различной концентрацией ниобия. Установлено, что потенциал дает возможность для моделирования структуры и свойств ряда фаз циркония: ГПУ α -Zr, ОЦК β -Zr, гексагональной ω -Zr. Разработанная модель также позволяет моделировать ОЦК и ГПУ сплавы Zr–Nb. Представлены результаты тестирования разработанного потенциала путем расчета параметров решетки кристаллических фаз системы Zr–Nb, упругих модулей, энергий образования дефектов, температур плавления, коэффициентов самодиффузии. Полученные результаты хорошо согласуются с опубликованными экспериментальными данными. В частности, показано, что самодиффузия в ГПУ цирконии осуществляется через диффузии вакансий, тогда как самодиффузия в ОЦК цирконии реализуется за счет диффузии междоузельных атомов.

Разработанная атомистическая модель была использована для исследования нормального роста зерен в цирконии и сплавах Zr–Nb. Напрямую были рассчитаны энергии активации миграции границы зерна при различном содержании ниобия. Данные результаты были использованы в моделировании нормального роста зерен с помощью метода фазового поля. Указанный метод моделирования заключается в описании вещества с помощью нескольких полей, таких как: температура; концентрации легирующих элементов (для сплава); фазовое поле параметра порядка. Для температуры и концентрации элементов используются уравнение теплопроводности и диффузионное уравнение с учетом химического фактора. Использование поля параметра порядка дает возможность напрямую описывать процесс нормального роста зерна, а также моделировать образование и рост вторичной кристаллической фазы в первичной фазе.

Такая связка различных моделей позволяет реализовать многомасштабный подход в материаловеденье, когда методами моделирования и теоретической физики совместно решаются подзадачи на различных временных и пространственных масштабах. Кооперация таких методов (квантовые расчеты, атомистическое моделирование, и теория фазового поля) может позволить предсказать поведение конструкционных материалов практически без привлечения экспериментальных данных, которые в этом случае могут быть использованы для верификации всей модели.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КРЕМНИЙ СОДЕРЖАЩИХ ФАЗ ПРИ ВВЕДЕНИИ РАЗЛИЧНЫХ МОДИФИКАТОРОВ В РАСПЛАВ СИЛУМИНА

Казанцева Л.А.¹, Попова Н.А.², Курзина И.А.¹

¹Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск, Россия
kazantseva2911@mail.ru

Силумины является основой большинства современных алюминиевых литейных сплавов, легирующим элементом которых является кремний. Структурные особенности Si-содержащих фаз существенно влияют на эксплуатационные характеристики материала. Наиболее перспективным способом в повышении функциональных свойств конструкционных материалов является – модифицирование, т.е. введение модифицирующей смеси в расплав.

В работе исследовался сплав марки АК7ч (химический состав по ГОСТ 1583-93), полученный при введении в расплав 0,2 масс.% промышленного модификатора K_2ZrF_6 . Для изучения структурно-фазового состава Al–Si образцов использовали просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ).

В работе [2] показаны результаты рентгенофазового анализа, растровой электронной микроскопии. Установлено, что структура сплава АК7ч, полученного при введении K_2ZrF_6 , представляет собой α -твердый раствор на основе Al, по которому распределены выделения β -Si фазы различной формы и размера, и крупные кристаллы Fe-содержащих фаз α -(Al_2FeSi) и β -(Al_5FeSi) [2, 3].

Более подробные исследования микроструктуры модифицированного сплава АК7ч с помощью ПЭМ показали, что β -Si фаза характеризуется преимущественно пластинчатой формой (рис.1).

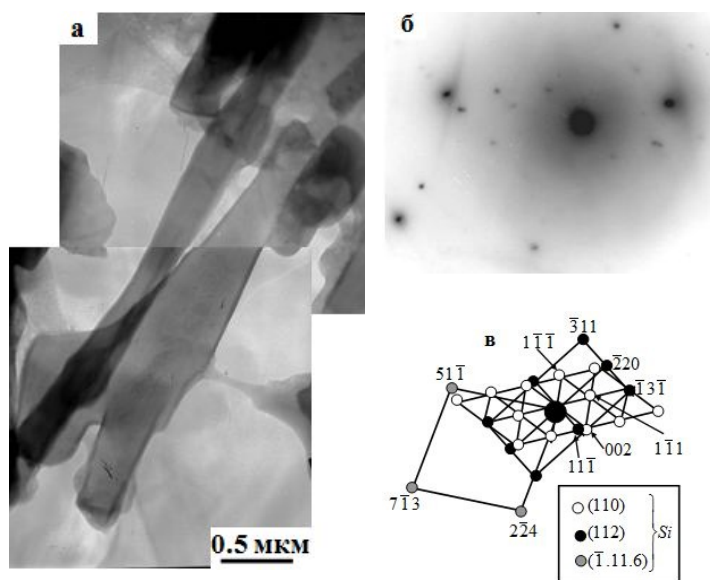


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение сплав АК7ч+ K_2ZrF_6 : а – светопольное изображение; б – микродифракционная картина, участка (а), в – её индцированная схема

1. A.P. Zyкова, L.A. Kazantseva, I.A. Kurzina, V.Kh. Dammer, A.V. Chumaevaskii. Influence of the Modifying Ability of Various Compositions on the Microstructure and Properties of the AK7ch Alloy // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2015, Vol. 56, No. 6, pp. 593–598.
2. A.P. Zyкова, L.A. Kazantseva, I.A. Kurzina. The effect of ultrafine powders on the structural formation processes and mechanical properties of Al–7%Si alloy // AIP Conference Proceedings, 2016, pp. 3–7.

ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В NiTi ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИИ

Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Лунев А.Г., Мейснер Л.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия

poletm@ispms.tsc.ru

При эксплуатации сплавов NiTi в качестве функциональных материалов в медицине возникает механическая усталость. Одной из причин механической усталости считают развитие при механоциклировании процессов макролокализации деформации. В результате может происходить разделение материала на области с различными механическими свойствами – каналы локализованного мартенситного превращения, разделенные областями материала в аустенитном состоянии. В настоящей работе проводили сравнительное исследование закономерностей локализации деформации при циклическом нагружении образцов сплава NiTi с различным состоянием поверхности: (i) исходные полированные и (ii) с защитным поверхностным слоем, обладающим повышенными эксплуатационными свойствами.

Поверхность образцов сплава Ni_{50,6}Ti_{49,4} в рекристаллизованном состоянии легировали Zr с помощью ионно-пучковой обработки на имплантере «ДИАНА-3» с применением импульсных пучков ионов с флюенсом $D = 1.3 \times 10^{17} \text{ см}^{-2}$. Циклирование образцов в аустенитном состоянии проводили по схеме одноосного знакопеременного нагружения со скоростью $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре на испытательной машине LFM-125, снабженной автоматизированным комплексом ALMEC-tv для анализа цифровых спекл-изображений (разработан в ИФПМ СО РАН). Для структурных исследований деформированных образцов использовали методы ОМ, РЭМ, ПЭМ на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

Показано, что для исходного сплава NiTi отклонение от упругого характера нагружения сопровождается периодическим возникновением зон локализованного мартенситного превращения, представляющих группы зерен, благоприятно расположенных к полю напряжений. К концу 1 цикла формируются мезополосы под углами 45–60° к оси растяжения. В ходе дальнейшего циклирования накопление деформации носит анизотропный характер: формируются каналы локализованной мартенситной деформации шириной около 1 мм, между которыми возможно сохранение областей непревращенных зерен. Наблюдается неустойчивость петли механического гистерезиса, свидетельствующая о росте внутренних напряжений, а в дальнейшем к деградации свойств материала в мартенситных каналах и зарождению усталостных трещин.

Для образцов NiTi с ионно-модифицированной поверхностью характерна иная картина макролокализации деформации. Показано, что наличие упрочненного поверхностного слоя изменяет механизм деформации приповерхностного слоя, создает условия для эстафетного механизма передачи деформационного мартенситного сдвига от зерна к зерну в направлении распространения фронта мартенситного превращения. К концу 1 цикла нагружения мартенситная деформация охватывает весь образец, формируется мезоскопически однородный поверхностный рельеф. К 5 циклу почти в 2 раза увеличивается максимальное напряжение, происходит существенное сужение циклической петли, уменьшается остаточная деформация, формируется устойчивый механический гистерезис.

Обсуждаются механизмы, обеспечивающие более однородный характер развития мартенситного превращения в сплавах NiTi с модифицированной поверхностью.

ВЛИЯНИЕ γ -ФАЗЫ НА ВЕЛИЧИНУ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Co}_{38}\text{Ni}_{33}\text{Al}_{29}$

Ефтифеева А. С., Осипович К. С., Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,

Томск, Россия

anna_eftifeeva@rambler.ru

Ферромагнитный сплав CoNiAl , испытывающий термоупругое B2-L1_0 мартенситное превращение (МП), относится к интерметаллидам с памятью формы. Большой интерес к этим материалам обусловлен их особыми свойствами: повышенная температура плавления, высокая химическая стойкость, низкая плотность, большие обратимые деформации при проявлении механического и магнитного эффекта памяти формы, сверхэластичности. Вместе с тем, высокая хрупкость интерметаллидных соединений не позволяет широко применять данный сплав. Решение проблемы повышения пластичности в сплаве CoNiAl – выделение небольшого количества низкопрочной γ -фазы (оптимальная объемная доля $f \sim 20\%$). С одной стороны, пластичность и прочность возрастают с увеличением f γ -фазы. С другой стороны, обратимая деформация, связанная с термоупругим МП, уменьшается с ростом f γ -фазы.

До настоящего времени исследования по влиянию различной f γ -фазы в сплаве CoNiAl на двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) не проводились. Поэтому цель данной работы – исследовать влияние объемной доли γ -фазы на ДЭПФ вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления в монокристаллах сплава $\text{Co}_{38}\text{Ni}_{33}\text{Al}_{29}$ после термомеханической обработки (ТМО) в мартенситном состоянии.

Образцы с различной объемной долей γ -фазы $f = 2\%$ (минимальная f), $f = 11\%$ (средняя f), $f = 15\%$ (максимальная f) получены за счет закалки от 1613 К в воду комнатной температуры и гомогенизации при 1623 К, 8,5 ч с последующей закалкой в воду комнатной температуры. Крупные частицы γ -фазы, не зависимо от объемной доли, имеют размер около $d = 100$ мкм. ДЭПФ вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления не реализуется в образцах после закалки и гомогенизации с двухфазной ($\text{B2}+\gamma$)-структурой.

Впервые для наведения ДЭПФ в монокристаллах CoNiAl с различной объемной долей γ -фазы использовали ТМО в мартенситном состоянии при 398 К, 1 ч под сжимающей нагрузкой 450–500 МПа, приложенной перпендикулярно $[001]_{\text{B2}}$ -направлению. Исследование ДЭПФ проводили при термоциклировании в свободном состоянии. Экспериментально показано, что данная ТМО является эффективной обработкой для наведения ДЭПФ. После ТМО во всех образцах, не зависимо от f , вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления реализуется ДЭПФ за счет внутренних растягивающих полей напряжений, возникающих на $\text{B2-}\gamma$ межфазной границе и действующих вдоль $[001]_{\text{B2}}$ -направления. Однако величина обратимой деформации при ДЭПФ $\epsilon_{\text{ДЭПФ}}$ и температура начала прямого МП M_s зависят от f : чем больше f , тем меньше $\epsilon_{\text{ДЭПФ}}$ и выше M_s . Такая закономерность связана с тем, что γ -фаза не испытывает МП в отличие от B2 -матрицы.

Экспериментально показано, что в образцах с минимальной и средней f реализуется ДЭПФ с максимальной величиной обратимой деформации: $\epsilon_{\text{ДЭПФ}} = 4,5\%$ и $\epsilon_{\text{ДЭПФ}} = 5,0\%$, соответственно. В отличие от обратимой деформации, температура M_s увеличивается с ростом объемной доли γ -фазы: $M_s = 147$ К (минимальная f) и $M_s = 311$ К (средняя f). Максимальная f приводит к подавлению ДЭПФ за счет релаксации внутренних напряжений на $\text{B2-}\gamma$ границе. Величина $\epsilon_{\text{ДЭПФ}}$ в этом случае составляет менее 1 % и ДЭПФ реализуется при высоких температурах $M_s = 317$ К.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, № 16-08-00179.

ULTRAFINE-GRAINED BIOINERT ALLOYS ON BASE OF Ti, Zr AND Nb: PRODUCTION, MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND THERMAL STABILITY

Eroshenko A.Yu.¹, Sharkeev Yu.P.^{1,2}, Epple Matthias³, Prymak Oleg³,
Zeming Sun⁴, Qifang Zhu⁴, Glukhov I.A.¹,
Mairambekova A.M.⁵

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

³*University of Duisburg Essen Institute of Inorganic Chemistry,
Essen, Germany*

⁴*General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing, China*

⁵*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

sharkeev@ispms.tsc.ru

The complex experimental results of investigation of microstructure, phase composition, mechanical properties and thermal stability of bioinert titanium, niobium and zirconium-based alloys in ultrafine-grained state are represented. Commercially pure VT1-0 and binary low-modulus Ti–40 wt.%Nb (Ti40Nb) and 1 wt.% niobium-alloyed zirconium (Zr1Nb) alloys were chosen as study material. The ultrafine-grained structure was produced by two-stage severe plastic deformation (SPD). SPD method included the multiple abc-pressing and multi-pass rolling in grooved rolls at room temperature and further pre-recrystallizing low-temperature annealing.

The ultrafine-grained structure with average structural elements size of 0.3 μm is formed in alloys as a result of two-stage SPD. Such structure provides high level of mechanical properties (ultimate strength, yield point, fatigue strength and microhardness) while elastic modulus initial level retains.

The experimental data of thermal stability and mechanical properties (on the example of microhardness) of ultrafine-grained state for Ti40Nb and Zr1Nb in the temperature range of 300–700°C for time range of 1–360 hours were obtained. Same data were obtained for the titanium VT1-0 in the temperature range of 300–850°C for time range of 1–1440 hours.

The Ti40Nb alloy annealing at 350°C and 400°C in the range of 1–360 hours does not lead to a change of ultrafine-grained structure character and growth of the structural elements of the matrix β -phase and α -phase with increasing of nonequilibrium ω -phase size. Heating at 350°C during 120 hours does not change mechanical properties of Ti40Nb alloy. Ultrafine-grained structure of Zr1Nb alloy is represented by the matrix α -Zr phase and β -Nb particles. This ultrafine-grained structure is stable during annealing at 400°C up to 10 hours with retaining of reached at severe plastic deformation microhardness level. The stability of ultrafine-grained state for α -titanium VT1-0 is retained at the temperature of 350°C during 120 hours and at the temperature of 300°C during 1440 hours.

At temperatures above 500°C for all the alloys there is a tendency to intensive growth of the structural elements size and a significant microhardness decrease with ultrafine-grained structure transformation to fine-grained state.

The practical applications of investigated alloys are considered.

The investigation was financially supported by Fundamental Scientific Research Program, RAS for 2013-2020, Presidium RAS, Program 35.

СТАТИСТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ГРАНИТА ПРИ СЖАТИИ

Давыдова М.М., Пантелеев И.А., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

davydova@icmm.ru

Исследование статистических закономерностей фрагментации образцов (50×50×100 мм) Мансуровского гранита осуществлялось в условиях одноосного квазистатического сжатия на электромеханическом прессе Zwick/Roel Z250 при комнатной температуре и скорости нагружения 0.02÷0.2 мм/мин. По результатам взвешивания фрагментов разрушенных образцов на электронных весах HR-202i строилась кумулятивная дополнительная функция распределения фрагментов по массе. Крупные фрагменты взвешивались индивидуально, а мелкие просеивались через систему сит с размером ячейки 0.315÷15 мм. Количество фрагментов в ситах составляло 1÷15000, а масса фрагментов 3÷4.5×10⁻⁵ г соответственно. Кумулятивная функция распределения фрагментов по массе хорошо ($R^2 > 0.95$) описывается степенным законом. В тоже время распределение количества фрагментов по ситам имеет особенность для размера ячейки сита 1.1 мм (рис.1).

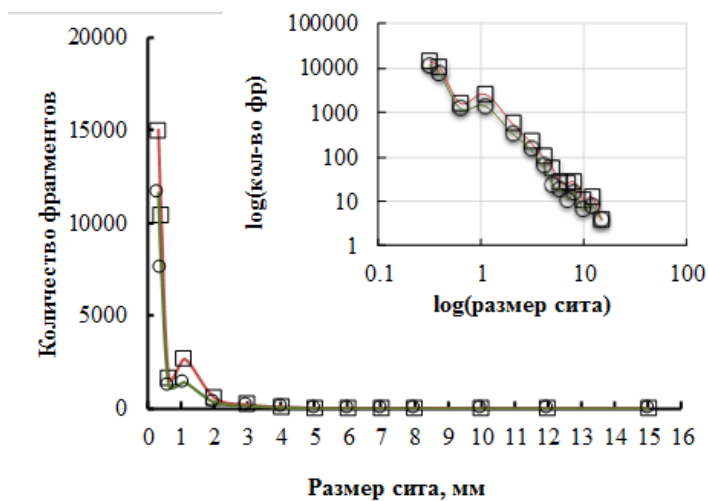


Рис.1. Распределение «количество фрагментов – размер ячейки сита»

На вставке показано тоже распределение, но в логарифмических координатах. Для объяснения этой особенности были проведены следующие исследования структуры гранита: 1) микропетрографический анализ по шлифу; 2) гранулометрический анализ по шлифу; 3) рентгенотомографическое (компьютерная томография). Последняя позволяет сделать заключение, что разрушение Мансуровского гранита носит как межзеренный так и трансзеренный характер. Петрографический анализ показал, что главные породообразующие минералы представлены плагиоклазами кислого состава (25–30%), калиевым полевым шпатом (КПШ) (25–27%), кварцем (25–30%) и амфиболами (10%). По результатам гранулометрического анализа были определены размеры зерен: плагиоклаз – 0.25÷0.5 мм; КПШ – 0.5÷1.0 мм; кварц 0.1÷0.25 мм; амфиболы – 0.1÷0.25. Кроме того было исследовано изменение формы фрагментов от сита к ситу по фотографиям. Форма фрагментов характеризовалась величиной $C = 4\pi \times [\text{площадь}] / [\text{периметр}]^2$ (1 характеризует идеальный круг). С уменьшением размера ячейки сита C возрастает от 0.4 до 0.8. Это может быть свидетельством того, что на малых масштабах фрагментация определяется структурой материала, в частности, зернами КПШ, размер которых порядка 1 мм.

ВЛИЯНИЕ БОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНОКРИСТАЛЛАХ FeNiCoAlTa С ТЕРМОУПРУГИМ γ - α' МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

Реунова К.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Россия, г. Томск,
reunova.ksenya@mail.ru

На [001]- и [123]-монокристаллах сплава Fe-28%Ni-17%Co-11.5%Al-2.5%Ta (ат. %) исследовано влияние бора концентрацией 0,05 ат. % на механические и функциональные свойства при термоупругом γ - α' мартенситном превращении (МП), после старения в течение 30 минут при $T = 973$ К при деформации растяжением. Экспериментально установлено, что при старении в течение 30 минут при $T = 973$ К в данном сплаве происходит выделение дисперсных частиц γ' -фазы размером $d \leq 5$ нм, атомноупорядоченных по типу L1₂. Легирование бором приводит к уменьшению размера частиц до $d \leq 3$ нм. При данном размере частиц температуры МП в кристаллах с бором и без бора лежат ниже жидкого азота.

Показано, что температурная зависимость осевых напряжений $\sigma_{0,1}(T)$ в кристаллах с бором и без бора имеет вид характерный для сплавов испытывающих МП под нагрузкой и состоит из двух стадий. Первая стадия при $77 \text{ К} < T < M_d$ связана с образованием МП под нагрузкой и описывается соотношением Клапейрона–Клаузиуса:

$$d\sigma_{0,1}/dT = -\Delta H / \varepsilon_0 T_0, \quad (1)$$

здесь ΔH – изменение энтальпии при γ - α' МП; ε_0 – деформация решетки, которая зависит от ориентации кристалла; T_0 – температура химического равновесия γ - и α' -фаз. Вторая стадия при $T > M_d$ связана с пластической деформацией высокотемпературной фазы. Величина $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$, $T(M_d)$, $\sigma_{0,1}(M_d)$ и $\varepsilon_{с3}$ зависят от ориентации кристалла в соответствии с соотношением Клапейрона–Клаузиуса (таблица). Установлено, что бор концентрацией 0,05 ат. % приводит к понижению M_s и M_d , к параллельному сдвигу кривых в область низких температур, что коррелирует с величиной $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$ в кристаллах одной ориентации, и не приводит к упрочнению высокотемпературной фазы. При температуре выше M_d напряжения в кристаллах с бором и без бора оказываются близкими.

Сплав	Ориентация	$T(M_d)$, К	$\sigma_{0,1}(M_d)$, МПа	$\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$, МПа/К	ε_0 , %	$\varepsilon_{с3}$, %
Ta	[001]	270	840	2,5	8,7	9,2
TaB	[001]	215	910	2,5	8,7	7,4
Ta	[123]	205	995	4,2	5	1,8
TaB	[123]	77	845	-	5	-

Максимальная величина СЭ $\varepsilon_{с3} = 9,2$ % обнаружена в [001]-кристаллах без бора, и по величине превышает теоретическую величину деформации решетки $\varepsilon_0 = 8,7$ % для данной ориентации при γ - α' МП, что связано с развитием упругого двойникования по (110)-плоскостям в α' -мартенсите. В [123]-монокристаллах без бора $\varepsilon_{с3}$ не достигает теоретического значения деформации решетки ε_0 , что связано с разрушением кристаллов раньше, чем они достигнут значений ε_0 . При легировании бором СЭ в [001]-кристаллах уменьшается до $\varepsilon_{с3} = 7,4$ %, а в [123]-монокристаллах $\varepsilon_{с3}$ не обнаружена, что связано с влиянием бора на понижение температуры M_s (таблица).

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00012).

ДИНАМИЧЕСКИЕ СМЕЩЕНИЯ АТОМОВ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Хон Ю.А., Каминский П.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
Томск, Россия,
khon@ispms.tsc.ru*

Состояние поверхности твердых тел определяет ход многих практически важных процессов, таких как начало перехода к неупругой (обратимой и необратимой) деформации, зарождение и накопление микротрещин при различных условиях деформирования. Одной из причин является неустойчивость поверхности твердого тела относительно возмущений её формы под действием приложенной нагрузки, приводящей к локализации деформации [1–3]. Считается, что неустойчивость развивается за счет диффузионного массопереноса с коэффициентом диффузии, зависящим от локального значения кривизны поверхности. При этом механизме плоская поверхность упруго напряженного твердого тела эволюционирует в сторону образования глубоких канавок и валов. Чем глубже канавки, тем они острее, тем быстрее протекает массоперенос.

На самом деле кроме канавок и валов на поверхности нагруженных образцов в ряде случаев наблюдается образование бугорков [4]. Бугорки образуются в самом начале области неупругой деформации, когда упруго-диффузионная неустойчивость ещё не развивается. Отличительная особенность образующегося при малых нагрузках рельефа состоит в том, что время жизни бугорков конечно. В рамках существующих моделей и механизмов, основанных на учете только термически активируемых смещений (фонон-фононного механизма релаксации), происхождение бугорков до сих пор остается не ясными. Должны быть другие механизмы локализации деформации в поверхностном слое нагруженного твердого тела.

В докладе предложено учитывать влияние электронной подсистемы в деформируемом твердом теле на процессы релаксации неравновесной системы. Учет механизма электрон-электронного взаимодействия приводит к возможности возбуждения динамического ближнего порядка [5] и динамических смещений атомов (атермической моды деформации).

Рассматривается полубесконечный однородный изотропный однокомпонентный образец, который деформируется одноосным растяжением. Вводятся два параметра порядка, описывающие искривление формы поверхности за счет возбуждения динамических и термически активируемых смещений. Получена система уравнений, описывающих эволюцию системы. Проведен анализ возможных типов решений для параметров порядка. Показано, что образующиеся короткоживущие бугорки могут быть затухающими автосолитонами – неравновесными локализованными состояниями нелинейной системы. Обсуждены условия их возбуждения.

1. R.J. Asaro, W.A. Tiller, Metall. Trans. **3**, 1789 (1972).
2. M.A. Grinfeld, Sov. Phys. Dokl. **31**, 831 (1986).
3. D.J. Strolovitz, Acta Metall. **37**, 621 (1988).
4. С.Н. Журков, В.Е. Корсуков, А.С. Лукьяненко и др. Письма в ЖЭТФ, **51**, 324-326 (1990).
5. В.Е. Егорушкин, Н.В. Мельникова, ЖЭТФ **103**, 214-226 (1993).

TEM INVESTIGATION OF THE PHASE TRANSITION IN COATINGS ON THE BASIS Zr–Y–O

Fedorischeva M.^{1,2}, Kalashnikov M.^{1,2}, Sergeev V.^{1,2}, Bozhko I.^{1,2}

¹*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk, Russia*

²*National Research Tomsk Polytechnic University, Tomsk, Russia*

fed_mv@mail.ru

Ceramics on the basis of Zr holds the leading place among fire-resistant constructional materials as it retains high mechanical properties up to 0.8–0.9 of the melting temperature of 3173 K. That is why ZrO₂ coatings are mainly used as thermal barrier coatings in hot turbine sections and other engine units.

A special attention is paid to reversible martensitic transformations in metal alloys (the so-called transformational conversion) due to the potential of their practical use in many fields of science, technology, medicine and industry. These alloys belong to the group of the so-called "smart" functional materials, as they allow controlling their behavior. These are transformation-hardening materials which are widely used in engineering practice as structural materials. The majority of such ceramic materials are developed on the basis of zirconium dioxide that is partially stabilized in the tetragonal phase. The tetragonal phase is capable of a monoclinic martensitic phase transition. The phase transition is accompanied by development of the shear and volume strain, stress relaxation, and closure of surface cracks. The hardening effect can result in ceramic materials with the strength properties (fracture toughness and strength) comparable to that of structure materials.

The paper deals with investigation of change in grain structure, grain and interphase boundaries, structure and phase composition during heating mode «in-situ» in the microscope column and followed by thermoelastic phase transition in the multi-layer coating based on Si–Al–N / Zr–Y–O in ZrO₂ layer.

The structural-phase state of the surface layers of the copper substrate was investigated by transmission electron microscopy (TEM) using the JEM-2100 microscope (Jeol Ltd., Japan) at temperature 900°C. Foils were prepared by the «cross-section» method using the ION SLISER-EM-09100IS installation (Jeol Ltd., Japan). The elemental composition of the coatings was determined by energy dispersive X-ray (MRSA) using the INCA-Energy microanalyzer (EDX) (Oxford Instruments) with the built-in SEM LEO EVO-50XVP

By SEM and TEM it has been established that coatings on the basis of Zr–Y–O produced by the magnetron sputtering methods have a nanograin column structure where the columns are spread through the entire coating thickness.

In the initial state layers on the basis of Zr–Y–O are two-phase and consist generally of the tetragonal phase ZrO₂ with a small amount of monoclinic one.

At heating layer in a column of TEM in the "in-situ" mode we can observe: 1) turns of grains of the main phase together with change in the angle of disorientation crystallographic planes, 2) martensitic transition of the tetragonal phase to the monoclinic 3) modification of grain boundaries– their total length increases, the form of grains changes, in initial column grains there are cross boundaries, i.e. there is a process of fragmentation of grains.

The work was supported within the scope of the basic scientific research of state academies of sciences for 2013-2020 and Grant No 16-48-700198 from the Russian Foundation for Basic Research..

МОНИТОРИНГ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДЕФЕКТОВ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ КВАЗИХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Пантелеев И.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук,
Пермь, Россия
pia@icmm.ru*

Целью данной работы является разработка метода диагностики предельного состояния деформируемых структурно-неоднородных материалов и формулировка критерия перехода объекта контроля от стадии дисперсного накопления повреждений к стадии формирования очага макроразрушения. В настоящее время существует большое количество критериев предельного состояния объекта контроля, основанных на непрерывном анализе данных акустической эмиссии (АЭ). Преобладающее большинство критериев не содержит в своей основе каких-либо физических гипотез о закономерностях накопления повреждений в объекте контроля, закономерностях зарождения и развития дефектов различного типа, того или иного масштабного уровня. Исключением является концентрационный критерий разрушения и критерии, основанные на гипотезе о том, что процесс дисперсного накопления повреждений является стационарным пуассоновским процессом. В связи с этим задача разработки физически обоснованного критерия предельного состояния объекта контроля является до сих пор актуальной.

В основе данного исследования лежит представление о том, что формирование очага макроразрушения в структурно-неоднородных квазихрупких материалах является следствием взаимодействия дефектов (микротрещин) различных масштабных уровней, приводящем к их слиянию и укрупнению. Была принята гипотеза о том, что коллективное поведение ансамбля дефектов (их взаимодействие) в структурно-неоднородных материалах при их деформировании должно проявляться в виде корреляции данных акустической эмиссии, зарегистрированной в различных частях деформируемого образца.

Проведена серия экспериментов по квазистатическому деформированию образцов двух различных материалов: мрамора и стекловолоконного тканого ламината, с непрерывной беспороговой записью акустической эмиссии. В качестве меры корреляции выбрана спектральная мера когерентности. Мера когерентности оценивалась для ширины мультифрактального спектра и носителя спектра, реализующего его максимум, вычисленных в скользящем временном окне для сигналов акустической эмиссии, зарегистрированных по каждому из каналов.

В результате проведенных исследований показано, что процесс подготовки макроразрушения образцов мрамора и стекловолоконного ламината сопровождается синхронизацией статистических свойств непрерывной акустической эмиссии в выделенных частотных интервалах, ширина которых растет по мере приближения к моменту разрушения. На основе изменения усредненной по частотам спектральной меры когерентности сформулирован критерий начала стадии взаимодействия дефектов в квазихрупких деформируемых материалах.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 16-41-590779-р_урал_а, грант № 17-05-00720_а).

ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТА ПАДЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СПЛАВА АМГ6 С РОСТОМ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ

Билалов Д.А., Соколов М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В.,
Оборин В.А., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
ledon@icmm.ru

Работа посвящена теоретическому и экспериментальному изучению поведения сплава АМг6 при динамическом нагружении. Был поставлен и проведён эксперимент по пробиванию преград из исследуемого материала. Преграды представляли собой цилиндры диаметром 2 см и толщиной 5–10 мм. Пробивание происходило путём выстрела по мишеням из газовой пушки ударником (цилиндр, диаметром 5 мм и длиной 5 см). Снаряд пробивал образец, выбивая из него «пробку». В ходе испытаний в режиме реального времени на тыльной поверхности преград регистрировалась температура. Измеренная температура в зоне интенсивной локализации пластической деформации варьируется от 100 до 400 °С.

Для численного анализа была построена математическая модель на базе широкодиапазонных определяющих соотношений [1], которая имеет 8 констант: модуль Юнга, коэффициент Пуассона, теплоёмкость, три кинетических коэффициента, критическое значение интенсивности тензора плотности микродефектов (тензор-значный параметр поврежденности, см. [1]) и характерную температуру. В модели учитывается эффект падения прочностных характеристик сплава АМг6 с ростом температуры деформирования. Упругие константы были взяты из [2]. Кинетические коэффициенты и критическое значение параметра поврежденности были идентифицированы путём решения задачи минимизации невязки между экспериментальной [3] и теоретической диаграммами деформирования. Параметр характерная температура, отвечающий за падение прочности с ростом температуры, был идентифицирован на примере данных [2] о падении прочности и верифицирован по данным [4] об изменении предела текучести в зависимости от температуры и скорости деформации.

После идентификации параметров уравнения были успешно применены для моделирования процесса пробивания преград. Получено хорошее соответствие расчётов с данными эксперимента по пробиванию.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проекты № 16-48-590534-р_а, 16-41-590892-р_а, 17-08-00905_а).

1. Наймарк О. Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45–72.
2. Фролов К.В. Машиностроение. Энциклопедия. Том II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. – М.: Машиностроение, 2001. – 880 с.
3. Скрипняк Н.В. Динамика разрушения алюминий-магниевого сплава АМг6 // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – № 6.
4. Глушак Б.Л., Игнатова О.Н., Пушков В.А., Новиков С.А., Гирин А.С., Силицын В.А. Динамическое деформирование алюминиевого сплава АМг-6 при нормальной и повышенной температурах // Прикладная механика и техническая физика. – 2000. – Т. 41, № 6. – С. 139–143.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ ДЕФЕКТОВ

Соковиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В.,
Наймарк О.Б.

ИМСС УрО РАН, Пермь, Россия
sokovikov@icmm.ru

Изучались неустойчивость и локализация пластической деформации пластического деформирования при динамическом нагружении. Исследования процесса деформирования на стержне Гопкинсона – Кольского с помощью инфракрасной камеры образцов специальной формы [1] в режиме реального времени указывают на то, что значения температур в областях локализации пластической деформации не превышают $\sim 90^{\circ}\text{C}$ для сплава АМг6, рис.1.

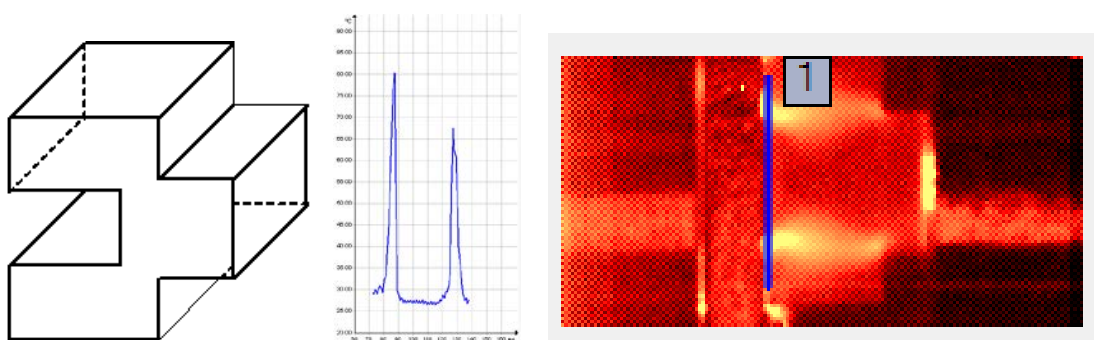


Рис.1. Образец для испытаний, распределение температуры по координате перпендикулярно области сдвига и инфракрасное изображение в процессе деформирования, материал АМг6

Проведено изучение пробивания преграды из стали 25ХНЗМФС в виде формирования и выноса пробки с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры [2]. Значения температур в областях локализации пластической деформации не превышают $\sim 190^{\circ}\text{C}$, что позволяет сделать вывод о возможности реализации механизма формирования и выноса пробки, не связанных с термопластической неустойчивостью.

В результате численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в материале [3], полученные поля температур близки к определенным экспериментально. После эксперимента сохраненные образцы подвергались микроструктурному анализу с помощью оптического микроскопа-интерферометра NewView-5010 и электронного микроскопа.

Данные теоретических и экспериментальных исследований позволяют предполагать, что один из механизмов неустойчивости пластического сдвига и локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен структурно-кинетическими переходами в ансамблях микродефектов.

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ 17-08-00905_а, [16-48-590534_p_a](#)

1. Образец для испытания на сдвиг (варианты) и способ испытаний его: пат. 2482463 Российская Федерация / Наймарк О.Б., Баяндин Ю.В., Соковиков М.А., Плехов О.А., Уваров С.В., Банников М.В., Чудинов В.В. – № 2011114711/28; заявл. 14.04.2011; опубл. 20.05.2013, Бюл. № 14.

2. Сокоиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Неравновесные переходы в ансамблях дефектов при динамической локализации пластической деформации // Письма в Журнал технической физики, 2014, Том.40, Выпуск 23, с.82 -88.
3. Наймарк О.Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика, 2004, Т.6, с. 45-72.

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ Al–Mg–Mn СПЛАВЕ ПРИ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ

**Петрова А. Н.¹, Изюмова А. Ю.², Пантелеев И. А.², Наймарк О. Б.²,
Бродова И. Г.¹**

¹*Институт физики металлов УрО РАН имени М.Н. Михеева,
Екатеринбург, Россия*

²*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
petrovanastya@yahoo.com*

Исследовано механическое поведение алюминиевого сплава А5083 (система легирования Al–Mg–Mn), имеющего субмикрокристаллическую (СМК) структуру, в процессе квазистатического растяжения в широком диапазоне скорости деформации от 10^{-5} до 10^{-2} с⁻¹. Для получения образцов, имеющих структуру со средним размером зерна 500 нм, применен метод динамического канально-углового прессования (ДКУП), который сочетает в себе высокоскоростную деформацию простым сдвигом и воздействие на материал ударных волн. В процессе статического растяжения деформацию на поверхности плоского образца регистрировали с помощью системы StrainMaster. Для построения полей продольной деформации использовали метод корреляции цифровых изображений. Кинетику процесса деформации также исследовали с применением метода инфракрасной термографии. Температуру на поверхности образцов регистрировали инфракрасной камерой FLIR SC5000.

В результате исследований получены и проанализированы деформационные кривые при растяжении с разной скоростью деформации. Определены пространственные параметры локализации пластической деформации в СМК сплаве при прерывистой текучести. Установлено, что размер зерна влияет на значение критической деформации, при которой начинается скачкообразное пластическое течение сплава. Значение критической деформации СМК сплава также существенно зависит от скорости деформации. Как в крупнокристаллическом, так и в СМК состоянии сплав демонстрирует все типы скачков напряжения на деформационных кривых. Тип скачков зависит от скорости деформации. Переходной скоростью деформации для разных структурных состояний сплава является скорость – 10^{-3} с⁻¹. В отличие от крупнокристаллического сплава поведение СМК сплава характеризуется ярким проявлением прерывистой текучести и при самой высокой из исследованных скоростей деформации – 10^{-2} с⁻¹. При этой скорости наблюдается смена типа эффекта Портевена – Ле Шателье с В на А.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №0120146333 при поддержке РФФИ (проект 15-02-03225).

УДАРНО-ВОЛНОВЫЕ СВОЙСТВА СИЛИКОНОВОГО КАУЧУКА С МИКРОСФЕРАМИ

Зубарева А.Н.^{1,2}, Уткин А.В.¹

¹Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

²Институт теоретической и экспериментальной физики, Москва, Россия

zan@icp.ac.ru

Работа посвящена изучению ударно-волновых свойств пористых веществ. В качестве объектов исследования выбраны пористые среды, на примере силиконового каучука со стеклянными микросферами. В первом случае, использовались калиброванные микросферы со средним размером 80 мкм и толщиной стенки 1 мкм; соотношение каучука и микросфер 100/39 по объему ($\rho_0 = 0.55 \text{ г/см}^3$). Во втором случае, объемное соотношение каучука и микросфер было 100/50 ($\rho_0 = 0.48 \text{ г/см}^3$), при этом размер микросфер изменялся в диапазоне от 20–150 мкм, а толщина стенки варьировалась в интервале нескольких микрон.

Для создания импульсов сжатия использовались взрывные генераторы плоских ударных волн. Профили массовой скорости измерялись лазерным доплеровским интерферометром VISAR. В каждом опыте дополнительно измерялась скорость ударной волны в образце.

Особенностью исследованных образцов является достаточно сложная структура фронта ударной волны. Во-первых, регистрируется двухволновая конфигурация, которая наиболее отчетливо выражена при низких давлениях. Ее возникновение связано с распространением возмущений по каучуковой матрице и разницей в скорости распространения возмущений по микросферам и каучуку. Во-вторых, наблюдаются заметные осцилляции профилей скорости за ударным скачком, которые обусловлены гетерогенной структурой исследуемых образцов.

В результате обработки экспериментальных данных получены ударные адиабаты исследуемых материалов. Приведены экспериментальные точки для первой и второй волн. Скорость распространения первой волны практически постоянна и равна скорости звука при нормальных условиях. Ударная адиабата для второй волны имеет отчетливо выраженную кривизну при малых давлениях, что типично для пористых сред и связано с необратимым уплотнением материала образца. Проведены исследования материалов при низких давлениях и рассчитаны изэнтропы, которые имеют отрицательную кривизну, что является следствием кинетики схлопывания пор. Показано, что для пористых сред с разными характеристиками микросфер область существования двухволновой конфигурации различная. Вторая особенность связана с величиной давления порога схлопывания микросфер: для первого материала это 40 МПа, для второго – до 20 МПа.

Постановка экспериментов по регистрации профилей скорости свободной поверхности позволила также исследовать величину откольной прочности и ее зависимость от скорости деформирования. За ударным скачком скорость медленно падает, без каких-либо особенностей, характерных для разрушения с формированием откольной пластины. Порог начала разрушения исследуемого материала достаточно низкий (порядка 10 МПа), и откольная пластина после начала разрушения не отделяется от образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке Исследовательского центра ФАИР-Россия.

О ВЛИЯНИИ ЖИДКОСТИ НА РАЗРУШЕНИЕ МАЛОГАБАРИТНЫХ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Калачев В.А.¹, Зайцев Д.В.¹, Кочанов А.Н.², Костандов Ю.А.³, Панфилов П.Е.,¹

¹ *Институт естественных наук, УрФУ, Россия, Екатеринбург*

peter.panfilov@urfu.ru

² *Институт проблем комплексного освоения недр Российской академии наук, Москва*

³ *Крымский федеральный университет, Симферополь*

Известно, что окружающая среда, в частности вода, способна существенным образом влиять на механические свойства горных пород. Экспериментальное определение механических характеристик горных пород сопряжено со значительными трудностями из-за больших размеров образцов, используемых в горном деле. Применение малогабаритных образцов позволяет значительно облегчить проведение механических испытаний и металлографическую аттестацию. В докладе обсуждается влияние воды на деформационное поведение малогабаритных образцов горных пород под действием растягивающих нагрузок. Были выбраны горные породы на основе оксида кремния: углистый кварцит, серпентинит и цементно-песчаная смесь (искусственный песчаник). Первые два – это низкопористые магматические породы, тогда как, последний обладает высокой пористостью. Образцы для испытаний изготавливали в форме таблеток диаметром 6 мм и толщиной 3 мм; а из песчаника дополнительно и образцы диаметром 11 мм и толщиной 5 мм. Механические испытания образцов по схеме непрямого растяжения (бразильского теста) проводили при комнатной температуре на воздухе после суточной выдержки в воде (скорость перемещения траверсы разрывной машины Shimadzu AG-50 XD была 0,1 мм/мин). Для сравнения было проведено испытание «сухих» образцов. Рабочие поверхности образцов и поверхности изломов до и после испытаний, документировали при помощи оптических микроскопов.

Предел прочности и деформация до разрушения модельных горных пород приведены в таблице: у «сухих» образцов эти параметры оказались больше, чем у «мокрых». При этом характер хода деформационных кривых был одинаков. При нагружении все образцы «сухого» кварцита распадались на части, тогда как образцы серпентинита и песчаника оставались целыми. И только половина «мокрых» образцов кварцита разрушилась при испытании, в то время как «мокрые» образцы других пород не разрушались. Во всех случаях траектория движения трещины определялась геометрией приложения нагрузки и не зависела от влияния среды. Магистральная трещина росла вдоль оси приложения нагрузки к образцу и состояла из нескольких небольших трещин, которые имели тенденцию к слиянию. Если на пути трещины было включение, то это могло приводить к отклонению от заданной траектории. В «сухих» образцах длина магистральной трещины была сравнима с диаметром образца, в «мокрых» же она была меньше. Ширина трещин в «сухих» образцах была в 2–3 раза больше, чем в «мокрых», из-за чего обнаружить трещины в «мокрых» было труднее.

Показано, что влияние воды на деформационное поведение малогабаритных образцов модельных горных пород может быть описано эффектом Ребиндера.

Таблица. Механические свойства образцов

	Кварцит «сухой»	Кварцит «мокрый»	Серпентинит «сухой»	Серпентинит «мокрый»	Песчаник «сухой»	Песчаник «мокрый»
σ_B , МПа	32	25	23	18	6	4
δ , %	1,3	0,9	1,3	0,9	0,6	0,6

Работа выполняется при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-19-10007).

О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА

Кабанова А. В.,¹ Панфилов П. Е.,¹ Занг З.,² Кисельникова Л. П.³

¹ *Институт естественных наук, УрФУ, Россия, Екатеринбург*
gerbers13@mail.ru, peter.panfilov@urfu.ru

² *Институт материаловедения им. Э. Шмида, Австрия, Леобен,*

³ *МГМСУ, Россия, Москва,*

Дентин – твердая ткань, обладающая сложноорганизованной иерархической структурой и состоящая из биоорганической и неорганической компонент в объемном соотношении 1:1. Прочностные свойства дентина зависят от возраста пациента, определяющего соотношение между компонентами, и состояния гидроксиапатита кальция. Целью работы является определение механизма разрушения дентина на основании электронно-микроскопического (на просвет) исследования его структуры на нано-уровне. Образцы для исследования готовили из интактных моляров пациентов подросткового возраста, удаленных по медицинским показаниям, которые разрезали перпендикулярно главной оси зуба. Тонкие фольги для ПЭМ получали путем химического утонения в потоке концентрированной ортофосфорной кислоты по методу «окна». Исследование проводили на TEM/STEM JEOL2100F.

Изучался дентин зубов пациентов от 13 до 18 лет. Показано, что подростковый дентин имеет слоистую морфологию, толщина слоя 50–100 нм. Слои были ориентированы перпендикулярно главной оси зуба. На тонких участках около пульповой виден твидовый контраст, который указывает на то, что материал находится либо в аморфном, либо в нано-кристаллическом состоянии. На электронограммах, снятых с тонких фольг, наблюдается диффузионное гало, характерное для аморфных твердых тел. В дентине пациентов 16–18 лет наблюдали сетки из коллагеновых волокон. Волокна имели толщину порядка 5 нм, что соответствует литературным данным о средней толщине волокна тропоколлагена, и не имели определенной ориентировки. Элементный анализ, выполненный с помощью EDXA спектрометра микроскопа, показал, что в фольгах подросткового коронкового дентина неорганические составляющие гидроксиапатита кальция (Са, Р) присутствуют, в то время как в фольгах корневого дентина фосфора не было. Анализ электронограмм с этих участков показывает, что дентин, включая его минеральную составляющую, находится в аморфном состоянии. Таким образом, можно сделать вывод, что гидроксиапатит кальция в подростковом дентине находится в аморфном состоянии. Выделения частиц гидроксиапатита в подростковом дентине не наблюдалось.

Трещины в дентине появлялись в процессе приготовления образцов. В тонких фольгах трещины распространяются от края к центру образца. Угол раскрытия трещины составляет примерно 30°. Его свободный край трещины имеет эллипсоидальной профиль, в то время как ее край возле вершины трещины содержит микротрещины, которые выглядят как микропоры. Перед вершиной трещины всегда имеется светлый участок, окруженный непрозрачным материалом. Причиной появления прозрачной области в окрестности вершины трещины является утонение дентина за счет необратимой / пластической деформации впереди трещины. Эту светлую узкую полоску можно рассматривать как пластическую зону в окрестностях вершины трещины. На микро-уровне трещины содержали порообразные трещины и пластическую зону. Такой тип поведения трещин присущ упруго-пластичным полимерным пленкам и известен как «крейзинг» полимеров. Подобный характер роста трещин согласуется с высокими вязкоупругими свойствами дентина.

Работа выполняется при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № № 15-08-04073а., КАВ) и РНФ (грант № 15-19-10007, ППЕ).

STRESS CONTROLLED GRAIN BOUNDARY DYNAMICS: MODEL EXPERIMENTS ON BICRYSTALS

Molodov D.A.

*Institute of Physical Metallurgy and Metal Physics, RWTH Aachen University,
Aachen, Germany*

molodov@imm.rwth-aachen.de

Recently, grain boundary migration accompanied by strain was recognized as an alternative deformation mechanism of nanograined materials, in which the volume fraction of boundaries is dramatically increased, compared to conventional materials and both glide and multiplication of dislocations are constrained by the very small grain size. In this presentation we will focus on the phenomenon of grain boundary motion coupled to shear deformation, experimentally investigated in specially grown aluminum bicrystals.

The measurements were performed in-situ using a deformation hot stage integrated in a SEM. For $\langle 100 \rangle$ tilt boundaries with both low and high misorientation angles boundary migration under an applied stress was observed to be ideally coupled to a lateral translation of the grains. The migration-shear coupling was also observed for asymmetrical $\langle 100 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ tilt boundaries.

Measurements of the temperature dependence of coupled boundary migration revealed that there is a specific misorientation dependence of migration activation parameters, such that the lower activation enthalpy values correspond to boundaries which can be associated with misorientations close to low Σ CSL orientation relationships.

The behavior of the special $\Sigma 7$ tilt boundary under stress was investigated in bicrystals of different geometry ($38.2^\circ \langle 111 \rangle$, $135.6^\circ \langle 112 \rangle$, $73.4^\circ \langle 021 \rangle$), i.e. stress was applied to the same $\{132\}$ boundary plane in different directions. Contrary to expectations and theoretical predictions, the $\Sigma 7$ CSL boundaries in bicrystals of different geometry moved under an applied stress, but their motion did not produce shear. These crystallographically equivalent boundaries, however, were found to behave different with respect to migration rate and its temperature dependence.

The stress driven migration of the mixed $\langle 100 \rangle$ tilt-twist boundaries was observed to be accompanied by both the translation of adjacent grains parallel to the boundary plane and their rotation relative to each other around the boundary plane normal. Shear during boundary migration is produced by the partially $\langle 100 \rangle$ tilt boundary character, whereas the twist component is responsible for the concurrent grain rotation.

РАСЧЕТ ФАЗОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ FeMn

Волков А.Е., Евард М.Е., Игнатова А.Д.

*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия,
anya_ignatov@mail.ru*

Предложена расчетная схема для описания деформации сплавов с памятью формы на основе FeMn, в которых происходит обратимое мартенситное превращение ГЦК $\leftrightarrow$ ГПУ. В рамках данной модели учитывается иерархия структурных уровней, а также многовариантный характер обратного ГПУ $\rightarrow$ ГЦК перехода. Каждый из 12 ориентационных вариантов мартенсита, образующихся путем сдвига на каждой второй плоскости типа $\{111\}$, отнесен к одной из четырех зон, каждая из которых соответствует

определенной плоскости сдвига. Внутренними переменными модели являются параметры Φ_{pk} , характеризующие количество мартенсита для каждого варианта, где p – номер плоскости сдвига, а k – номер направления сдвига в плоскости ($p=1,2,3,4$; $k=1,2,3$). Для каждой p -й зоны введен вектор $\Phi^{(p)}$ такой, что модуль этого вектора равен суммарному количеству мартенсита в зоне, а его компоненты – внутренние переменные Φ_{pk} . Общее количество мартенсита в зерне вычисляется как сумма мартенсита во всех зонах. Учитывали наличие микропластической деформации, связанной с аккомодацией мартенсита. Деформационные дефекты, порождаемые этой деформацией, разделены на две группы: ориентированные дефекты, создающие дальнедействующие поля напряжений, и рассеянные дефекты, создающие короткодействующие поля напряжений. Для описания влияния ориентированных дефектов на микропластическую деформацию были введены векторы плотностей ориентированных дефектов $b^{(p)}$ на плоскостях сдвига. Мартенситные переходы рассматриваются в рамках равновесной термодинамики. Термодинамические силы, вызывающие мартенситное превращение и увеличение плотности обратимых деформаций дефектов, вычисляются как производные от потенциала Гиббса по соответствующим внутренним параметрам. Считали, что прямое мартенситное превращение протекает до тех пор, пока все зерно не будет занято аустенитом, обратное – пока не равна нулю соответствующая зональная фаза. При этом для параметров Φ_{pk} допускались отрицательные значения. Макроскопическая деформация вычисляется путем ориентационного усреднения микроскопических деформаций, связанных с каждым из вариантов мартенсита.

Выполнено моделирование поведения сплава типа FeMn при реализации эффектов пластичности превращения и памяти формы, а также при изотермическом циклическом нагружении.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 16-01-00335.

О ВЫБОРЕ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Волков А.Е., Евард М.Е., Япарова Е.Н.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
elizaveta_iaparova@outlook.com

При моделировании механического поведения образцов из пористого сплава с памятью формы (СПФ) возникают трудности, связанные, во-первых, с их сложной неоднородной структурой, и, во-вторых, с присущей СПФ неупругой фазовой деформацией. При расчетах приходится прибегать к определенным упрощениям. Так, в работе [1] структуру пористого образца из сплава TiNi, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, было предложено аппроксимировать плоскими прорезными пружинами. При этом неупругую деформацию, связанную с протеканием в СПФ обратимого мартенситного превращения, рассчитывали с помощью микроструктурной модели [2].

При использовании элементарной теории балок возникает вопрос о граничных условиях. В работе [1] считали, что горизонтальные балки, составляющие плоскую прорезную пружину, закреплены шарнирно, что привело к постановке статически определимой задачи. Вместе с тем понятно, что в реальном пористом материале шарниров нет, и излишнее упрощение может привести к существенной погрешности при определении напряжений и деформаций.

В настоящей работе исследовалось влияние граничных условий, наложенных на балку: жесткой заделки и шарнирной опоры. Для расчета балки на шарнирной опоре использовали соотношения, полученные в [1]. Для балки с жесткой заделкой решалась статически неопределимая задача, были вычислены коэффициенты связи между силой, действующей на образец, и напряжением в наиболее нагруженном сечении балки, а также между деформацией отдельной балки и образца в целом. Геометрические параметры балок были выбраны на основании анализа микрофотографии пористого образца из сплава TiNi [3].

Выполнено моделирование изотермического сжатия пористого TiNi в мартенситном и аустенитном состояниях, а также его поведения при охлаждении и нагреве под постоянным напряжением. Показано, что при решении статически неопределимой задачи в моделируемом образце возникают меньшие напряжения и деформации, чем в случае статически определимой постановки.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 15-01-07657.

1. А.Е. Волков, М.Е. Евард, Е.Н. Япарова, Деформация и разрушение материалов. 4 (2017). С. 9–14.
2. А.Е. Волков, Изв. Академии Наук. Сер. Физическая. 66, № 9 (2002). С. 1290 – 1297.
3. M. Kaya, N. Orhan, G. Tosun, Current Opinion in Solid State and Materials Science. 14 (2010). P. 21-25.

ДИНАМИЧЕСКАЯ И СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ДКУП

**Хомская И.В.¹, Разоренов С.В.², Шорохов Е.В.³, Гаркушин Г.В.²,
Абдуллина Д.Н.¹**

¹ *Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
khomskaya@imp.uran.ru,*

² *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия,
razsv@ficp.ac.ru*

³ *Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики
им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия,
e.v.shorokhov@vniitf.ru*

Изучено механическое поведение меди чистотой 99,8 мас% с субмикрокристаллической (СМК) и нанокристаллической (НК) структурой, полученной динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП) в 1–4 прохода (n), при статических испытаниях и в условиях ударного сжатия интенсивностью 5,6–6,8 ГПа и скоростью деформации $(0,9\text{--}2,0)\times 10^5\text{ с}^{-1}$. Отличительной особенностью метода ДКУП, является комбинированное воздействие высокоскоростной деформации простого сдвига, ударно-волновой деформации сжатия и температуры. Структурообразование в меди при ДКУП происходит в результате закономерно повторяющихся высокоскоростных процессов фрагментации и динамической рекристаллизации. В исходном отожженном (при 450°C) состоянии средний размер зерна меди составлял 100 мкм; микротвердость – 780 МПа. После ДКУП, $n = 1$ в меди образуется структура, состоящая в основном из зерен-субзерен размерами 0,20–0,50 нм, средний размер 0,30 мкм, микротвердость – 1480 МПа. При ДКУП, $n = 4$ в меди формируется неупорядоченная и неравновесная структура, состоящая из зерен-субзерен размером 0,05–0,35 мкм, средний размер 0,15 мкм, микротвердость –

1560 МПа. Статистический анализ показал, что такая структура, неоднородна по типу границ и размеру кристаллитов, количество кристаллитов размером 50–100 и 110–350 нм составляет 35 и 65%. Вблизи границ и внутри зерен-субзерен были обнаружены участки размером 3–7 нм, кристаллическая решетка которых практически не имеет искажений и не содержит дефектов. Образование таких участков в меди можно объяснить двумя причинами: выделением наноразмерных частиц вторичных фаз при ИПД, согласно работам Э.В. Козлова и Н.А. Коневой, и возникновением «зародышей» динамической рекристаллизации в процессе ДКУП.

Представляло интерес исследовать статические и динамические свойства СМК и НК меди и сравнить полученные характеристики с аналогичными характеристиками меди в исходном крупнокристаллическом (КК) состоянии. Измерения динамического предела упругости и откольной прочности меди с исходной КК и СМК + НК структурой, полученной высокоскоростной деформацией методом ДКУП позволили установить связь между размером кристаллитов и сопротивлением меди высокоскоростному деформированию и разрушению. Показано, что высокоскоростная деформация меди методом ДКУП, $n = 1$, приводящая к измельчению зерна от 100 до 0,3 мкм, существенно в 6 раз увеличивает динамический предел упругости меди и практически не изменяет ее откольную прочность. Увеличение количества проходов ДКУП до 4х, вызывая дальнейшее измельчение кристаллитов до 0,15 мкм, повышает откольную прочность меди в 1,4 раза, по сравнению с КК состоянием. Для сравнения откольная прочность СМК+НК меди, полученной методом ДКУП, $n = 4$ и измеренная при $V_{\text{деф}} = 2,0 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ составляет $\sigma_{\text{сп}} = 2,51 \text{ ГПа}$, что в 5,7 раза превышает статический предел прочности меди с аналогичной структурой ($\sigma_{\text{в}} = 0,44 \text{ ГПа}$).

Работа выполнена по плану ФАНО России тема «Структура» №01201463331, а также в рамках программы Президиума РАН №11П «Теплофизика высоких плотностей энергий» и при частичной поддержке УрО РАН, проект №15-17-2-24.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ВСПЕНЕННОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ОХЛАЖДЕНИИ РАСПЛАВА

Майер П.Н., Майер А.Е.

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

polina.nik@mail.ru

Вспененные или пористые металлы представляют собой перспективный класс конструкционных материалов благодаря высокой удельной жесткости и прочности, а также возможности использования в качестве демпфирующих преград. Интересным представляется проанализировать возможность получения вспененных металлов при динамическом расширении и охлаждении расплава, когда расширение и вызываемые им отрицательные давления приводят к кавитации, а охлаждение способно обеспечить затвердевание получившейся структуры с полостями. Плавление и динамическое расширение металла может быть инициировано воздействием ультракоротких импульсов мощного лазерного или сильноточного электронного облучения. Импульсы можно считать ультракороткими, если они вызывают нагрев вещества в изохорном режиме. Конкретное значение длительности импульса зависит от пробега фотонов или электронов в металле, оно варьируется долей пикосекунд для лазерного облучения до десятков наносекунд для электронов с энергией в единицы МэВ.

В работе методом молекулярно-динамического моделирования при помощи кода LAMMPS [1] и анализатора атомных конфигураций OVITO [2] исследованы закономерности образования пористого расплава алюминия при высокоскоростном растяжении, а также его затвердевания при одновременном или последующем охлаждении. Процесс кавитации и разрушения расплава является многостадийным [3]: проходит стадии роста больших и коллапса маленьких пор, разрушения перегородок между порами с образованием струй, распада струй на капли. Пористая структура расплава сохраняется до тех пор, пока объемная доля пустот не превысит, по крайней мере, 0.9. Образующаяся вспененная структура расплава алюминия имеет вид изолированных друг от друга пустот, разделенных плоскими перегородками расплава. Эволюция вспененного расплава контролируется силами поверхностного натяжения. Размер полостей в расплаве растет с течением времени даже при прекращении дальнейшего растяжения, а количество пор уменьшается за счет схлопывания более мелких. Моделирование охлаждения вспененного расплава до комнатной температуры показало, что при затвердевании образуется аморфная вспененная структура металла, которая сохраняется с течением времени и демонстрирует упругие свойства.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ (МК-9111.2016.8) в части образования пористой структуры и гранта РФФИ (проект 14-11-00538) в части исследования динамической прочности расплава на растяжение.

1. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics – J. Comput. Phys. Vol. 117, 1995 – P. 1–19.
2. Stukowski A. Visualization and analysis of atomistic simulation data with OVITO—the open visualization tool – Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. 18, 2010 – 015012.
3. Mayer P.N., Mayer A.E. Late stages of high rate tension of aluminum melt: Molecular dynamic simulation – J. Appl. Phys. Vol. 120, 2016 – P. 075901.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlNb С ТЕРМОУПРУГИМ γ - α' МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

Панченко М. Ю., Киреева И. В., Чумляков Ю. И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия
panchenko.marina4@gmail.com*

На монокристаллах высокопрочных сплавов на основе железа Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Nb (ат.%) исследовано влияние размера частиц γ' -фазы, атомно упорядоченной по типу L1₂, на эффект памяти формы и сверхэластичность при термоупругих мартенситных превращениях (МП) под нагрузкой из высокотемпературной ГЦК(γ)-фазы в тетрагональный ОЦТ(α')-мартенсит.

Установлено, что при старении в течение 1–10 ч при 973K выделяются частицы γ' -фазы размером $r = 3$ –18 нм и объемной долей $f \approx 20$ %. При размере частиц $r = 3$ –18 нм температура начала прямого МП при охлаждении M_s лежит ниже температуры жидкого азота 77 K. Температурная зависимость $\sigma_{0,1}(T)$ имеет вид характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой. На зависимости $\sigma_{0,1}(T)$ наблюдается две стадии. Первая стадия в интервале $77\text{ K} < T < M_d$ связана с образованием МП под нагрузкой и описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$d\sigma_{0,1}/dT = -\Delta H/\varepsilon_0 T_0, \quad (1)$$

здесь ΔH – изменение энтальпии при γ - α' МП; ε_0 – деформация решетки, которая зависит от ориентации кристалла; T_0 – температура химического равновесия γ - и α' -фаз. Величина $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT = 2,5$ МПа/К не зависит от размера частиц γ' -фазы. Вторая стадия при $T > M_d$ связана с пластической деформацией высокотемпературной фазы. Анализ данных на зависимости $\sigma_{0,1}(T)$ показывает, что увеличение размера частиц приводит, во-первых, к повышению температур M_s и M_d , к параллельному сдвигу кривых $\sigma_{0,1}(T)$ в область более высоких температур, что коррелирует с постоянной величиной $\alpha = 2,5$ МПа/К при всех размерах частиц, во-вторых, к увеличению прочностных свойств высокотемпературной фазы и к расширению температурного интервала развития МП под нагрузкой.

Экспериментально показано, что величина СЭ и ЭПФ, механического и температурного гистерезисов, температурный интервал СЭ зависят от размера частиц γ' -фазы. При размере частиц 3–5 нм наблюдаются максимальные значения СЭ и ЭПФ $\varepsilon_{сэ} = 8,5$ % и $\varepsilon_{эф} = 6,5$ %. СЭ характеризуется большим механическим гистерезисом $\Delta\sigma = 220$ МПа и имеет место в температурном интервале $\Delta T_{сэ} = 178$ К. Температурный гистерезис, определенный в экспериментах по ЭПФ составляет $\Delta T^{\sigma} > 200$ К. При увеличении размера частиц $r = 6$ –18 нм величина СЭ и ЭПФ, механического и температурного гистерезисов уменьшается: $\varepsilon_{сэ} = 6$ % и $\varepsilon_{эф} = 3,6$ – 4,2 %, $\Delta\sigma = 50$ –60 МПа и $\Delta T^{\sigma} = 70$ – 90 К. Температурный интервал СЭ увеличивается до $\Delta T_{сэ} = 220$ К. Уменьшение величины СЭ и ЭПФ, механического и температурного гистерезисов с ростом размера частиц γ' -фазы связано с влиянием размера частиц на прочностные свойства высокотемпературной фазы. Чем выше уровень прочностных свойств высокотемпературной фазы, тем меньше величина СЭ и ЭПФ, механического и температурного гистерезисов.

Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-29-00012).

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЯ, ЕЕ ЭВОЛЮЦИЯ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ

Соловьев А.Н., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В.

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
Томский государственный архитектурно-строительный университет,*

Томск, Россия

sve-starenchenko@yandex.ru

Деформация в сплавах проявляет многостадийный характер. сложность этого процесса, когда при разных степенях деформации возникают разные дислокационные субструктуры, проявляется неоднородный характер деформации. Подобным образом осуществляется деформация в чистых металлах, здесь тоже обнаруживаются многочисленные стадии, эволюция дислокационной структуры, немонотонный характер кривой деформации, что подтверждается исследованиями монокристаллов Ni, проведенными в представленной работе. Изучены кривые деформации монокристаллов Ni с осью сжатия [100], их деформационный рельеф, а также дислокационная структура. Сопоставление различных параметров и характеристик, а также стадий деформационного упрочнения монокристаллов с характером формирующегося деформационного рельефа и с преимущественно наблюдаемой дислокационной субструктурой проявляют корреляцию между собой.

Полученные на чистом металле экспериментальные результаты позволяют сделать расчеты и выявить механизмы деформации, реализуемые на разных стадиях. В этой работе проведен термодинамический анализ процессов деформации, учитывающая механизмы, реализующиеся при деформировании материала. Выполнены теоретические оценки с учетом данных электронно-микроскопических исследований дефектных структур. При этом записывали соотношение для механической работы деформации в изотермических условиях (A) на основе I начала термодинамики, где учитываются, процессы диссипации и изменение внутренней энергии деформируемого тела, связанное как с возрастанием упругой энергии, так и образованием разнообразных дефектов кристаллического строения, обладающих избыточной энергией.

В случае деформирования кристалла единичного объема до некоторой деформации ε механическая соотношение принимает вид:

$$\int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon = \int_0^\varepsilon dQ^* + \int_0^\varepsilon dU^* + \int_0^\varepsilon dU_y \Rightarrow A = Q^* + U^* + U_y.$$

Выполненные расчеты внутренней энергии кристалла для разных дислокационных субструктур показывают, что превращения, осуществляющиеся в дислокационной субструктуре, связаны с понижением энергии соответствующей структуры.

Вклад деформационных точечных дефектов незначителен, он в сотни раз меньше энергии дислокационной подсистемы.

Результаты работы показали, что в монокристаллах чистого никеля работа деформации преимущественно производит тепловой эффект, латентная энергия не превышает при развитой деформации. нескольких процентов от подводимой механической энергии. Наиболее существенными факторами обуславливающими накопление внутренней энергии являются упругая и дислокационная составляющие.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВАРИАЦИИ ТЕМПЕРАТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni_3Ge

Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Соловьев А.Н., Старенченко В.А.

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего
образования Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия*

sve-starenchenko@yandex.ru, j_sol@mail.ru

Ряд сплавов со сверхструктурой $L1_2$ проявляет положительную температурную зависимость напряжений течения [1–3], которая носит название температурной аномалии механических свойств. Подобное необычное механическое поведение связывают с самоблокировкой сверхдислокаций [4], которые обуславливают пластическую деформацию в упорядоченных сплавах. Температура оказывает двоякое влияние на сопротивление движению дислокаций. С одной стороны, когерентные атомные флуктуации способствуют приложенному напряжению продвигать дислокации через препятствия, а с другой, они активируют самоблокировку сверхдислокаций. Важно разделить механизмы, дающие аномальный и нормальный вклады в изменение характеристик пластической деформации с температурой. Термоактивационный анализ позволяет получить количественные термоактивационные параметры микромеханизмов пластической деформации. Подобное разделение было проведено в опытах по вариации скорости деформации [5, 6]. Настоящее исследование выполнено на монокристаллах сплава Ni_3Ge с ориентациями $[0\ 0\ 1]$ и $[\bar{1}\ 3\ 9]$, $[\bar{2}\ 3\ 4]$, механические свойства и дефектная структура которых подробно изучены в наших работах [7–11].

Данные по вариации температуры подтверждают наличие аномальной зависимости напряжений течения в условиях октаэдрического, так и кубического скольжения, несмотря на то, что скорость термического упрочнения для кубического скольжения более, чем на порядок ниже, чем для октаэдрического. Наблюдаемое термическое упрочнение в условиях кубического скольжения не может быть объяснено традиционными механизмами самоторможения сверхдислокаций, связанными с образованием барьера Кира-Вильсдорфа. Причиной аномалии в данном случае может быть взаимодействие сверхдислокаций с точечными дефектами.

1. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. // Изв. вузов. Физика. – 2002. – Т.45. – № 3. – С. 41-51.
2. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В. // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. – 2003. – Т.8. – № 4. – С. 563-565.
3. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Ковалевская Т.А. Термическое и деформационное упрочнение монокристаллов сплавов сверхструктурой $L1_2$ – Томск: Изд-во НТЛ, 2006. – 292 с.
4. Гринберг Б.А., Иванов М.А., Антонова О.В., Плотников А.В., Кругликов Н.А., Власова А.М., Соловьева Ю.В. // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 112. – № 2. – С. 215-224.
5. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2006. – Т. 49. – № 1. – С. 25-33.
6. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А., Старенченко В.А. // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 2. – С. 20-28.
7. Ю.В.Соловьева, М.В.Геттингер, С.В.Старенченко, В.А. Старенченко // Изв. вузов. Физика, 2009, № 4, с. 53 – 59.
8. Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2009. – Т. 6. – № 3. – С. 41-54.
9. Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. // Известия РАН. Сер. физич. – 2011. – Т. 75. – № 2. – С. 218-222.
10. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В. // Изв. РАН. Сер. физич. – 2013. – Т. 77. – № 9. – С. 1208-1212.
11. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В. // Изв. ВУЗов. Физика. – 2014. – № 2. – С. 54-60.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ЧЕЛЯБИНСКОГО МЕТЕОРИТА

Зайцев Д.В.¹, Бородин И.Н.^{1,2,3}, Дудоров А.Е.², Панфилов П.Е.¹

¹Уральский федеральный университет, Екатеринбург

²Челябинский государственный университет, Челябинск

³Институт проблем машиноведения, Санкт-Петербург

В представленной работе изучены механизмы разрушения Челябинского метеорита при одноосном сжатии и непрямом растяжении/диаметральном сжатии. Для этого, из двух фрагментов Челябинского метеорита было изготовлено двадцать образцов цилиндрической формы (по 10 для каждого типа испытания) диаметром 3,3 мм и высотой 1,65 мм. Фрагменты метеорита распиливали на пластинки с помощью алмазной пилы с водным охлаждением образцов. После чего из пластинок высверливали полым алмазным сверлом цилиндрические заготовки образцов, чьи плоские поверхности в дальнейшем обрабатывали на абразивных бумагах. В работе было показано, что деформационное поведение образцов при сжатии и при растяжении, соответствовало поведению хрупких материалов. При сжатии образцы рассыпались на мелкие частицы, а при диаметральном сжатии разрушение образца происходило на две равные части за счет роста одиночной трещины между точками нагружения. Предел прочности образцов фрагмента метеорита при сжатии был в 45 раз выше, чем его прочность при растяжении:

372±10МПа и 8,2±0,7МПа, соответственно. Предел прочности Челябинского метеорита соответствует большинству метеоритов данного типа (хондрит), тогда как его предел прочности при растяжении ниже. Данное обстоятельство может быть связано с большим количеством небольших межзеренных трещин. Также наблюдается хрупкое разрушение металлических включений, что указывает на то, что металлическая фаза охрупчивается, что может происходить из-за взаимодействия метеорита с атмосферой земли при высоких температурах. Кроме того, в метеорите обнаружена слоистая структура, где оплавленные слои чередуются с со слоями похожими на горную породу. Численные оценки показали, что исходная форма болида была близкой к сферической или эллипсоидальной, поскольку напряжение при начале фрагментации (~7,78 МПа) совпадало с пределом прочности при растяжении и было много меньше, чем предел прочности при сжатии. Разделение болида на два куска при его вхождении в атмосферу было подобно разрушению образца метеорита при диаметральной сжатии. Следовательно, можно заключить, что при падении болида в Челябинске определяющий вклад внесли растягивающие напряжения. Результаты данной работы будут полезны при моделировании процесса падений метеоритов в земной атмосфере.

Работа выполнена при поддержке РФФ №15-19-10007.

АНАЛИЗ МАСШТАБНО-ИНВАРИАНТНЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Оборин В.А., Соковиков М.А., Наймарк О.Б.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт механики
сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия,
oborin@icmm.ru*

В работе проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в сплаве алюминия и магния АМг6 в режиме гигацикловой усталости при предварительном динамическом деформировании. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов и элементов конструкций авиационных газотурбинных двигателей в условиях полетного цикла при случайных динамических воздействиях. Предварительное нагружение образцов осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского при скоростях деформации до $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$, последующем гигацикловом нагружении на ультразвуковой испытательной машине Shimadzu USF-2000 и количественным анализом фрактографии изломов на основе данных профилометрии и сканирующей электронной микроскопии.

При разрушении цилиндрических образцов за число циклов, соответствующих многоцикловой усталости (10^6 – 10^7), трещина росла с поверхности образца. При разрушении на базе 10^8 циклов и более трещина образовывалась внутри образца, и на поверхности разрушения наблюдалась характерная для такого режима усталости область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикроструктурной) структурой.

Сравнение скейлинговых характеристик образцов, нагруженных в условиях много- и гигацикловой усталости, позволило установить существенное уменьшение диапазона пространственных масштабов (0,5–10,9 мкм), на которых показатель Хёрста остается постоянным для динамически нагруженных образцов в зоне «fish-eye».

Химический состав в зоне «fish-eye» исследовался с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi S-3400n по спектру излучения отраженных электронов с помощью модуля INCA. По данным сканирующей электронной микроскопии распределение элементов по сплаву не равномерно. Было обнаружено, что в центре «fish-eye» содержание Al и Mg 49% и 42% соответственно. В области рядом с «fish-eye» Al и Mg 91% и 6% как и положено для сплава АМг6. В области на дне «fish-eye» Al и Mg 72% и 24%.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 16-48-590534, 16-41-590892, 17-08-00905, 17-01-00867).

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК С ДИНАМИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА А5083

Бродова И. Г.¹, Петрова А. Н.^{1,2}, Разоренов С. В.^{3,4}, Шорохов Е. В.⁵

¹ *Институт физики металлов УрО РАН имени М.Н. Михеева, Екатеринбург, Россия*

² *Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*

³ *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

⁴ *Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия*

⁵ *РФЯЦ – ВНИИТФ, Снежинск, Россия*

petrovanastya@yahoo.com

В работе исследовано сопротивление высокоскоростной деформации и разрушению алюминиевого сплава А5083 с разным размером структурных фрагментов от 100 до 460 нм. Образцы сплава с субмикроструктурной (СМК) и нанокристаллической (НК) структурой получены разными методами интенсивной пластической деформации. Метод динамического канально-углового прессования (ДКУП) позволил получить различные структурные состояния сплава с размером зерен-субзерен 180–460 нм, а кручение под высоким давлением (КВД) с размером зерен-субзерен 100–180 нм. В экспериментах по динамическому сжатию образцы в виде дисков толщиной 1 и 2 мм нагружались тонкой пластиной, разогнанной до скорости 620–650 м/с. Скорость деформации в разгрузочной части волны сжатия перед откольным разрушением варьировалась в пределах $(1.2-3) \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. Анализируя зарегистрированные с помощью лазерного Доплеровского измерителя скорости VISAR профили скорости свободной поверхности образцов, были определены динамический предел упругости σ_{HEL} , предел текучести γ и откольная прочность σ_{sp} сплавов.

Определено, что динамический предел упругости и динамический предел текучести СМК сплавов, полученных методом ДКУП, выше на 70-80%, чем у промышленного крупнокристаллического сплава. Измельчение структуры сплава до среднего размера зерен-субзерен порядка 100 нм при КВД увеличивает σ_{HEL} и γ в 2,3 раза по сравнению с крупнокристаллическим сплавом. Обнаружено, что откольная прочность зависит от метода интенсивной пластической деформации, которым был получен СМК и НК сплав. Исследовано влияние структурного состояния сплава на откольную прочность и показано, что она зависит не только от размера фрагментов структуры, но и от степени ее дефектности (плотности дислокаций, соотношения малоугловых и большеугловых границ кристаллитов).

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Структура” №01201463331 при поддержке РФФИ (проект №15-02-03225).

О ПЛАСТИЧНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО РЕНИЯ ПРИ НИЗКИХ ГОМОЛОГИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Панфилов П.Е.¹, Горностырев Ю.Н.^{2,3}, Пилюгин В.П.³, Ермаков А.В.¹

¹ *Институт естественных наук, УрФУ, Екатеринбург,*
peter.panfilov@urfu.ru

² *Институт квантового материаловедения, Екатеринбург*

³ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*

Тугоплавкий ГПУ-металл рений ($T_{пл} = 3186^\circ\text{C}$) демонстрирует наибольшее упрочнение при деформации среди металлических материалов. Физический механизм этого эффекта остается невыясненным, а сам эффект нуждается в детальном изучении и обсуждении. Целью данной работы является экспериментальное исследование деформационного поведения поликристаллического рения, включая причины его сильного наклепа, при низких гомологических температурах (для тугоплавкого рения это комнатные температуры). Крупнозернистый поликристаллический рений, не содержащий опасных неметаллических примесей, был использован в работе. Две схемы деформации были применены для механических испытаний образцов: холодная прокатка и сдвиг под давлением (СД) в наковальнях Бриджмена. Холодная прокатка крупнозернистых рениевых пластин приводила к интенсивному растрескиванию поверхности образцов при том, что общая деформация образцов достигала 20%. Геометрия возникающих трещин определялась геометрией приложенной нагрузки. Растрескивание было доминирующим механизмом релаксации упругой энергии в поверхностном слое поликристаллического рения при холодной прокатки, в то время как развитие трещин в объеме образца было подавлено другим механизмом релаксации напряжений. При СД поликристаллического рения продемонстрировал способность к интенсивной деформации, несмотря на сильнейший наклеп. Эксперименты пол СД подтверждают предположение о существовании в поликристаллическом рении альтернативного канала релаксации напряжений, а именно способности к пластической деформации за счет базального скольжения и призматического скольжения.

Работа выполняется при финансовой поддержке РФФ (грант № 15-19-10007).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С

Мухаметдинова О.Э., Гарипова Р.Н., Автократова Е.В.,
Ситдинов О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
oksana@imsp.ru

Проведен сравнительный анализ изменений структуры гомогенизированного сплава 1570С (Al–5%Mg–0,2%Sc–0,1%Zr) при всесторонней изотермической ковке (ВИК) при температурах 325 и 450°C (~0,6 и 0,8 $T_{пл}$, соответственно). Ковку проводили до суммарной степени $\epsilon \sim 8,4$ при однократной степени деформации за проход 0,7 и скорости деформации 10^{-2} с^{-1} . Структуру исследовали методами оптической металлографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием СЭМ-EBSD анализа.

В исходном состоянии сплав имел равноосную зеренную структуру с размером зерна ~25 мкм и содержал дисперсоиды $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ диаметром 5–10 нм, сохранявшие стабильность при кратковременных нагревах в интервале температурковки. Обнаружено, что при обеих исследованных температурах формирование новых мелких (суб)зерен, окруженных мало- и большеугловыми границами (МУГ и БУГ), начиналось вблизи исходных границ зерен. С ростом степени деформации объемная доля и разориентировка таких кристаллитов увеличивались, приводя к практически полной замене крупнозернистой структуры новой мелкозернистой структурой к завершению ВИК. Динамическая рекристаллизация в обоих случаях осуществлялась по непрерывному механизму и контролировалась взаимодействием решеточных дислокаций и/или границ (суб)зерен с дисперсоидами, эффективно сдерживающими миграцию границ, перераспределение решеточных дислокаций и их аннигиляцию. При этом кинетика формирования мелкозернистой структуры (скорость образования деформационно-индуцированных границ и роста их разориентировок) в сплаве практически не зависела от температурыковки, т.е. при приблизительно одинаковых степенях деформации в материале формировались качественно подобные микроструктуры, характеризуемые близкими значениями среднего угла разориентировки и доли БУГ. Вместе с тем, размер (суб)зерен при ВИК при 325°C, был значительно меньше, чем при 450°C и составлял, соответственно, 1,4 и 2,5 мкм. Последнее свидетельствовало о том, что характеристики новой мелкозернистой структуры в значительной мере зависят от скорости протекания термо-активируемых процессов.

Обсуждены особенности формирования микроструктуры комплексно легированного алюминиевого сплава при высокотемпературной интенсивной пластической деформации и влияние температуры ВИК на измельчение его зерен.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-08-01189 А

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С, ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ И ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ

Мухаметдинова О.Э., Автокротова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

oksana@imsp.ru

Исследовали влияние температуры отжига на стабильность зеренной структуры интенсивно пластически деформированного (ИПД) сплава 1570С ($\text{Al-5\%Mg-0,2\%Sc-0,18\%Mn-0,08\%Zr}$). Гомогенизированный слиток с размером зерна ~25 мкм сначала подвергли РКУП при температуре 325 °С до истинной степени деформации $\epsilon \sim 3$, затем часть материала прокатали при этой же температуре до суммарной степени $\epsilon \sim 87\%$. Пост-деформационный отжиг проводили в течение 1 часа в интервале температур 350–520 °С. Структуру сплава анализировали методами оптической металлографии, а также электронной микроскопии с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEOL-2000EX и сканирующего электронного микроскопа TESCAN MIRA 3 LMN, оснащенного системой анализа «HKL Channel 5 EBSD».

Обнаружено, что при РКУП формируется смешанная структура, состоящая на 20–30% из областей новых ультрамелких зерен размером 1–2 мкм, расположенных преимущественно вдоль границ исходных зерен. При этом в теле исходных зерен образуется развитая субструктура с субзернами того же размера. При последующей прокатке фрагменты исходных зерен вытягиваются в направлении прокатки, а новые зерна в мелкозернистых областях остаются равноосными вследствие активизации зернограницного

проскальзывания. В результате, микроструктура листов представляет собой вытянутые в направлении прокатки волокна со структурой динамического возврата, разделенные областями равноосных мелких зерен с низкой плотностью решеточных дислокаций.

Оценка микротвердости показала, что изменения зеренной структуры, вызванные ИПД, упрочнили сплав и повысили его микротвердость с ~ 105 HV в литом состоянии до 120 HV. При последующем отжиге сплав после РКУП и последующей прокатки продемонстрировал близкий характер зависимостей микротвердости от температуры отжига. Сплав в обоих деформированных состояниях разупрочнялся более интенсивно и при более низких температурах, чем литой сплав. При этом структуры, сформированные РКУП и последующей прокаткой, оставались смешанными, несмотря на заметный нормальный рост зерен.

Обсуждены факторы, обуславливающие поведение и термическую стабильность структур, сформированных РКУП, теплой прокаткой и последующим отжигом в сплаве, содержащем высокую плотность наноразмерных выделений алюминидов переходных металлов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОКРЫТИЙ НИТРИДА ТИТАНА НА ИЗДЕЛИЯХ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ

Слабодчиков В.А., Овчинников С.В.*, Кузнецов В.М.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия*

**Институт физики прочности и материаловедения, Томск, Россия
dipis1991@mail.ru*

В работе поставлена задача исследования возможности получения равномерной модификации поверхности, т.е. преодоления «краевого» эффекта с использованием магнетронно-распылительных систем при одновременной подаче импульсно-периодического отрицательного потенциала смещения на обрабатываемые изделия. При помещении изделий в такую плазму за счёт возможности изменения в широком диапазоне её концентрации и варьировании напряжения смещения на подложках можно реализовать различные режимы плазменного воздействия, обеспечивая тем самым различные процессы: очистка, травление, нагрев, легирование, плазменно-иммерсионная ионная имплантация, плазменное ассистирование при напылении покрытий.

Экспериментальное изучение влияния условий осаждения на характеристики структуры формирующихся покрытий было выполнено при вакуумно-плазменном нанесении покрытий TiN на подложки из нержавеющей стали 12X18H10T с глухими отверстиями на вакуумно-плазменной установке «СПРУТ». Для участков фронтальной поверхности и в отверстиях проведено исследование элементного состава и структурно-фазового состояния тонких (1-2 мкм) поверхностных слоёв.

Показано, что использование импульсного потенциала смещения на подложке обеспечивает формирование в отверстиях поверхностного слоя покрытия TiN на расстояниях несколько мм в глубину при его толщинах в несколько раз меньше, чем толщина покрытия нитрида титана на плоской поверхности образца. Установлено формирование переходного по элементному составу от покрытия к подложке слоя толщиной несколько десятков нм. Найдено, что поверхностный слой в отверстиях с модифицированным составом имеет двуслоевую структуру из смежного с подложкой аморфного слоя и верхнего нанокристаллического. Показано, что в отличие от столбчатой высокодефектной структуры нитрида титана на плоской поверхности кристаллической слой в отверстиях

является, во-первых, нанофрагментированным, во-вторых, является гетерофазным, так как содержит дополнительно к кристаллам нитрида титана частицы α -Fe. На основе полученных экспериментальных данных высказано предположение об определяющем влиянии на состав и структуру покрытия в отверстии процесса распыления материала подложки при ионно-плазменной чистке её поверхности распылением плазмой аргона, а также эффектов легирования нитрида титана нерастворимыми примесями подложки и невысокого уровня энергетической активации роста покрытия ионным воздействием.

ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ КОНТЕЙНЕРА ДЛЯ ПЕРЕВОЗКИ СПЕЦИАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ

Трофимов В.Н., Струнгарь Д.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
г. Пермь, Россия*

С каждым днем растет актуальность такого вида деятельности, как грузоперевозки. Ведь доставка груза является важным фактором развития современной промышленности, особенно в том случае, если он охватывает несколько городов или даже стран.

Работа посвящена разработке оптимизированной конструкции и аналитическому расчету в программном пакете ANSYS 14.5 [1].

Проведен анализ существующей конструкции контейнера и выявлены ее недостатки [2]. Разработана конечно-элементная модель существующей конструкции контейнера и проведен анализ ее напряженно-деформированного состояния для выявления наиболее нагруженных элементов конструкции.

Разработана новая конструкция контейнера. Создана ее конечно-элементная модель и проведен анализ напряженно-деформированного состояния. Выявлены элементы конструкции, где возможно разрушение (рис. 1).

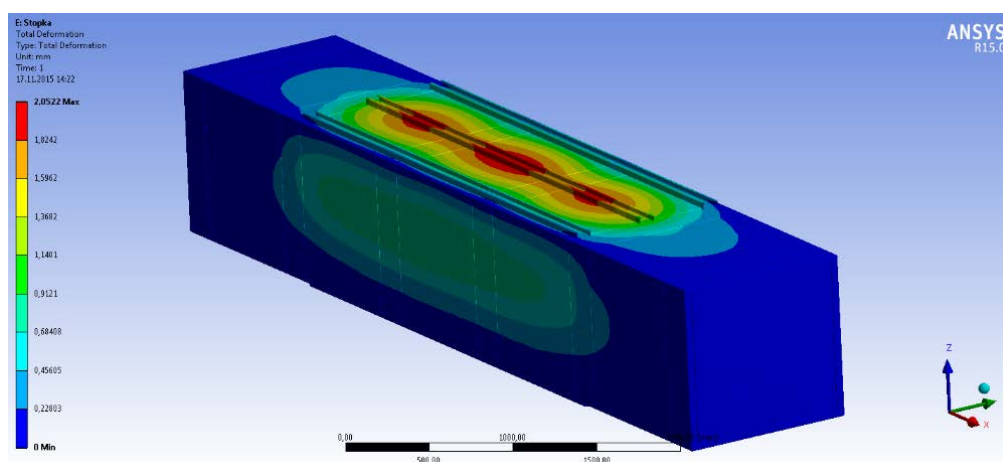


Рис. 1. Распределение деформации

Предложена модернизированная конструкция контейнера, удовлетворяющая условиям прочности и имеющая меньшую материалоемкость. Вес предлагаемой конструкции контейнера в 1,5 раза легче существующей конструкции. За счет снижения материалоемкости уменьшилась себестоимость изготовления контейнера.

Проведен анализ напряженно-деформированного состояния при действии на контейнер динамических нагрузок (падение с высоты 2 метра). Показано, что интенсивность напряжений не превышает предела текучести материала контейнера.

1. Басов К.А. ANSYS и Virtual Lab. Геометрическое моделирование – М.: ДМК Пресс, 2006.- С.240. – ISBN 5-94074-301-3.
2. ГОСТ 53210-2008 Контейнеры Комбинированные Москва: Стандартформ 2010

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ХАРАКТЕРИСТИК ПЕТЕЛЬ ГИСТЕРЕЗИСА ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Лыкова А.В., Ильиных А.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический
университет, Пермь, Россия, sem.lykova@gmail.com*

В настоящее время актуальны исследования в области прогнозирования долговечности конструкционных материалов и деталей машин. Исследования необходимы для повышения достоверности прогнозирования долговечности изделий, которые определяют срок службы эксплуатируемого технического объекта.

Работа посвящена исследованию механического поведения конструкционных сплавов при малоцикловой усталости и переменных параметрах цикла. Целью данной работы является изучение возможностей прогнозирования циклической долговечности при малоцикловой усталости на основе анализа характеристик петель гистерезиса.

В работе представлены результаты экспериментов на малоцикловую усталость, которые проводились в режиме жесткого нагружения при треугольном и М-образном формах цикла. В процессе испытаний на каждом цикле отслеживались петли гистерезиса зависимости осевого напряжения от полной осевой деформации. По результатам испытаний построены кривые малоцикловой усталости. Проведено сопоставление экспериментальных данных в условиях малоцикловой усталости при постоянных и переменных параметрах циклического нагружения никелевого сплава. Реализация более сложного режима нагружения снижает долговечность материала при заданном уровне амплитуды деформации. Для описания механического поведения материала на основании анализа петель механического гистерезиса строятся зависимости амплитуды деформации от размаха напряжений и пластической деформации с постоянными и переменными параметрами цикла.

Работа выполнена в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 16-41-590392).

1. Иноземцев А.А., Нихамкин М.Ш., Ильиных А.В., Ратчиев А.М. Экспериментальная проверка модели суммирования повреждений при циклическом нагружении дисков турбин.//Известия Самарского НЦ РАН – 2012 – Т. 14, №4(5). – С. 1372-1375.
2. Nikhamkin M., Ilinykh A. Low cycle fatigue and crack grow in powder nickel alloy under turbine disk wave form loading: validation of damage accumulation model//Applied Mechanics and Materials. 2014. V. 467. P. 312-316.
3. С.Я. Куранakov О применимости кинетического уравнения повреждений энергетического типа для расчета момента разрушения металлических материалов//Известия вузов. МАШИНОСТРОЕНИЕ. – 2007. - №6.

ОДНОВРЕМЕННАЯ РЕГИСТРАЦИЯ ФРАКТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД

Уваров С.В., Пантелеев И.А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

usv@icmm.ru

Для исследования пространственно-временных закономерностей развития поврежденности при квазистатическом одноосном деформировании гранита была проведена серия экспериментов на образцах гранита месторождения Мансуровское. Образцы представляли собой цилиндры диаметром 45 мм и высотой 90 мм. Для непрерывной регистрации акустической эмиссии была использована система Amsy-5 (VAllen, Германия) укомплектованная 6 широкополосными датчиками DECI SE2MEG-P (частотный диапазон 200-2000 kHz) и 2 датчиками AE105A (450-1150 kHz). Помимо регистрации акустической эмиссии в экспериментах регистрировалась фрактolumинесценция, для чего использовались фотоэлектронные умножители Hamamatsu H6779 с рабочим спектральным диапазоном 300–650 нм подключенные к одному или двум каналам Amsy-5 вместо датчиков акустической эмиссии.

В результате проведенных экспериментов получен ряд закономерностей изменения акустической эмиссии и фрактolumинесценции при деформировании и разрушении гранита.

АНАЛИЗ ЭФФЕКТА ЗАПАЗДЫВАНИЯ ВЕКТОРНЫХ СВОЙСТВ ПРИ СЛОЖНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ОБЪЕМА ПОЛИКРИСТАЛЛА

Лоевец Д.А., Волегов П.С.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия*

Одним из наиболее простых в реализации, но в тоже время достаточно действенным механизмом увеличения прочностных характеристик материала на этапе предфинишной обработки служат различные комбинации сложного деформирования поликристаллов. При реализации таких процессов возникает ряд эффектов, которые вносят значительный вклад в свойства материала на макроуровне. Одним из таких эффектов является эффект запаздывания векторных свойств представительного объема поликристалла при деформировании по сложным траекториям, который, в конечном счете, является следствием свойства памяти материала. Таким образом актуальной задачей является построение математических моделей, позволяющих описывать процессы неупругого деформирования поликристаллов, с явным учетом механизмов деформирования на мезо- и микроуровне, которые и приводят к появлению описанных выше эффектов. Для описания процессов сложного деформирования удобно использовать понятия, сформулированные в рамках теории упругопластических процессов А.А. Ильюшина.

Для исследования эффекта запаздывания векторных свойств проведен ряд численных экспериментов по деформированию представительного объема поликристалла, состоящего из 512 зерен, по двум последовательностям лучевых траекторий, отличающихся друг от друга преобразованием симметрии. В ходе этих экспериментов

получены графические представления траекторий напряжений и деформаций, а также построен и проанализирован образ процесса нагружения. Установлены зависимости угла между вектором напряжений и касательной к траектории деформации от длины дуги накопленной деформации. Реализованы численные эксперименты по деформированию представительного объема поликристалла по траекториям постоянной и переменной кривизны. Выявлены факторы, влияющие на зависимость угла наклона вектора напряжений при деформировании по лучевым траекториям, по траекториям постоянной и переменной кривизны, установлена зависимость скорости изменения угла наклона от кривизны траектории деформации. Проанализирована степень влияния механизмов упрочнения и ротаций на проявление эффекта запаздывания векторных свойств, получены оценки глубины следа памяти, а также физическое обоснование явления «затухающей памяти».

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ №МК-1298.2017.1.

СПОСОБЫ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ГАРАНТИРОВАННОГО СОЧЕТАНИЯ ПРОЧНОСТИ И ХЛАДОСТОЙКОСТИ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИТЫХ СТАЛЕЙ

Сыч О.В., Хлусова Е.И., Яшина Е.А.

*НИИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»,
г. Санкт-Петербург, Российская Федерация,
oknir@crism.ru*

До настоящего времени и в ближайшей перспективе в качестве основных материалов для судокорпусных и строительных конструкций, морских надводных и подводных технических средств по сочетанию низкой стоимости и высокой технологичности продолжают оставаться низкоуглеродистые низколегированные стали с гарантированными пределами текучести 355–460 МПа, особенностью которых является наличие вязкохрупкого температурного перехода. Очевидно, что из-за тяжелых экономических и экологических последствий опасность возникновения хрупких разрушений должна быть полностью исключена, в связи с чем РМРС разработаны требования к сталям арктического назначения, применимым без ограничений в условиях Арктики для любых конструктивных элементов, и внесены в Правила «РМРС...» и ГОСТ Р 52927-2015.

Листовой прокат с индексом «Агс» в толщинах от 25 до 70 мм должен обеспечивать значения работы удара при температуре испытаний –60 °С не менее 50 Дж для сталей с гарантированным пределом текучести 355–390 МПа и не менее 80 Дж для сталей с гарантированным пределом текучести 420–460 МПа, в том числе после механического старения, а также выдерживать испытания на трещиностойкость (критическое раскрытие в вершине трещины CTOD), иметь низкие значения критических температур вязкохрупкого перехода NDT и T_{кб}.

Таким образом, актуальным остается вопрос гарантированного обеспечения заданных характеристик хладостойкости толстолистного проката из низкоуглеродистых низколегированных марок сталей при сохранении прочности.

В настоящей работе представлены результаты исследования влияния химического состава, исходной заготовки (слиток, сляб конвертерного или электросталеплавильного производства), а также термо-деформационных параметров термомеханической обработки на количественные параметры структуры, стабильность обеспечения сдаточных

механических свойств, а также характеристик хладостойкости и работоспособности толстолистного проката из низкоуглеродистой низколегированной стали.

На основании проведенных исследований разработаны технологические способы обеспечения гарантированного сочетания прочности и хладостойкости толстолистного проката из низколегированных низкоуглеродистых сталей за счет формирования после термомеханической обработки однородной по всей толщине листов ферритно-бейнитной структуры с бейнитом реечной и гранулярной морфологии при отсутствии значительного количества протяженных областей реечного бейнита.

МИКРО- И МАКРОРАЗРУШЕНИЕ УПРУГО-ХРУПКИХ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ МОНОТОННОМ И НЕМОНОТОННОМ ТРЕХОСНОМ НАГРУЖЕНИИ

**Зайцев А.В.¹, Коваленко Ю.Ф.², Карев В.И.², Палкин Д.Д.¹,
Соколкин Ю.В.¹, Устинов К.Б.²**

¹*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия, zav@pstu.ru*

²*Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия
wikarev@ipmnet.ru*

С целью изучения закономерностей эволюции ансамблей дефектов в упруго-хрупких песчаниках Верхнекамского региона разработана двухуровневая структурно-феноменологическая модель зернистого геокомпозита со случайными прочностными и деформационными свойствами, с единых позиций описывающая квазистатическое деформирование как непрерывный многостадийный процесс накопления повреждений, а макроразрушение — как результат потери устойчивости этого процесса. Исследование дефектной микроструктуры песчаника на разных этапах деформирования по траекториям непропорционального трехосного нагружения в виде двухзвенных ломаных, проведенное в ресурсном центре «Геомодель» Научного парка Санкт-Петербургского государственного университета на рентгеновском микротомографе SkyScan 1172, позволило уточнить разработанную модель. Разработан вариант автоматического выбора шага пропорционального и непропорционального макродеформирования при численном решении краевых задач методом конечных элементов, который позволяет зарегистрировать каждый акт изменения деформационных свойств в результате частичной потери или восстановления несущей способности в случае смены типа напряженно-деформированного состояния какого-либо структурного элемента. Проанализированы закономерности механического поведения песчаников при совместном действии одноосной сжимающей нагрузки и бокового давления и деформировании по траекториям в виде двухзвенных ломаных.

Для моделирования процессов накопления повреждений при немонотонном нагружении разработан расчетный метод превентивных разгрузок. Построение диаграммы деформирования этим методом предполагает поддержание равновесия между силами сопротивления материала и внешними силами (достигается проведением циклов разгрузка — активное нагружение при появлении признаков неуправляемого разрушения). При проведении вычислительных экспериментов было обнаружено, что на восходящих участках диаграммы одноосной деформации сжатия песчаника, построенные методом превентивных разгрузок, не отличались от кривых, полученных в монотонном режиме. На стадии разупрочнения каждый цикл нагружения представлялся автономным испытанием материала с увеличивающейся объемной долей повреждений и новым пределом прочности. Поэтому ниспадающая ветвь диаграммы деформирования была определена

как геометрическое место пределов прочности материала с различной объемной долей накопленных повреждений. Проиллюстрирована возможность построения ниспадающей ветви методом превентивных разгрузок при одноосной деформации песчаника с ненулевой и не бесконечной жесткостью. Реализация разупрочнения в рассматриваемом случае свидетельствовала о том, что предельно «жесткий» режим нагружения может быть представлен в виде последовательности шагов «мягкого» активного нагружения и разгрузки.

ВЕРОЯТНОСТНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОЧАСТИЧНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СЛУЧАЙНЫХ СТРУКТУРАХ, ЭВОЛЮЦИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И МАКРОРАЗРУШЕНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННО АРМИРОВАННЫХ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ТРЕХОСНОМ ПРОПОРЦИОНАЛЬНОМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Зайцев А.В., Кокшаров В.С., Соколкин Ю.В.

¹*Пермский национальный исследовательский политехнический университет,
Пермь, Россия
zav@pstu.ru*

Стохастический характер структуры однонаправленно армированных композитов обусловлен случайностью формы, взаимного расположения и ориентации, разбросом их характерных размеров волокон. Сформулированы принципы построения алгоритмов генерации случайных структур и определены предельные наполнения синтезируемых волокнистых материалов, обнаружен и исследован эффект самоорганизации. Предложен новый метод аналитического построения условных и безусловных многоточечных моментных функций случайной структуры (определяются центральными моментными функциями соответствующих порядков случайного индикатора, принимающего значения 1 или 0 в зависимости от того, принадлежит точка фазе армирующего наполнителя или матрице), который позволяет записать выражения для этих функций в виде рядов с конечным числом членов. Детальный анализ сходимости этих рядов позволил исследовать такие закономерности структуры композита, как локальность или наличие квазидетерминированных (периодических) составляющих в случайных полях.

Разработана двухуровневая модель неупругого деформирования и структурного разрушения однонаправленно армированных волокнистых композитов случайной структуры, учитывающая совместное влияние различных условий нагружения в поперечной плоскости, однородного растяжения (сжатия) в направлении армирования и продольного сдвига, позволяющая описать частичную потерю и восстановление несущей способности элементами структуры при выполнении совокупности критериев разрушения. В разработанной модели волокна предполагались линейно упругими, изотропными и неразрушаемыми, а матрица — изотропной, упруго-хрупкой. При численном решении крайних задач для представительных объемов композитов методом конечных элементов определены масштабы неоднородности полей напряжений и деформаций в неповрежденном материале, отражающие многочастичное взаимодействие в ансамбле волокон и оказывающие влияние на начальный этап образования дефектов. Для различных схем комбинированного трехосного пропорционального нагружения и сдвига определены закономерности эволюции дефектов в матрице, проанализировано влияние закона распределения диаметров волокон и «скрытых» параметров порядка стохастических структур на сценарии развития процесса разрушения. Обнаружено, что вид закона распределения (одномодальный симметричный или несимметричный) не влияет на эффективные упругие модули материала. Показано качественное совпадение характера макроразрушения

модельных композитов в вычислительных экспериментах с результатами механического испытания на продольный сдвиг стеклопластика на основе эпоксидной матрицы. Обнаружен не зависящий от типа закона распределения диаметров волокон эффект «порционного» разрушения участков матрицы при гидростатическом сжатии.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант РФФИ–Урал № 16–11–590396).

О ВОЗМОЖНОСТИ КОНТРОЛЯ КИНЕТИКИ НАКОПЛЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ МЕТАЛЛА ПО АНАЛИЗУ НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРОВ ПОВЕРХНОСТНЫХ УПРУГИХ ВОЛН

Иляхинский А.В., Родюшкин В.М.

*ИПМ РАН, г.Нижний Новгород, Россия,
ilyahinsky-aleks@bk.ru*

Доклад посвящен проблеме исследования взаимосвязи процесса накопления структурных повреждений с нелинейностью упругих волн при анализе изменения состояния ферритного материала методом акустического зондирования. Приводится описание испытательно-измерительного комплекса, включающего в себя универсальную испытательную машину фирмы Tinius Olsen Ltd, специализированное устройство, создающее непрерывную поверхностную волну и аппаратуру для измерения и последующего анализа статистических и нелинейных параметров упругих волн.

Описываются результаты экспериментов проведенных на пропорциональных образцах типа I № 21 из металла марки Ст10, изготовленных по ГОСТ 1497 подвергнутых знакопостоянному отнулевому малоцикловому нагружению.

Предложен способ количественной оценки влияния процесса накопления структурных повреждений на нелинейность упругих волн. В основе оценки лежит анализ соотношения гармоник упругой волны и представление процессов влияющих на изменение параметров упругой волны статистической моделью в виде распределения Дирихле [1].

1. Иляхинский А.В. Родюшкин В.М. Распределение Дирихле в задаче оценки состояния металла методом акустического зондирования// Дефектоскопия. 2015. №7. с.13-17

Именной указатель

Абабков Н.В.	22	Буров С.В.	117
Аббасова С.И.	109	Бутакова К.А.	49
Абдуллина Д.Н.	233		
Абзаев Ю.А.	57	Валиев Р.З.	71, 171
Автокротова Е.В.	145, 146, 241, 242	Валуйская Л.А.	174
Аккузин С.А.	139-141	Васенина Е.М.	73
Аксёнова К.В.	110	Васильев Е.В.	29
Аликин М.А.	143	Васильева С.В.	115
Анашина А.А.	176	Великоднев В.Я.	74, 75
Андреев В.А.	79	Веретенникова И.А.	53-55
Аникеенко В.И.	98	Веселова В.Е.	206
Аношкин А.Н.	143, 144, 184	Вильдеман В.Э.	157, 159, 179, 187
Антипин В.Е.	209	Виноградов А.Ю.	29
Антониади Ю.В.	94	Виноградова Н.И.	107
Антонова О.В.	186	Винс В.Г.	106
Анчаров А.В.	186	Вичужанин Д.И.	55
Апанина В.О.	64	Владимиров А.П.	206
Арутюнян А.Р.	44	Власова А.М.	160
Астафуров С.В.	40	Вознюк А.В.	87, 88
Астафурова Е.Г.	39-43, 108	Волегов П.С.	246
Афоникова Н.С.	36	Волков А.Е.	44, 156, 231, 232
		Волков А.Ю.	83
Бабушкин А.В.	147	Волков Г.А.	70
Бадун Р.А.	81	Волкова Е.Г.	83, 117, 118, 120
Банников М.В.	15	Волокотина Е.А.	94
Банникова И.А.	213, 214	Воронков А.А.	144
Бао Фэнюань	167	Воронков А.В.	81
Баранникова С.А.	173	Вшивков А.Н.	168, 190
Барахтин Б.К.	87, 88	Выродова А.В.	34
Барышников С.О.	97	Вьюненко Ю.Н.	45, 70
Батуев С.П.	182		
Батурин А.А.	131, 151, 172	Гаврилов Н.В.	119
Башков О.В.	167	Гаевой Е.А.	63, 66
Баяндин Ю.В.	224, 225	Гайсин Р.А.	183
Бейгельзимер Я.Е.	48	Галиева Э.В.	183
Беликов С.В.	158	Ганеев А.А.	183
Белоногов Н.С.	157	Ганеев А.В.	71
Белоусов Н.Н.	45	Гарипова Р.Н.	241
Беляев С.П.	78-82	Гаркушин Г.В.	108, 233
Беляев Ф.С.	156	Гафурова Д.Р.	77
Березнер А.Д.	111-113, 115, 116	Гвоздев А.Е.	46
Березовская А.А.	136	Гераскин В.И.	61
Бетехтин В.И.	3, 9, 12, 13	Гилев М.В.	94
Билалов Д.А.	225, 226	Гиляров В.Л.	76, 77
Бобров Д.И.	92	Гирсова Н.В.	151
Богданов А.С.	106	Гирсова С.Л.	89, 217
Богданов Д.Г.	106	Гладковский С.В.	206
Борзенко А.П.	103	Глазкова Е.А.	137
Бородин И.Н.	30, 238	Глазова Д.И.	80
Бродова И. Г.	227, 240	Глазунов А.А.	121
Брянский А.А.	167	Глезер А.М.	15-17, 26, 27
Будилов В.В.	39	Гнесин И.Б.	35, 36
Будовских Е.А.	65	Горбатенко В.В.	162
Бульбович Р.В.	178	Горбунов А.В.	210

Горбунова Т.И.	52
Горленко Н.П.	59
Горнакова А.С.	35, 36, 38
Горностырев Ю.Н.	241
Горшенков М.В.	26
Грабовецкая Г.П.	31, 72
Грановский А.Ю.	56
Григорьева Е.А.	65
Гринберг Б.А.	18
Гриншпон А.С.	73
Гришин Е.Н.	47
Гришков В.Н.	89, 90, 131, 151, 172
Громов В.Е.	56, 62-66, 69, 110
Гувалов А.А.	109
Гундеров Д.В.	129, 130
Гусаренко А.А.	131
Гуткин М.Ю.	122
Давыдов Д.И.	107
Давыдова М.М.	220
Дамаскинская Е.Е.	76, 77
Данилов В.И.	162
Данилова Л.В.	162
Дежин В.В.	163-166
Демаков С.Л.	107
Демидов А.Н.	161
Демидова Е.С.	79
Дмитриев А.А.	170
Дмитриев А.И.	50
Дубровская А.С.	31
Дудник Е.А.	105
Дудоров А.Е.	238
Думанский С.А.	154
Евард М.Е.	156, 231, 232
Егоров А.В.	169
Егорова Л.Ю.	185
Елисеев А.П.	106
Ермаков А.В.	241
Ерошенко А.Ю.	50
Ефтифеева А.С.	218
Жапова Д.Ю.	131, 151
Желтякова И.С.	102
Жиляев А.П.	95
Жуков А.С.	87
Загуляев Д.В.	49
Зайцев А.В.	248, 249
Зайцев Д.В.	94, 229, 238
Занг З.	230
Занина А.П.	114
Засыпкин С.В.	71
Захаров Г.Н.	40
Зголич И.А.	124
Зголич М.З.	124
Зельдович В.И.	80

Зубарева А.Н.	213, 228
Зубко И.Ю.	104
Зубова Е.М.	128
Зуев Л.Б.	162, 173
Зуйко В.Ю.	143, 184
Ибрагимов Е.А.	32
Иванов А.М.	79
Иванов К.В.	137
Иванов М.А.	18
Иванов Ю.Ф.	49, 62, 68, 110
Игнатова А.Д.	231
Игнатова О.Н.	108
Измоденова М.Ю.	94
Изюмова А.Ю.	190, 227
Ильиных А.В.	245
Ильичев М.В.	33
Ильясов Р.Р.	145, 146
Иляхинский А.В.	250
Имаев В.М.	183
Имаев Р.М.	183
Иноземцев А.В.	60
Кабанова А. В.	230
Кадомцев А.Г.	12, 13
Казанцева Л.А.	216
Казанцева Н.В.	107
Казарина С.А.	152, 155
Калачев В.А.	229
Калашникова Т.А.	137
Камалов Р.В.	158
Каманцев И.С.	206
Каминский П.П.	222
Кардашев Б.К.	13
Карев В.И.	248
Каримбеков М.А.	161
Карпов М.И.	28, 196
Карьев Л.Г.	114
Кашин О.А.	90-92
Кашин О.Г.	89
Кащенко М.П.	51
Кащенко Н.М.	51
Кийко В.М.	28, 102, 191-196
Киреева И.В.	34, 221, 235
Кисельникова Л. П.	230
Клевцов Г.В.	71
Клевцова Н.А.	71
Климов К.Ю.	155
Клопотов А.А.	19, 57
Князева А.Г.	50
Ковалевская Ж.Г.	32, 50
Коваленко Ю.Ф.	248
Кокшаров В.С.	249
Колесникова А.Л.	122
Колмакова Т.В.	85
Комиссарова И.А.	49, 62, 68
Конева Н.А.	9, 11, 19, 22-25

Коновалов С.В.	49, 62, 68, 69	Лунев А.Г.	217
Копаница Д.Г.	57	Лучко С.Н.	118
Копылов В.И.	151	Лыкова А.В.	245
Корелин А.В.	158	Лысиков М.В.	67
Коржов В.П.	28, 191, 192, 195	Лыткина Д.Н.	136
Корнева М.А.	215		
Королев А.В.	51	Мавлютов А.М.	171
Корост Д.В.	77	Майер А.Е.	30, 234
Косинов Д.А.	68	Майер Г.Г.	39-43
Костандов Ю.А.	229	Майер П.Н.	30, 234
Костина А.А.	148	Макаров А.В.	117-120, 211
Костина А.Е.	83	Макаров П.В.	93
Кочанов А.Н.	229	Макаров С.В.	67, 106, 127
Кравченко Д.А.	139, 141, 142	Макрушина А.Н.	127
Кравченко М.Ю.	122	Малашенко В.В.	121
Красников В.С.	30	Малашенко Т.И.	121
Красницкий С.А.	122	Маликов А.Г.	210
Красновейкин В.А.	93	Малыгина И.Ю.	117, 211
Круковский К.В.	89-92, 172	Малышев А.Н.	108
Крылова Т.А.	181	Мамаев А.С.	119
Крымский С.В.	145, 146	Маракулина А.В.	158
Кудрявцева Ю.А.	132	Маркушев М.В.	145, 146, 241, 242
Кудряшов А.Н.	90-92	Марченков А.Ю.	161
Кузнецов В.М.	243	Матвеев М.В.	124
Кузнецов П.А.	87, 88	Матвеев В.П.	144
Кузьмин В.И.	32	Матюнин В.М.	161
Куксгаузен Д.А.	34	Машихин А.Е.	153
Куксгаузен И.В.	34	Мейснер Л.Л.	217
Кулагин Р.Ю.	48	Мельников Е.В.	39-43
Кульков А.С.	93	Менушенков А.П.	16
Куницына Т.С.	86	Мерсон Д.Л.	29
Куранова Н.Н.	21	Мигель И.А.	125, 126, 175
Курзина И.А.	134-136, 216	Микушина В.А.	84, 93
Куринная Р.И.	124	Михайлов С.Б.	176, 177
Кустов А.И.	125, 126, 175	Михайлова Н.А.	176, 177
Кхун Хан Хту Аунг	167	Мичуров Н.С.	53, 55
		Мишетьян А.Р.	75
Лапуть О.А.	135	Мишин И.П.	40, 72
Ларченкова Н.Г.	138	Мишустин И.В.	212
Латушкина С.Д.	151	Мовчан А.А.	152-155
Латынина Т.А.	171	Моляров А.В.	100
Леонтьев И.М.	46	Морозов К.В.	62
Леонтьева-Смирнова М.В.	141, 142	Москвина В.А.	39-43, 108
Лепендин А.А.	169, 170	Мурашкин М.Ю.	171
Ли Ю.В.	173	Мурзаев Р.Т.	96
Ливанова Н.О.	33	Мухаметгалина А.А.	95
Линдеров М.Л.	71	Мухаметдинова О.Э.	145, 146, 241, 242
Липатникова Я.Д.	174	Мясникова М.В.	52
Липин Г.И.	94		
Литвинов А.В.	118	Назаров А.А.	95
Литовченко И.Ю.	139-142	Наймарк О. Б.	9, 14, 15, 213, 214, 220, 224-227, 239
Личаченко А.С.	158		
Лобанов Д.С.	147, 180	Накин А.В.	78
Лоевец Д.А.	246	Нарыкова М.В.	13
Лотков А.И.	89-92, 131, 151, 172	Насонова М.В.	132
Лузенин А.Ю.	147	Невский С.А.	56, 69
Лукьянов А.В.	129	Некрасов А.Н.	35, 196

Непомнящая В.В.	78	Прокофьев Е.А.	129
Никитин А.В.	98	Прокофьева О.В.	48
Никитина Е.Н.	110	Прохоров А.А.	97
Николаенко А.А.	208	Прохоров А.Е.	150
Никоненко Е.Л.	23, 24	Прохоров Д.В.	28, 196
Никонов А.Ю.	50, 160	Пугачева Н.Б.	53
Никулин С.А.	98, 99, 101	Пухова И.В.	135
Новикова О.С.	83	Пушин А.В.	21
Носов М.А.	121	Пушин В.Г.	21
		Пушкин М.С.	60
Оборин В.А.	225, 226, 239		
Овчинников С.В.	243	Радченко А.В.	182
Оглезнева С.А.	51	Радченко П.А.	182, 188
Оришич А.М.	210	Разоренов С.В.	108, 233, 240
Орлова Д.В.	162	Рамазанов К.Н.	39
Орлова Т.С.	171	Раточка И.В.	40
Осинцев К.А.	49	Реснина Н.Н.	78-82
Осинцева А.Л.	118-120	Реунова К.А.	34, 221
Осипович К.С.	218	Рикун Ю.А.	85
Осокин В.М.	184	Рогачев С.О.	98-101
Остриков О.М.	197-204	Родионов Д.П.	185
		Родионов И.С.	172
Палкин Д.Д.	248	Родюшкин В.М.	250
Панин В.Е.	210	Рожкова В.И.	104
Пантелеев И. А.	77, 190, 220, 224, 227, 246	Рожнов А.Б.	98
Панфилов П. Е.	229, 230, 238, 241	Романов А.Е.	122
Панченко Е.Ю.	133, 138, 218	Романов Д.А.	63-66
Панченко М.Ю.	34, 235	Рубаник В.В.	78
Паньков А.А.	144	Рубаник В.В. мл.	78
Папилов И.И.	208		
Пацелов А.М.	186	Савельева А.Ю.	80
Пеленев К.А.	143, 184	Саврай Р.А.	117, 119
		Сагадеев И.Н.	177
Перегудов О.А.	62	Сагарадзе В.В.	118
Пермякова И.Е.	17	Садритдинова Г.Д.	124
Перовская М.В.	181	Самигуллина А.А.	95
Петрова А. Н.	150, 227, 240	Самойлова Г.В.	119
Печина Е.А.	26	Самойлова О.В.	61
Пигалева И.Н.	71	Сапронов А.Н.	48
Пилюгин В.П.	80, 186, 205, 241	Сапрыкин А.А.	32, 50
Плехов О.А.	148-150, 168, 190	Саркисов Ю.С.	59
Плотников В.А.	67, 106, 127	Сарычев В.Д.	56, 69
Плужникова Т.Н.	111-113, 115, 116	Седышев А.И.	73
Победенная З.В.	34	Сенникова Л.Ф.	103
Погорелко В.В.	30	Сергеев А.Н.	46
Поклонов В.В.	34	Сергеев С.Н.	95
Полетика Т.М.	89, 217	Серенко Н.С.	207
Полехина Н.А.	139, 141, 142	Сибирев А.В.	82
Поляков В.В.	169, 170	Сидоренко Ю.Н.	84
Попов Н.Н.	47	Сизоненко Н.Р.	23, 24
Попова Н.А.	19, 22-24, 216	Сильченко А.Л.	152
Потехин Б.А.	177	Ситдииков О.Ш.	145, 146, 241, 242
Почивалов Ю.И.	210	Скорынина П.А.	120
Пресняков Д.В.	47	Слабодчиков В.А.	243
Прилепо Д.В.	48	Слаутин О.В.	60
Прокофьев С.И.	37	Смирнов А.Н.	22
		Смирнов И.В.	70

Смирнов С.В.	52, 54, 55
Смирнова А.С.	210
Смирнова Д.Е.	215
Смирнова Е.О.	52-54
Смолин И.Ю.	84, 93
Соболева Н.Н.	211
Соколов М.А.	225, 226, 239
Соколкин Ю.В.	248, 249
Соловьев А.Н.	174, 236, 237
Соловьева Ю.В.	20, 174, 236, 237
Соснин К.В.	64
Спаскова Е.М.	180
Старенченко В.А.	124, 236, 237
Старенченко С.В.	236, 237
Стариков С.В.	207, 215
Староверов О.А.	187
Степанова Е.Н.	31, 72
Степиков М.А.	63, 66
Страумал Б.Б.	35, 36
Строганова Т.С.	196
Струнгарь Д.В.	244
Суаридзе Т.Р.	185
Субботина Н.В.	59
Сундеев Р.В.	16, 26, 99
Сурсаева В.Г.	36-38
Сухотерин М.В.	97
Сыч О.В.	247
Сюсюкина В.А.	134
Тагильцев А.И.	133
Твердохлебов С.И.	132
Телегина А.В.	85
Темерова М.С.	189
Теплякова Л.А.	19, 86
Тересов А.Д.	72
Терехина А.И.	149
Тимкин В.Н.	131
Тимофеева Е.Е.	133, 138
Тимшин И.А.	15
Ткаченко В.М.	103
Ткаченко М.И.	108
Ткачук М.А.	73
Толмачев Т.П.	186
Томчук А.А.	27
Трапезников А.В.	183
Третьяков А.А.	184
Третьяков М.П.	159
Третьякова Т.В.	159, 179
Тришкина Л.И.	25, 57
Трофимов В.Н.	244
Трусов П.В.	58
Тузов Ю.В.	208
Турилина В.Ю.	98
Тюменцев А.Н.	139-142
Тюфтяев А.С.	33
Уваров С.В.	15, 213, 214, 226, 246

Умнова Н.В.	16
Устинов А.М.	57
Устинов К.Б.	248
Уткин А.В.	213, 228
Федоров В.А.	111-116
Федосеев М.С.	209
Федотов Д.Ю.	111, 113
Феклистова Е.В.	123
Филиппов В.Г.	33, 73-75
Фортуна С.В.	137
Фролов Д.И.	76, 77
Фролова Н.Ю.	80
Ханжин В.Г.	98
Хаткевич В.М.	99-101
Химич М.А.	32, 50
Хлебникова Ю.В.	185
Хлопков Е.А.	70
Хлусова Е.И.	247
Ходыревская Ю.И.	132
Хомская И.В.	233
Хон Ю.А.	222
Хонелидзе Д.М.	46
Хрунык Ю.Я.	158
Цветков Р.В.	209
Цепляев В.И.	207
Цой К.В.	35
Чащина В.Г.	51
Чевская О.Н.	74, 75
Чеканов В.А.	78
Чепуров А.А.	106
Черетаева А.О.	101
Черкасова Т.В.	25
Чернов В.М.	141, 142
Чернышев Е.Г.	186
Чернышова О.В.	16
Черняева Е.В.	44, 45
Чудинов В.В.	225
Чудинов В.В.	226
Чуканов А.Н.	46
Чумляков Ю.И.	34, 133, 138, 218, 221, 235
Чуракова А.А.	129, 130
Шабалов И.П.	74, 75
Шалимова А.В.	16, 26
Шалыгина Т.А.	124
Шаповалова Е.	134
Шардаков И.Н.	144, 209
Шарифуллина Э.Р.	58
Шаркеев Ю.П.	32, 50
Швейкин А.И.	58
Шеляков А.В.	78
Широкина Е.А.	88

Шишкин Д.А.	107	Bozhko I.	223
Шлыкова А.А.	111, 112	Epple Matthias	219
Шмаков В.В.	181	Eroshenko A.Yu.	219
Шокуров В.И.	208	Fedorischeva M.	223
Шорохов Е.В.	233, 240	Glukhov I.A.	219
Юрьев А.А.	62	Kalashnikov M.	223
Яковлев А.В.	111-113, 115, 116	Kucheryavskiy S.V.	169
Яковлев В.И.	32	Mairambekova A.M.	219
Янкин А.С.	178	Molodov D. A.	231
Янц А.Ю.	58	Prymak Oleg	219
Япарова Е.Н.	232	Qifang Zhu	219
Яшина Е.А.	247	Sergeev V.	223
		Sharkeev Yu.P.	219
		Zeming Sun	219

Содержание

	Стр.
Бетехтин В.И. АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ (История организации и проведения конференции)	3
Конева Н.А., Бетехтин В.И., Наймарк О.Б. ЭНЦИКЛОПЕДИСТ ФИЗИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ	9
Конева Н.А. НЕКОТОРЫЕ ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ ФИЗИКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕ- ФОРМАЦИИ	11
Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И. КИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	12
Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. ВЛИЯНИЕ ИНТЕСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УПРУГО-ПЛАС- ТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	13
Наймарк О.Б. О НЕКОТОРЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ КРИТИЧНОСТИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ МАТЕРИАЛОВ	14
Глезер А.М., Тимшин И.А. НОВЫЕ «СТРАННЫЕ» ЯВЛЕНИЯ, ОБНАРУЖЕННЫЕ В ПОСЛЕДНЕЕ ВРЕМЯ ПРИ ИЗУЧЕНИИ ПРОЦЕССОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ ПРИ ОЧЕНЬ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕ- СКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ	15
Банников М.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ	15
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Менушенков А.П., Чернышова О.В., Умнова Н.В. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУР АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe–Ni ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА И КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИ- ЕМ ПРИ 77К	16
Пермякова И.Е., Глезер А.М. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ КРУЧЕНИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	17
Гринберг Б.А., Иванов М.А. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ИНТЕРМЕ- ТАЛЛИДОВ И КЕРАМИКИ	18
Попова Н.А., Конева Н.А., Теплякова Л.А., Клопотов А.А. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КАРБИДНОЙ ПОДСИСТЕМЕ И ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕ- НИЕ УГЛЕРОДА В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ И ДЕФОР- МАЦИОННОМ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	19
Соловьева Ю.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂	20
Пушин В.Г., Куранова Н.Н., Пушин А.В. ВЫСОКОПРОЧНЫЕ И ПЛАСТИЧНЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ЭФФЕК- ТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ИХ СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ	21

Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Конева Н.А., Попова Н.А. ПРАКТИЧЕСКАЯ ЗНАЧИМОСТЬ ТЕОРИИ ПОЛЕЙ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЗАДАЧАХ ОЦЕНКИ РЕСУРСА ПОТЕНЦИАЛЬНО ОПАСНОГО ОБОРУДОВАНИЯ ТОПЛИВНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО КОМПЛЕКСА	22
Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Сизоненко Н.Р., Конева Н.А. СТРУКТУРА НИКЕЛЕВОГО ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА	23
Сизоненко Н.Р., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Конева Н.А. ВЛИЯНИЕ РЕНИЯ И РУТЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ Ni–Al–Co–Me	24
Тришкина Л.И., Черкасова Т.В., Конева Н.А. СУБСТРУКТУРЫ В РАЗРУШЕННЫХ ОБРАЗЦАХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЕР- ДЫХ растворов Cu–Mn	25
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Печина Е.А., Горшенков М.В. СТРУКТУРНЫЕ ОБОСНОВАНИЯ СКАЧКООБРАЗНОГО ИЗМЕНЕНИЯ МОМЕНТА КРУЧЕНИЯ В ХОДЕ КВД КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti–Ni–Cu	26
Томчук А.А., Глезер А.М. РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ FeNi, ПОДВЕРГНУТОМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ В КАМЕРЕ БРИДЖ- МЕНА	27
Прохоров Д.В., Коржов В.П., Кийко В.М., Карпов М.И. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Nb–Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ	28
Мерсон Д.Л., Васильев Е.В., Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ ЭФФЕКТА БАУШИНГЕРА В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ С ЭФФЕК- ТОМ АСИММЕТРИИ	29
Майер А.Е., Майер П.Н., Красников В.С., Погорелко В.В., Бородин И.Н. МНОГОМАСШТАБНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ НА РАСТЯЖЕНИЕ МЕТАЛЛОВ И РАСПЛАВОВ МЕТАЛЛОВ	30
Грабовецкая Г.П., Дубровская А.С., Степанова Е.Н. ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Zr–1 мас.%Nb, ЛЕГИРОВАН- НОГО ВОДОРОДОМ	31
Ковалевская Ж.Г., Химич М.А., Шаркеев Ю.П., Сапрыкин А.А., Ибрагимов Е.А., Яковлев В.И., Кузьмин В.И. ПОРОШКОВЫЙ СПЛАВ Ti–Nb ДЛЯ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	32
Ильичев М.В., Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. ТРАНСФОРМАЦИЯ ДЕФЕКТОВ И РЕЛАКСАЦИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	33
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Поклонов В.В., Куксгаузен И.В., Кукс- гаузен Д.А., Выродова А.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А. ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ НА ОРИЕНТАЦИОННУЮ ЗАВИСИ- МОСТЬ КРИТИЧЕСКИХ СКАЛЫВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ И МЕХАНИЗМ ДЕФОР- МАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ	34
Горнакова А.С., Гнесин И.Б., Цой К.В., Некрасов А.Н., Страумал Б.Б. МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА ВТ6 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА	35
Горнакова А.С., Гнесин И.Б., Афоникова Н.С., Сурсаева В.Г., Страумал Б.Б. ТВЕРДОСТЬ СПЛАВОВ Ti–4 вес.%V И Ti–4 вес.%V–6 вес.%Al ПОСЛЕ КВД С ПРЕД-	36

ВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

- Сурсаева В.Г., Прокофьев С.И.
ВЛИЯНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО РЕБРА НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦЫ НАКЛОНА $[10\bar{1}0]$ В ЦИНКЕ 37
- Сурсаева В.Г., Горнакова А.С.
ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ФАСЕТИРОВАНИЯ И ОГРУБЛЕНИЯ КАК ИНСТРУМЕНТ УПРАВЛЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПОЛИКРИСТАЛЛА 38
- Москвина В.А., Астафурова Е.Г., Рамазанов К.Н., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Будилов В.В.
ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИОННОМУ АЗОТИРОВАНИЮ 39
- Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Раточка И.В., Мишин И.П., Захаров Г.Н., Астафуров С.В.
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВОДОРОДОМ НА МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т С КРУПНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И УЛЬТРА-МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРАМИ 40
- Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А.
РАЗВИТИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ Fe–28Mn–2.6Al–1.3C 41
- Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А.
ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 42
- Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А.
ВЛИЯНИЕ НАВОДОРОЖИВАНИЯ И ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, СТРУКТУРУ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ 43
- Волков А.Е., Черняева Е.В., Арутюнян А.Р.
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ СТЗКП ПОСЛЕ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ 44
- Белоусов Н.Н., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н.
АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В КОМПОЗИЦИЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ 45
- Чуканов А.Н., Сергеев А.Н., Гвоздев А.Е., Леонтьев И.М., Хонелидзе Д.М.
ВОДОРОДНАЯ ХРУПКОСТЬ И РАЗВИТИЕ ДЕГРАДАЦИИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ 46
- Попов Н.Н., Пресняков Д.В., Гришин Е.Н.
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ СИСТЕМ Ti–Ni–Hf и Ti–Ni–Pd 47
- Прокофьева О.В., Бейгельзимер Я.Е., Прилепо Д.В., Сапронов А.Н., Кулагин Р.Ю.
ФОРМИРОВАНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АРХИТЕКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ 48
- Осинцев К.А., Комиссарова И.А., Бутакова К.А., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф.
ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0, ОБРАБОТАННОГО ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ И РАЗРУШЕННОГО ПРИ МНОГО-

ЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

- Шаркеев Ю.П., Сапрыкин А.А., Ерошенко А.Ю., Ковалевская Ж.Г., Князева А.Г., Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Химич М.А.
СЕЛЕКТИВНОЕ ЛАЗЕРНОЕ СПЛАВЛЕНИЕ СПЛАВА ТИТАН-НИОБИЙ. 50
- Кащенко М.П., Кащенко Н.М., Королев А.В., Оглезнева С.А., Чашина В.Г.
ОЦЕНКА КРИТИЧЕСКОГО ЗЕРНА АУСТЕНИТА ПРИ $\gamma - \alpha$ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ С АТЕРМИЧЕСКОЙ МАКРОКИНЕТИКОЙ (НА ПРИМЕРЕ СИСТЕМЫ Fe–Ni–Cr) 51
- Смирнов С.В., Мясникова М.В., Смирнова Е.О., Горбунова Т.И.
ОЦЕНКА ЛОКАЛЬНОЙ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ПРИ ОТСЛАИВАНИИ ТОНКИХ ПОЛИМЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ 52
- Веретенникова И.А., Пугачева Н.Б., Смирнова Е.О., Мичуров Н.С.
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ 1-0 И СТАЛИ 12Х18Н10Т С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ МЕДНОЙ ВСТАВКОЙ 53
- Смирнов С.В., Веретенникова И.А., Смирнова Е.О.
ВЯЗКОУПРУГИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЭПОКСИДНОГО ПОЛИМЕРА, НАПОЛНЕННОГО ДИОКСИДОМ КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ С ПОМОЩЬЮ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ 54
- Веретенникова И.А., Вичужанин Д.И., Мичуров Н.С., Смирнов С.В.
ИССЛЕДОВАНИЕ БИМЕТАЛЛОВ «МЕДЬ М1-СТАЛЬ 09Г2С» И «СТАЛЬ 08Х18Н9-СТАЛЬ 09Г2С» ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ 55
- Сарычев В.Д., Невский С.А., Грановский А.Ю., Громов В.Е.
ИЗУЧЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ ПРИ ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ВЗРЫВЕ ПРОВОДНИКОВ 56
- Копаница Д.Г., Тришкина Л.И., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Устинов А. М.
УПРУГОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ С ТРЕЩИНОЙ, УСИЛЕННОЙ СИММЕТРИЧНЫМИ НАКЛАДКАМИ ИЗ УГЛЕВОЛОКНА. МЕТОД КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ. 57
- Трусов П.В., Швейкин А.И., Шарифуллина Э.Р., Янц А.Ю.
МНОГОУРОВНЕВЫЕ МОДЕЛИ ДЛЯ ОПИСАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ 58
- Горленко Н.П., Саркисов Ю.С., Субботина Н.В.
ИНИЦИИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ЦЕМЕНТНЫХ СИСТЕМАХ ПОСТОЯННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ 59
- Пушкин М.С., Иноземцев А.В., Слаутин О.В.
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУР СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОГО ТИПА, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ (Cu–Cu, Cu–Ti) 60
- Самойлова О.В., Гераскин В.И.
ПОЛУЧЕНИЕ УПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Ti–C 61
- Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Перегудов О.А., Морозов К.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А.
ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ 62
- Степиков М.А., Романов Д.А., Гаевой Е.А., Громов В.Е.
ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ TiC–Ni–Mo 63

Соснин К.В., Романов Д.А., Апанова В.О., Громов В.Е. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНА ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ИТТРИЕМ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	64
Романов Д.А., Григорьева Е.А., Громов В.Е., Будовских Е.А. ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИ- СТЕМ Ag–CdO И Ag–SnO ₂	65
Гаевой Е.А., Романов Д.А., Степиков М.А., Громов В.Е. ВЫБОР НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ СИ- СТЕМЫ TiC–Ti–Al	66
Макаров С.В., Плотников В.А., Лысыков М.В. СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ВЫСО- КОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА	67
Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Косинов Д.А., Иванов Ю.Ф. УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА, ОБРАБО- ТАННОГО ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	68
Сарычев В.Д., Невский С.А., Коновалов С.В., Громов В.Е. МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР В МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИНТЕНСИВ- НОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	69
Волков Г.А., Хлопков Е.А., Смирнов И.В., Вьюненко Ю.Н., "ДЕФЕКТ" МОДУЛЯ УПРУГОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННО-СИЛОВЫЕ СВОЙСТВА "МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЫШЦ" ИЗ СПЛАВА TiNi	70
Пигалева И.Н., Засыпкин С.В., Линдеров М.Л., Ганеев А.В., Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Клевцов Г.В. СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ СТАЛИ 45	71
Степанова Е.Н., Тересов А.Д., Грабовецкая Г.П., Мишин И.П. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И СПЕКТРА РАЗОРИЕНТИРОВОК ГРАНИЦ ЗЕРЕН СУБ- МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧ- КАМИ	72
Гриншпон А.С., Васенина Е.М., Седышев А.И., Ткачук М.А., Филиппов Г.А. ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ РАСПАДА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ АУСТЕНИТА И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ТВЕРДОСТЬ КОЛЕСНЫХ СТАЛЕЙ	73
Шабалов И.П., Филиппов В.Г., Великоднев В.Я., Чевская О.Н. ПРОЧНОСТЬ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ СО СВЕРХНИЗ- КИМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА	74
Мишетьян А.Р., Великоднев В.Я., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ ТРУБНОЙ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ К65	75
Гиляров В.Л., Дамаскинская Е.Е., Фролов Д.И. АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ РЕКУР- РЕНТНЫХ ГРАФИКОВ	76
Дамаскинская Е.Е., Пантелеев И.А., Гафурова Д.Р., Фролов Д.И., Гиляров В.Л., Корост Д.В. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОТРЕЩИН В ОБЪЕМЕ ДЕФОРМИРУЕМОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА ПО ДАННЫМ РЕНТГЕНОВСКОЙ МИКРОТОМОГРАФИИ.	77
Беляев С.П., Накин А.В., Непомнящая В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Чеканов В.А., Шеляков А.В. ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ АМОРФНОГО СПЛАВА	78

Демидова Е.С., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Иванов А.М., Андреев В.А. ИЗОТЕРМИЧЕСКИЙ ПЕРЕХОД В СПЛАВЕ TiNi	79
Глазова Д.И., Беляев С.П., Зельдович В.И., Реснина Н.Н., Пилюгин В.П., Фролова Н.Ю., Савельева А.Ю. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ TiNi.	80
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Воронков А.В., Бадун Р.А. ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА Ti-48.0 ат. %Ni, ПОЛУ- ЧЕННОГО МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУР- НОГО СИНТЕЗА	81
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬ- НЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	82
Волков А.Ю., Костина А.Е., Новикова О.С., Волкова Е.Г. МИКРОСТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ МЕДИ С МАЛЫМИ ДОБАВКАМИ ПАЛЛАДИЯ	83
Микушина В.А., Смолин И.Ю., Сидоренко Ю.Н. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИОКОМПОЗИТА	84
Рикун Ю.А., Колмакова Т.В., Телегина А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СЕГМЕН- ТА ШЕЙНОГО ОТДЕЛА ПОЗВОНОЧНИКА ПРИ НАКЛОНЕ ВПЕРЕД	85
Теплякова Л.А., Куницына Т.С. МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ ДЕФОРМАЦИИ ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА	86
Баракхин Б.К., Вознюк А.В., Жуков А.С., Кузнецов П.А. ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СОЗДАНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ НАНОЦЕНТРА ФГУП "ЦНИИ КМ "ПРОМЕТЕЙ"	87
Баракхин Б.К., Вознюк А.В., Кузнецов П.А., Широкина Е.А. СЖАТИЕ УЗЛА МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВ- НОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	88
Полетика Т.М., Лотков А.И., Гирсова С.Л., Кашин О.Г., Гришков В.Н., Круковский К.В. ДИФфуЗИОННЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ИОННО- МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ TiNi	89
Лотков А.И., Кашин О.А., Круковский К.В., Гришков В.Н. Кудряшов А.Н. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ДЕФОРМАЦИЮ И РАЗРУ- ШЕНИЕ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ИХ ИЗГО- ТОВЛЕНИИ	90
Кашин О.А., Круковский К.В., Лотков А.И., Кудряшов А.Н. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ	91
Круковский К.В., Кашин О.А., Лотков А.И., Бобров Д.И., Кудряшов А.Н. УСТРОЙСТВО ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ДОЛГОВЕЧНОСТИ САМОРАСШИРЯЮЩИХСЯ ВНУТРИСОСУДИСТЫХ СТЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	92

Смолин И.Ю., Кульков А.С., Макаров П.В., Микушина В.А., Красновейкин В.А. РЕЖИМЫ С ОБОСТРЕНИЕМ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ОБРАЗЦОВ КЕРАМИКИ	93
Зайцев Д.В., Гилев М.В., Липин Г.И., Волокотина Е.А., Антониади Ю.В., Измоденова М.Ю. ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТРАБЕКУЛЯРНОЙ КОСТИ ОКОЛОСУСТАВНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ В СРАВНЕНИИ С ОСТЕОЗАМЕЩАЮЩИМИ МАТЕРИАЛАМИ	94
Мухаметгалина А.А., Самигуллина А.А., Сергеев С.Н., Жиляев А.П., Назаров А.А. МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	95
Мурзаев Р.Т. МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА РЕЛАКСАЦИЮ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ В ЗЕРНЕ С ТРЕМЯ ПЛОСКОСТЯМИ СКОЛЬЖЕНИЯ	96
Сухотерин М.В., Барышников С.О., Прохоров А.А. О ПОТЕРЕ УСТОЙЧИВОСТИ ЗАЩЕМЛЕННОЙ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ	97
Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Рогачев С.О., Турилина В.Ю., Никитин А.В., Аникеев В.И. РАЗРАБОТКА СИСТЕМЫ ДИАГНОСТИКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ЛИТЫХ ДЕТАЛЕЙ ПОДВИЖНОГО СОСТАВА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ТРАНСПОРТА НА ОСНОВЕ АКУСТИКО-ЭМИССИОННЫХ ИЗМЕРЕНИЙ	98
Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Сундеев Р.В. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В ТРЕХСЛОЙНЫХ ГИБРИДАХ СТАЛЬ/ВАНАДИЕВЫЙ СПЛАВ/СТАЛЬ И СТАЛЬ/ЦИРКОНИЕВЫЙ СПЛАВ/СТАЛЬ И ИХ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	99
Рогачев С.О., Хаткевич В.М., Моляров А.В. ВОЗМОЖНОСТЬ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ ГИБРИДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С МЕДНОЙ МАТРИЦЕЙ, АРМИРОВАННОЙ СТАЛЬНЫМИ ВОЛОКНАМИ	100
Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Черетаева А.О. ВЛИЯНИЕ ОБЪЕМНОГО АЗОТИРОВАНИЯ НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ФЕРРИТНЫХ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ	101
Желтякова И.С., Кийко В.М. ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti–Al	102
Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Борзенко А.П. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕДИ ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	103
Зубко И.Ю., Рожкова В.И. ДИСКРЕТНО-АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ: ГРАДИЕНТ ПЛОТНОСТИ КАК ВНУТРЕННЯЯ СТЕПЕНЬ СВОБОДЫ	104
Дудник Е.А. АТОМНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ В СПЛАВАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1 ₂	105
Богданов Д.Г., Плотников В.А., Богданов А.С., Макаров С.В., Винс В.Г., Елисеев А.П., Чепуров А.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА ДЕТОНАЦИОННЫХ НАНОАЛМАЗОВ, СПЕЧЕННЫХ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКИХ ТЕРМОБАРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ	106
Казанцева Н.В., Виноградова Н.И., Давыдов Д.И., Демаков С.Л., Шишкин Д.А. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА	107

Co₃(Al, W)

Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Игнатова О.Н., Малышев А.Н., Ткаченко М.И. ВЛИЯНИЕ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ В МЕДИ М1 И АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	108
Гувалов А.А., Аббасова С.И. РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ ТРЕЩИНОСТОЙКИХ БЕТОНОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕСКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ	109
Аксёнова К.В., Громов В.Е., Никитина Е.Н., Иванов Ю.Ф. ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ	110
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	111
Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д. ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ОБЪЕМНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ	112
Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д. УСТАЛОСТНЫЕ ИСПЫТАНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	113
Федоров В.А., Карьев Л.Г., Занина А.П. ПОЛУЧЕНИЕ ИОННЫХ БИКРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ТЕПЛОВЫХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ	114
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Яковлев А.В., Васильева С.В. ВЛИЯНИЕ АГРЕССИВНЫХ СРЕД НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	115
Федоров В.А., Березнер А.Д., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КРЕМНЕСОДЕРЖАЩИХ ПЛЕНОК, ВЫДЕЛЕННЫХ ИЗ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	116
Макаров А.В., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю., Буров С.В., Волкова Е.Г. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ УДАРНО-ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	117
Макаров А.В., Лучко С.Н., Волкова Е.Г., Осинцева А.Л., Литвинов А.В., Сагарадзе В.В. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ	118
Макаров А.В., Самойлова Г.В., Гаврилов Н.В., Мамаев А.С., Осинцева А.Л., Саврай Р.А. БЛИСТЕРИНГ ПРИ АЗОТИРОВАНИИ В ПЛАЗМЕ ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	119
Макаров А.В., Скорынина П.А., Осинцева А.Л., Волкова Е.Г. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И УПРОЧНЕНИЯ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ И ДЕФОРМАЦИОННО СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ НАНОСТРУКТУРИРУЮЩЕЙ ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ	120
Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Глазунов А.А., Носов М.А.	121

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ	
Кравченко М.Ю., Красницкий С.А., Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Романов А.Е. ФОРМИРОВАНИЕ КРУГОВОЙ ПРИЗМАТИЧЕСКОЙ ПЕТЛИ КАК КАНАЛ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ ЧАСТИЦАХ	122
Феклистова Е.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ ТЕЛ	123
Куринная Р.И., Зголич М.З., Старенченко В.А., Матвеев М.В., Зголич И.А., Шалыгина Т.А., Садритдинова Г.Д. ПРОЧНОСТЬ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ОРИЕНТАЦИЯХ ОСИ ДЕФОРМАЦИИ	124
Кустов А.И., Мигель И.А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ИХ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АМД-МЕТОДАМИ	125
Кустов А.И., Мигель И.А. АКУСТИЧЕСКИЕ ВОЛНЫ КАК ОСНОВА ИННОВАЦИОННЫХ МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ И ОЦЕНКИ ЗНАЧЕНИЙ ИХ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК	126
Макрушина А.Н., Плотников В.А., Макаров С.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ТОНКИХ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНОК СИСТЕМЫ Cu–Sn, ПОЛУЧЕННЫХ В КРАЙНЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ	127
Зубова Е.М. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ И КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЯХ МЕТОДОМ РЕГИСТРАЦИИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	128
Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Лукьянов А.В., Прокофьев Е.А. УСТАНОВЛЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ TiNi В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	129
Чуракова А.А., Гундеров Д.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕССЫ СТАРЕНИЯ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА TiNi	130
Жапова Д.Ю., Гришков В.Н., Лотков А.И., Батурин А.А., Тимкин В.Н., Гусаренко А.А. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ОБРАТИМОЙ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУПНОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ TiNi	131
Ходыревская Ю.И., Насонова М.В., Твердохлебов С.И., Кудрявцева Ю.А. ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРОТИВОСПАЕЧНЫХ МЕМБРАН ОТ ИХ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ОСОБЕННОСТЕЙ	132
Тагильцев А.И., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. АСИММЕТРИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ Ni _{50.3} Ti _{32.2} Ni _{17.5} ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И СЖАТИИ	133
Сюсюкина В.А., Шаповалова Е., Курзина И.А. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИЛАКТИДА И ГИДРОКСИАПАТИТА	134
Лапуть О.А., Пухова И.В., Курзина И.А. МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ ПОЛИЛАКТИДА, ГИДРОК-	135

СИПАТИТА И КОМПОЗИТОВ НА ИХ ОСНОВЕ ОБЛУЧЕНИЕМ ИОНАМИ СЕРЕБРА

- Березовская А.А., Лыткина Д.Н., Курзина И.А.
ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВОГО СОСТАВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА
ОСНОВЕ ГИДРОКСИАПАТИТА И СОПОЛИ(ЛАКТИД-ГЛИКОЛИД)А В ПРОЦЕССЕ 136
ИХ ПОЛУЧЕНИЯ
- Иванов К.В., Фортунa С.В., Калашникова Т.А., Глазкова Е.А.
СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА $Al-Al_2O_3$, ПОЛУЧЕН- 137
НОГО МЕТОДОМ МНОГОКРАТНОЙ ПРОКАТКИ С СОПРЯЖЕНИЕМ СЛОЕВ
- Ларченкова Н.Г., Панченко Е.Ю., Тимофеева Е.Е., Чумляков Ю.И.
ЦИКЛИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ДВУСТОРОННИЙ 138
ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ГЕТЕРОФАЗНЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛА-
ВА $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$
- Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Кравченко Д.А., Тюменцев А.Н.
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРО- 139
КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АУСТЕНИТА, ПОЛУЧЕННОГО В РЕЗУЛЬТАТЕ ПРЯМЫХ И
ОБРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
- Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н.
ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕ- 140
СКИЕ СВОЙСТВА СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ
- Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Кравченко Д.А., Аккузин С.А., Тюменцев А.Н., Чернов 141
В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.
ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБ-
РАБОТКИ НА ОСОБЕННОСТИ ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ
СВОЙСТВА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ
- Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Кравченко Д.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонть- 142
ева-Смирнова М.В.
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНЫХ
ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ ЧС-139 И ЭП-823 В ОБЛАСТИ ОТРИЦА-
ТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУР.
- Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Пеленев К.А., Аликин М.А.
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ НА ПРОЧНОСТЬ 143
КОМПОЗИТНЫХ ФЛАНЦЕВ
- Матвеев В.П., Шардаков И.Н., Аношкин А.Н., Паньков А.А., Воронков А.А.
ПРОБЛЕМЫ ПРИМЕНЕНИЯ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКИХ ДАТЧИКОВ НА ОСНОВЕ 144
РЕШЕТОК БРЭГГА ПРИ ОЦЕНКЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТО-
ЯНИЯ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПОЛИМЕРНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА.
- Ильясов Р.Р., Мухаметдинова О.Э., Автокрatова Е.В., Крымский С.В., Ситдииков О.Ш., 145
Маркушев М.В.
ЭФФЕКТ ГЕТЕРОГЕНИЗАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ И СТАБИЛЬНОСТЬ НАНО-
СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА
Д16
- Ильясов Р.Р., Мухаметдинова О.Э., Крымский С.В., Автокрatова Е.В., Ситдииков О.Ш., 146
Маркушев М.В.
СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО СПЛАВА Д16
- Лобанов Д.С., Бабушкин А.В., Лузенин А.Ю.
ОСОБЕННОСТИ ДЕГРАДАЦИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТЕКЛОПЛАСТИКА 147
ПРИ ПОВЫШЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ
- Костина А.А., Плехов О.А. 148

МОДЕЛИРОВАНИЕ БАЛАНСА ЭНЕРГИИ ПРИ НЕУПРУГОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ МЕТАЛЛОВ

Терехина А.И., Плехов О.А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕОРИИ КРИТИЧЕСКИХ ДИСТАНЦИЙ НА ОСНОВЕ ЛИНЕЙНО-УПРУГОГО И УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА	149
Прохоров А.Е., Плехов О.А., Петрова А.Н. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ В РЕЖИМЕ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	150
Лотков А.И., Копылов В.И., Латушкина С.Д., Гришков В.Н., Батурин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю. ВЛИЯНИЕ РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СПЛАВА Ti+0,16Pd (вес.%).	151
Казарина С.А., Мовчан А.А., Сильченко А.Л. ВЛИЯНИЕ ВИДА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЦЕСС РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	152
Машихин А.Е., Мовчан А.А. КРАЕВЫЕ ЗАДАЧИ ТЕРМОМЕХАНИКИ ДЛЯ ЦИЛИНДРА И СФЕРЫ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	153
Мовчан А.А., Думанский С.А. ДВАЖДЫ СВЯЗНАЯ ЗАДАЧА УСТОЙЧИВОСТИ ДЛЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В ЗАНЕВОЛЕННОМ СОСТОЯНИИ	154
Климов К.Ю., Мовчан А.А., Казарина С.А. РЕОНОМНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И УСТОЙЧИВОСТЬ	155
Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е. ПРИМЕНЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРНОЙ МОДЕЛИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ПАРАМЕТРОВ ЖЕСТКОГО ЦИКЛА МАРТЕНСИТНОГО ДВИГАТЕЛЯ	156
Белоногов Н.С., Вильдеман В.Э., ИССЛЕДОВАНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОГО МНОГООСНОГО УСТАЛОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ	157
Личаченко А.С., Беликов С.В., Корелин А.В., Камалов Р.В., Маракулина А.В., Хрунык Ю.Я. ИССЛЕДОВАНИЕ БИОСОВМЕСТИМОСТИ СПЛАВА ВТ1-0	158
Третьяков М.П., Вильдеман В.Э., Третьякова Т.В. ЭВОЛЮЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ 40Х ПРИ РАСТЯЖЕНИИ НА ЗАКРИТИЧЕСКОЙ СТАДИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ	159
Власова А.М., Никонов А.Ю. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ МАГНИЯ	160
Матюнин В.М., Марченков А.Ю., Каримбеков М.А., Демидов А.Н. КИНЕТИЧЕСКОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ В ДИАГНОСТИКЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	161
Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Зуев Л.Б., Данилова Л.В. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА ЗАРОЖДЕНИЕ И	162

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОЛОС ЧЕРНОВА-ЛЮДЕРСА

- Дежин В.В.
О ДИНАМИЧЕСКОМ ТОРМОЖЕНИИ ДЛИННОВОЛНОВЫХ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ДИСЛОКАЦИИ ПРИ ПРОИЗВОЛЬНОЙ ЧАСТОТЕ 163
- Дежин В.В.
О КОЛЕБАНИЯХ ТРЕХ СМЕЖНЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЕГМЕНТОВ ОДИНАКОВОЙ ДЛИНЫ 164
- Dezhin V.V.
ON THE LINEAR RESPONSE FUNCTION OF A SCREW DISLOCATION IN A FERROELECTRIC NEAR THE PHASE TRANSITION POINT 165
- Дежин В.В.
О ФУНКЦИИ ЛИНЕЙНОГО ОТКЛИКА ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ ВБЛИЗИ ТОЧКИ СТРУКТУРНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА 166
- Башков О.В., Брянский А.А., Кхун Хан Хту Аунг, Бао Фэньюань
ИССЛЕДОВАНИЕ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ 167
- Плехов О.А., Вшивков А.Н.
АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В ВЕРШИНЕ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ С ПОСТОЯННЫМ КОЭФИЦИЕНТОМ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ 168
- Поляков В.В., Егоров А.В., Лепендин А.А., Kucheryavskiy S.V.
МОДИФИЦИРОВАННЫЙ МЕТОД МНОГОЧАСТОТНЫХ ВИХРЕТОКОВЫХ ИЗМЕРЕНИЙ ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ НЕМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ 169
- Поляков В.В., Лепендин А.А., Дмитриев А.А.
ДИАГНОСТИКА КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ МНОГОМЕРНОГО АНАЛИЗА ВЕЙВЛЕТ-РАЗЛОЖЕНИЙ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ 170
- Мавлютов А.М., Латынина Т.А., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С.
ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-0.4Zr 171
- Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Родионов И.С., Круковский К.В.
ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА $Ti_{49,1}Ni_{50,9}$ (ат.%) С КРУПНОЗЕРНИСТОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРАМИ. 172
- Баранникова С.А., Ли Ю.В., Зуев Л.Б.
РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОЛОС ЛЮДЕРСА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ БИМЕТАЛЛА 173
- Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Соловьев А.Н., Валуйская Л.А.
МАКРОЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ 174
- Кустов А.И., Мигель И.А.
АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СВОЙСТВА ПЕРСПЕКТИВНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН 175
- Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Анашина А.А.
ОСОБЕННОСТИ ЛОГАРИФМИЧЕСКОЙ ИНТЕРПРЕТАЦИИ ФОНОВОЙ ЛИНИИ ТКЛР ПРИ РАСШИФРОВКЕ ДИЛАТОГРАММ СТАЛЕЙ 176

Потехин Б.А., Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Сагадеев И.Н. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА ПРОЯВЛЕНИЕ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТОВ ЖЕЛЕЗО–НИКЕЛЬ–УГЛЕРОД (2,8) ЛИТЕЙНОГО ИНВАР-НОГО СПЛАВА.	177
Янкин А.С., Бульбович Р.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЯЗКОУПРУГОГО ПОВЕДЕНИЯ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРОВ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ СЛОЖНЫХ ГАРМОНИЧЕСКИХ НАГРУЗОК	178
Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАТОРОВ НА ЭФФЕКТЫ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ МЕТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ	179
Спаскова Е.М., Лобанов Д.С. АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВНЕДРЕННЫХ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКИХ ДАТЧИКОВ И МЕТОДА КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ	180
Шмаков В.В., Крылова Т.А., Перовская М.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ НА ВОЗДУХЕ	181
Батуев С.П., Радченко А.В., Радченко П.А. ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ БЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ	182
Гайсин Р.А., Галиева Э.В., Ганеев А.А., Трапезников А.В., Имаев В.М., Имаев Р.М. УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ ВОЛОКОН TiB В КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	183
Аношкин А.Н., Зуйко В.Ю., Осокин В.М., Пеленев К.А., Третьяков А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВЫЯВЛЕНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ В КОМПОЗИТНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКИМ МЕТОДОМ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ	184
Суаридзе Т.Р., Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю. СКЛОННОСТЬ К ОКИСЛЕНИЮ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ БИНАРНЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ	185
Толмачев Т.П., Пилюгин В.П., Анчаров А.В., Антонова О.В., Чернышев Е.Г., Пацелов А.М. МЕХАНОСПЛАВЛЕНИЕ Au–Co, Cu–Ag, Cu–Zn КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА	186
Староверов О.А., Вильдеман В.Э. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОПОЛНИТЕЛЬНЫХ КОМБИНИРОВАННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ПОВЕДЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА СТАДИИ ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	187
Радченко П.А. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЫЧИСЛИТЕЛЬНОГО КОМПЛЕКСА EFES	188
Темерова М.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОПИТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТКАНЫХ МАТЕРИАЛОВ	189

Вшивков А.Н., Изюмова А.Ю., Пантелеев И.А., Плехов О.А. ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ГЕНЕРАЦИИ ТЕПЛА ПРИ УСТА- ЛОСТНОМ РАЗРУШЕНИИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0.	190
Кийко В.М., Коржов В.П. ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ СЛОИСТОГО КОМПОЗИ- ТА	191
Кийко В.М., Коржов В.П. МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ Nb– Si–В	192
Кийко В.М. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАТУХАНИЯ ПОПЕ- РЕЧНЫХ КОЛЕБАНИЙ БАЛОК	193
Кийко В.М. ИЗМЕРЕНИЕ МОДУЛЕЙ УПРУГОСТИ МАТЕРИАЛОВ ЭКСПРЕСС-МЕТОДОМ	194
Коржов В.П., Кийко В.М. ПОЛУЧЕНИЕ И СТРУКТУРА СЛОИСТОГО Nb–Si–В КОМПОЗИТА	195
Строганова Т.С., Карпов М.И., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Некрасов А.Н. ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Nb–Si	196
Остриков О.М. О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КРИТЕРИЕВ РАЗРУШЕ- НИЯ В ТЕОРИИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ	197
Остриков О.М. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ДОКАЗАТЕЛЬСТВО ВОЗМОЖНОСТИ СЛИЯНИЯ КЛИНО- ВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ ПРИ ИХ ВСТРЕЧНОМ ДВИЖЕНИИ В ОДНОЙ ИЛИ БЛИЗ- ЛЕЖАЩИХ ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ ДВОЙНИКОВАНИЯ	198
Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ КАНАЛОВ РОЗЕ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙ- НИКОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВИСМУТА	199
Остриков О.М. ОСОБЕННОСТИ СЛИЯНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИ- КОВ, ЛЕЖАЩИХ В ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ ДВОЙНИКОВАНИЯ	200
Остриков О.М. НОВЫЙ ТИП ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ, ОБРАЗОВАННЫХ ПРИ СОПРИКОСНОВЕ- НИИ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ КЛИНОВИДНЫХ ДВОЙНИКОВ, ЛЕЖАЩИХ В НЕПА- РАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ ДВОЙНИКОВАНИЯ	201
Остриков О.М. О МЕХАНИЗМЕ ВЛИЯНИЯ НА ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ РАЗМЕРЫ НАНОДВОЙНИКА НАХОДЯЩЕГОСЯ ВНУТРИ НЕГО ТОЧЕЧНОГО ИСТОЧНИКА РАСШИРЕНИЯ	202
Остриков О.М. НОВЫЙ ТИП ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ, ОБРАЗОВАННЫХ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВЗАИ- МОДЕЙСТВИЯ НЕПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ДВОЙНИКОВ РАЗНЫХ КРИСТАЛЛОГРАФИ- ЧЕСКИХ НАПРАВЛЕНИЙ	203
Остриков О.М. МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ В ТЕЛЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКА НОВЫХ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ В СЛУЧАЕ ВЕТВЛЕНИЯ ДВОЙНИКОВ	204
Пилюгин В.П.	205

О СВЯЗИ ПОДВИЖНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И РАЗМЕРОВ КРИСТАЛЛИТОВ РЯДА D-МЕТАЛЛОВ ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ.	
Гладковский С.В., Каманцев И.С., Веселова В.Е., Владимиров А.П. ЦИКЛИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ И КОНСТРУКЦИОННО-АНИЗОТРОПНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	206
Цепляев В.И., Серенко Н.С., Стариков С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В МОЛИБДЕНЕ ПРИ ПОМОЩИ МЕ- ТОДА МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	207
Папилов И.И., Николаенко А.А., Шокуров В.И., Тузов Ю.В. СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ БЕРИЛЛИЯ И ВСТРОЕННЫЕ ЗОНЫ	208
Федосеев М.С., Антипин В.Е., Цветков Р.В., Шардаков И.Н. ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ТЕПЛОСТОЙКОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ РЕГУЛИРОВАНИЕМ ХИМИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ ЭПОКСИДНЫХ МАТРИЦ	209
Смирнова А.С., Почивалов Ю.И., Панин В.Е., Оришич А.М., Маликов А.Г., Горбунов А.В. СТРУКТУРА И УСТАЛОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИ- ТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23 С МОДИФИЦИРОВАННЫМ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ МЕХА- НИЧЕСКОЙ КОВКОЙ ПОВЕРХНОСТНЫМ СЛОЕМ	210
Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. СТРУКТУРА И АБРАЗИВНАЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО ПО- КРЫТИЯ NiCrBSi–Cr ₃ C ₂ , СФОРМИРОВАННОГО ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ	211
Мишустин И.В. МОДЕЛЬ ДЕФОРМИРОВАНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ВЛИЯНИЕ ВИДА НАПРЯЖЕННОГО И ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ	212
Банникова И.А., Зубарева А.Н., Уткин А.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б. ОТКОЛЬНАЯ ПРОЧНОСТЬ ЖИДКОСТЕЙ (ВОДА, ГЛИЦЕРИН, СИЛИКОНОВОЕ МАСЛО, ДОДЕКАН) В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ	213
Банникова И.А., Наймарк О.Б., Уваров С.В. МЕХАНИЗМЫ ФРАГМЕНТАЦИИ КЕРАМИЧЕСКИХ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЭВП В ЖИДКОСТИ	214
Корнева М.А., Смирнова Д.Е., Стариков С.В. АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НОРМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН В ЦИРКО- НИЕВОМ СПЛАВЕ	215
Казанцева Л.А., Попова Н.А., Курзина И.А. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ КРЕМНИЙ СОДЕРЖА- ЩИХ ФАЗ ПРИ ВВЕДЕНИИ РАЗЛИЧНЫХ МОДИФИКАТОРОВ В РАСПЛАВ СИЛУ- МИНА	216
Полетика Т.М., Гирсова С.Л., Лунев А.Г., Мейснер Л.Л. ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ НА ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗА- ЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В TiNi ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИИ	217
Ефтифеева А.С., Осипович К.С., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. ВЛИЯНИЕ γ-ФАЗЫ НА ВЕЛИЧИНУ ДВУСТОРОННЕГО ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Co ₃₈ Ni ₃₃ Al ₂₉	218
Eroshenko A.Yu., Sharkeev Yu.P., Epple Matthias, Prymak Oleg, Zeming Sun, Qifang Zhu, Glukhov I.A., Mairambekova A.M. ULTRA-FINE GRAINED BIOINERT ALLOYS ON BASE OF Ti, Zr AND Nb: PRODUC-	219

TION, MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND THERMAL STABILITY	
Давыдова М.М., Пантелеев И.А., Наймарк О.Б. СТАТИСТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ГРАНИТА ПРИ СЖАТИИ.	220
Реунова К.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И. ВЛИЯНИЕ БОРА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА В МОНОКРИСТАЛЛАХ FeNiCoAlTa С ТЕРМОУПРУГИМ γ - α' МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ.	221
Хон Ю.А., Каминский П.П. ДИНАМИЧЕСКИЕ СМЕЩЕНИЯ АТОМОВ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	222
Fedorischeva M., Kalashnikov M., Sergeev V., Bozhko I. TEM INVESTIGATION OF THE PHASE TRANSITION IN COATINGS ON THE BASIS Zr-Y-O	223
Пантелеев И.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. МОНИТОРИНГ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДЕФЕКТОВ В ДЕФОРМИРУЕМЫХ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ КВАЗИХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ	224
Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Баяндин Ю.В., Чудинов В.В., Оборин В.А., Наймарк О.Б. ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТА ПАДЕНИЯ ПРОЧНОСТИ СПЛАВА АМГ6 С РОСТОМ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ	225
Сокоиков М.А., Билалов Д.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КАК РЕЗУЛЬТАТ НЕРАВНОВЕСНЫХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ ДЕФЕКТОВ	226
Петрова А. Н., Изюмова А. Ю., Пантелеев И. А., Наймарк О. Б., Бродова И. Г. ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ Al-Mg-Mn СПЛАВЕ ПРИ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ	227
Зубарева А.Н., Уткин А.В. УДАРНО-ВОЛНОВЫЕ СВОЙСТВА СИЛИКОНОВОГО КАУЧУКА С МИКРОСФЕРАМИ	228
Калачев В.А., Зайцев Д.В., Кочанов А.Н., Костандов Ю.А., Панфилов П.Е. О ВЛИЯНИИ ЖИДКОСТИ НА РАЗРУШЕНИЕ МАЛОГАБАРИТНЫХ ОБРАЗЦОВ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ РАСТЯЖЕНИИ	229
Кабанова А. В., Панфилов П. Е., Занг З., Кисельникова Л. П. О МЕХАНИЗМЕ РАЗРУШЕНИЯ ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА	230
Molodov D. A. STRESS CONTROLLED GRAIN BOUNDARY DYNAMICS: MODEL EXPERIMENTS ON BICRYSTALS	231
Волков А.Е., Евард М.Е., Игнатова А.Д. РАСЧЕТ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ FeMn	231
Волков А.Е., Евард М.Е., Япарова Е.Н. О ВЫБОРЕ ГРАНИЧНЫХ УСЛОВИЙ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПОРИСТЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	232
Хомская И.В., Разоренов С.В., Шорохов Е.В., Гаркушин Г.В., Абдуллина Д.Н.	233

ДИНАМИЧЕСКАЯ И СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ДКУП

- Майер П.Н., Майер А.Е.
МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ВСПЕ- 234
НЕННОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И ОХЛАЖДЕНИИ РАСПЛАВА
- Панченко М.Ю., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.
ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ 235
СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА FeNiCoAlNb С ТЕРМОУПРУГИМ γ - α' МАРТЕНСИТ-
НЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ.
- Соловьев А.Н., Старенченко В.А., Старенченко С.В., Соловьева Ю.В.
ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЯ, ЕЕ ЭВОЛЮ- 236
ЦИЯ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ
- Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Соловьев А.Н., Старенченко В.А.
ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВАРИАЦИИ ТЕМПЕРАТУРЫ В ПРОЦЕССЕ 237
ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni₃Ge
- Зайцев Д.В., Бородин И.Н., Дудоров А.Е., Панфилов П.Е.
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ЧЕЛЯБИНСКОГО МЕТЕОРИТА. 238
- Оборин В.А., Соковиков М.А., Наймарк О.Б.
АНАЛИЗ МАСШТАБНО-ИНВАРИАНТНЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПОВЕРХНОСТИ 239
РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНА-
МИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ
- Бродова И.Г., Петрова А.Н., Разоренов С.В., Шорохов Е.В.
ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК С ДИНАМИЧЕСКИМИ СВОЙ- 240
СТВАМИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА А5083.
- Панфилов П.Е., Горностырев Ю.Н., Пилюгин В.П., Ермаков А.В.
О ПЛАСТИЧНОСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО РЕЧЕНИЯ ПРИ НИЗКИХ ГОМОЛО- 241
ГИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ
- Мухаметдинова О.Э., Гарипова Р.Н. Автокротова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ НА 241
ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА
1570С
- Мухаметдинова О.Э., Автокротова Е.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 242
1570С ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ И
ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ
- Слабодчиков В.А., Овчинников С.В., Кузнецов В.М.
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ ПОКРЫТИЙ 243
НИТРИДА ТИТАНА НА ИЗДЕЛИЯХ СЛОЖНОЙ ФОРМЫ
- Трофимов В.Н., Струнгарь Д.В.
ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ КОНТЕЙНЕРА ДЛЯ ПЕРЕВОЗКИ СПЕЦИАЛЬНЫХ 244
ИЗДЕЛИЙ
- Лыкова А.В., Ильиных А.В.
ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ОСНОВЕ АНА- 245
ЛИЗА ХАРАКТЕРИСТИК ПЕТЕЛЬ ГИСТЕРЕЗИСА ПРИ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛО-
СТИ
- Уваров С.В., Пантелеев И.А.
ОДНОВРЕМЕННАЯ РЕГИСТРАЦИЯ ФРАКТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ И АКУСТИЧЕ- 246

СКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ИССЛЕДОВАНИИ СТАДИЙНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД

Лоевец Д.А., Волегов П.С. АНАЛИЗ ЭФФЕКТА ЗАПАЗДЫВАНИЯ ВЕКТОРНЫХ СВОЙСТВ ПРИ СЛОЖНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПРЕДСТАВИТЕЛЬНОГО ОБЪЕМА ПОЛИКРИСТАЛЛА	246
Сыч О.В, Хлусова Е.И., Яшина Е.А. СПОСОБЫ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ГАРАНТИРОВАННОГО СОЧЕТАНИЯ ПРОЧНОСТИ И ХЛАДОСТОЙКОСТИ ТОЛСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	247
Зайцев А.В., Коваленко Ю.Ф., Карев В.И., Палкин Д.Д., Соколкин Ю.В., Устинов К.Б. МИКРО- И МАКРОРАЗРУШЕНИЕ УПРУГО-ХРУПКИХ ГОРНЫХ ПОРОД ПРИ МО- НОТОННОМ И НЕМОНОТОННОМ ТРЕХОСНОМ НАГРУЖЕНИИ	248
Зайцев А.В., Кокшаров В.С., Соколкин Ю.В. ВЕРОЯТНОСТНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МНОГОЧАСТИЧНОГО ВЗАИМОДЕЙ- СТВИЯ В СЛУЧАЙНЫХ СТРУКТУРАХ, ЭВОЛЮЦИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И МАКРО- РАЗРУШЕНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННО АРМИРОВАННЫХ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПО- ЗИТОВ ПРИ ТРЕХОСНОМ ПРОПОРЦИОНАЛЬНОМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ НАГРУ- ЖЕНИИ	249
Иляхинский А.В., Родюшкин В.М. О ВОЗМОЖНОСТИ КОНТРОЛЯ КИНЕТИКИ НАКОПЛЕНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПО- ВРЕЖДЕНИЙ МЕТАЛЛА ПО АНАЛИЗУ НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРОВ ПОВЕРХ- НОСТНЫХ УПРУГИХ ВОЛН.	250
Именной указатель	251
Содержание	257

Научное издание

LVIII Международная конференция

«Актуальные проблемы прочности»

16–19 мая 2017 года
Пермь, Россия

Сборник тезисов

Подписано в печать 20.04.2017. Формат 60×90/16.

Усл. печ. л. 17,13. Тираж 200 экз. Заказ № 69/2017.

Отпечатано в типографии «Новопринт»
614025, г. Пермь, ул. Пихтовая, 37.