# ТОЛЬЯТТИНСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ

## ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

VIII Международная школа с элементами научной школы для молодёжи

Тольятти, 3-12 сентября 2017 года

## АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ

LIX Международная конференция

Тольятти, 5-8 сентября 2017 года

СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ И КОНКУРСНЫХ ДОКЛАДОВ Министерство образования и науки Российской Федерации Научный Совет РАН по физике конденсированных сред Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов Санкт-Петербургский государственный университет Тольяттинский государственный университет

### «ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

VIII Международная школа с элементами научной школы для молодежи

(Тольятти, 3-12 сентября 2017 года)

### «АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

LIX Международная конференция

(Тольятти, 5-8 сентября 2017 года)

Сборник материалов и конкурсных докладов

Тольятти Издательство ТГУ 2017

#### Редакционная коллегия: канд. физ.-мат. наук, Dr. Eng. А.Ю. Виноградов, д-р физ.-мат. наук, профессор Д.Л. Мерсон – отв. редакторы; канд. техн. наук Е.В. Черняева – отв. за выпуск сборника.

Ф505 Физическое материаловедение : VIII Международная школа с элементами научной школы для молодежи (Тольятти, 3–12 сентября 2017 года) ; Актуальные проблемы прочности : LIX Международная конференция (Тольятти, 5–8 сентября 2017 года) : сборник материалов и конкурсных докладов / отв. ред. А.Ю. Виноградов, Д.Л. Мерсон. – Тольятти : Изд-во ТГУ, 2017. – 334 с. : обл.

В сборнике опубликованы материалы и конкурсные доклады, представленные на LIX Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» и VIII Международной школе с элементами научной школы для молодежи специалистами в области прочности и пластичности из России и ближнего зарубежья, посвященные вопросам физики и механики прочности, пластичности и разрушения материалов и конструкций; связи прочности со структурой нанокристаллов, аморфных, керамических, композиционных, полимерных и других перспективных материалов.

Предназначен для специалистов в области металлофизики, материаловедения, прочности и разрушения материалов, а также для студентов и аспирантов соответствующих специальностей.

УДК 539.4:669.017 ББК 30.3

Проведение научных мероприятий поддержано Российским научным фондом, Соглашение № 15-19-30025.

Рекомендовано к изданию Научно-исследовательским институтом прогрессивных технологий Тольяттинского государственного университета.

© Мерсон Д.Л. – научный руководитель школы, 2017

© ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», 2017

ISBN 978-5-8259-1179-3

#### НОВЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ

#### Викарчук А.А.<sup>1</sup>, Гуткин М.Ю.<sup>2</sup>, Романов А.Е.<sup>3</sup>, Айфантис Э.Х.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>fti@tltsu.ru</u>

<sup>2</sup> Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,
<sup>3</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия,
<sup>4</sup> Университет Аристотеля в Салониках, Греция

Научно-технический прогресс общества невозможен без создания и использования новых материалов, в частности, металлических; большинство из них – это кристаллы, обладающие дальним порядком в расположении атомов и трансляционной симметрией.

В конце 60-х годов прошлого столетия в Японии были получены аморфные металлы с ближнем порядком, сохраняющимся в пределах 1–2 нм, необычной структурой и уникальными физико-химическими и механическими свойствами [1]. Промежуточное положение между металлическими стеклами и аморфными сплавами занимают впервые синтезированные в 1984 году нанокристаллические материалы с размером кристаллитов от 3 до 100 нм [2]. В нанокристаллических материалах порядка 50% объема занимают межзеренные границы, которые существенно влияют на их механизм деформации и свойства.

В 1987 году в отдельный класс были выделены аморфно-кристаллические композиты [3], состоящие из двух фаз и обладающие высокими механическими характеристиками.

Недавно появился еще один перспективный класс металлических материалов – квазикристаллы [4]. В квазикристаллах, как и в аморфных материалах, нет дальнего периодического трансляционного порядка, присущего кристаллам, но имеется дальний ориентационный порядок, отсутствующий в аморфных металлах.

Эти металлические системы являются реальными и типичными представителями перспективных материалов с наноструктурой, представляют большой научный интерес для исследователей [1–4], и уже нашли широкое применение в технике и производстве.

В настоящее время, все большее внимание стал привлекать еще один весьма перспективный класс материалов [5], которые по своему строению, свойствам, особенностям поведения под нагрузкой, под воздействием температуры занимают промежуточное положение между нанокристаллическими и кристаллическими материалами – это малые частицы и дефектные кристаллы с осями симметрии 5-го порядка и массивные материалы из них.

Металлические пентагональные малые частицы и дефектные кристаллы, полученные методом электроосаждения металла, имеют размеры от 0,1 до 50 мкм вырастают из одного центра кристаллизации, разделены двойниковыми границами на кристаллические сектора, имеют специфическую огранку и оси симметрии 5-го порядка (одну или шесть), содержат частичные дисклинации, двойниковые прослойки или вставки. Электроннограммы от центра таких объектов демонстрируют пентагональную симметрию, а от отдельных секторов - ГЦК-решетку, а от областей вблизи двойниковых границ - ГПУ-решетку.

Наиболее яркими представителями этого класса материалов являются (рис.1): a – декаэдрические малые частицы;  $\delta$  – икосаэдрические малые частицы; e – звездчатые многогранники; c – нитевидные пентагональные кристаллы;  $\partial$  –пентагональные пирамиды.

Такие материалы являются весьма перспективными и уже находят применение в науке, технике и различных отраслях промышленности.

К сожалению, эти материалы до сих пор малоизучены: не существует технологии их массового получения; не исследованы механизмы их роста; практически не исследованны

их дефектная структура; не исследовалось их поведение в температурных и силовых полях; нет информации о влиянии на их механические, физические и химические свойства дефектов структуры находящихся в них.



Рис. 1. Пентагональные металлические объекты электролитического происхождения

Все эти материалы являются предметом исследования в данной работе.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», договор №14.Z50.31.0039

- 1. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К., Аморфные металлы // Под. Ред. Ц. Масумото. Пер. с япон. М.– Металлургия, 1987. 328.
- 2. Gleiter H. Nanostrukturierte Materialien // Phys., 1991, Bl.47, N 8, S. 753-759
- 3. Глезер А.М. Шурыгина Н.А. Аморфно-нанокристаллические сплавы. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. 452 с.
- 4. Shechtman D., Blech I., Gratias D., Cahn J.W., Metallic phase with long-range orientational order and no translational symmetry // Phys. Rev. Lett., 1984, Vol. 53, N 20, p. 1951-1953.
- 5. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В., Приезжева А.Н., Романов А.Е. «Функциональные металлические материалы с фрагментированной структурой и развитой поверхностью» // Металловедение. Термическая обработка металлов. 2016. № 1 (727). С. 16 – 21.

#### СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПЕСПЕКТИВЫ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

#### Карпов М. И.

Институт физики твердого тела РАН г. Черноголовка, Московская обл., Россия karpov@issp.ac.ru

В данной работе проведен краткий обзор достижений в области разработки нового поколения жаропрочных сплавов на основе системы Nb–Si в ведущих индустриально развитых странах мира. Представлены результаты, полученные на образцах запатентованного отечественного сплава состава 45Nb–16Si–13Ti–4Zr–4Hf–3,5Cr–3,5Al–9Mo–2Y (at%). Показано, что по своим значениям кратковременной прочности – 920–1100 МПа и длительной (100-часовой) прочности 170–260 МПа при испытании на изгиб при 1300°C он превосходит американский сплав MASC. Приведены данные о структуре и прочностных свойствах сплавов на основе системы Nb–C.

#### ОЦЕНКА ЭНЕРГИИ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ АЛЛОТРОПИЧЕСКОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В ТИТАНЕ

#### Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург, Россия Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Титан и его сплавы являются одними из самых перспективных материалов, имеющих широкую сферу применения от аэрокосмической техники до изделий биомедицинского назначения. Поэтому проблема прогнозирования прочности и механической стабильности титана достаточно актуальна. Важное значение для решения этой проблемы имеет изучение зависимости долговечности (времени  $\tau$  с момента нагружения до разрушения материала) от величины напряжения ( $\sigma$ ) и температуры (*T*). В определенных условиях испытания эта зависимость имеет вид [1]:

$$\tau = \tau_0 exp\left(U_0 - \frac{\gamma\sigma}{kT}\right),\tag{1}$$

где k – постоянная Больцмана;  $\tau_0$  для всех твердых тел  $\approx 10^{-13}$  s, совпадая с периодом тепловых колебаний атомов; множитель при напряжении  $\gamma$  является единственным структурно-чувствительным коэффициентом уравнения (1). Особо важное значение при анализе уравнения (1) имеет величина начального (до приложения  $\sigma$ ) энергетического барьера  $U_0$ . Установлено, что для всех изученных металлов  $U_0$  совпадает со значением теплот их сублимации, которая является одной из количественных характеристик межатомного взаимодействия [1].

Целью данной работы являлась оценка  $U_0$  для  $\alpha$ -Ті (ГПУ, T < 1155 К) и  $\beta$ -Ті (ОЦК, T > 1155 К). Исследования проводили на техническом титане ВТ1-0 (примесей  $\approx 0.28\%$ ) и  $\beta$ -Ті (иодидный Ті 99.9%). Следует отметить, что необходимым условием корректной оценки энергии активации из феноменологических данных является тождественность тех элементов структуры, которое оказывают доминирующее влияние на долговечность в образцах, испытуемых при разных  $\sigma$  и T [2]. В данной работе таким структурным элементом являлся размер зерен. Для его стабилизации все образцы перед испытанием на долговечность отжигались при T, превышающей максимальную T опыта. Отжиг и последующие испытания на долговечность проводились в условиях вакуума при одноосном растяжении в режиме ползучести в диапазоне изменения долговечности от  $10^{-1}$  до  $3 \cdot 10^5$  s.

Для  $\alpha$ -Ті были получены зависимости долговечности от напряжения и температуры. Полученные данные в координатах  $\lg \tau - \sigma$  (при разных T = const - 573, 673 и 823 K) и в координатах  $\lg \tau - 1/T$  (при разных  $\sigma = const - 55$ , 125 и 175 MPa) представляют веер прямых линий, сходящихся при экстраполяции. При этом полюс в координатах  $\lg \tau - 1/T$  лежит на оси ординат  $\lg \tau$ , совпадая по своей величине с периодом тепловых колебаний атомов в твердом теле, что свидетельствует о выполнении формулы (1). На основании полученных данных, учитывая, что  $U = kT \cdot lg \frac{\tau}{\tau_0}$ , была определена зависимость U от  $\sigma$  (рис. 1). Линейный ход этой зависимости позволяет достаточно точно оценить величину энергии активации для  $\alpha$ -Ti:  $U_0 \approx 305$ kJ/mol.

Зависимости долговечности от напряжения  $\sigma$  при постоянной температуре были получены и для  $\beta$ -Ti (для разного по чистоте титана – Ti 99.9 и 99.2 %). Изучение и анализ этих зависимостей показали, что численное значение энергии активации для двух марок титана одинаково и составляет  $U_0 \approx 484$  кJ/mol (это значение соответствует энергии сублимации титана – 480 кJ/mol, являющейся одной из важных энергетических характеристик межатомного взаимодействия).



Рис. 1. Зависимость энергии активации от напряжения для α-Ті

Таким образом, если величина  $U_0$  в уравнении (1) является одной из количественных характеристик межатомного взаимодействия, то полученные для титана данные свидетельствуют о существенном уменьшении энергии межатомных связей при аллотропическом переходе из ОЦК в ГПУ решетки. [2].

Имеются дополнительные аргументы, подтверждающие этот вывод. Известно, что межатомное взаимодействие связано с валентными электронами. С этой точки зрения, одной из важных количественных характеристик межатомного взаимодействия является энергия коллективного колебания валентных электронов (энергия плазмона  $E_{pl}$ ), которая достаточно точно оценивается из экспериментальных данных по неупругому рассеянию быстрых электронов и определяется эффективной электронной концентрацией [3]). В [3] показано, что для металлов первых трех периодов таблицы Менделеева имеется четкая корреляция между *E*<sub>pl</sub> и теплотой сублимации; для металлов с полиморфным превращением эта корреляция усложняется. Например, для Со установлено, что при аллотропическом переходе решетки ГПУ->ГЦК наблюдается увеличение Epl на 20%. Учитывая, что в титане полиморфный переход связан (в отличии от Со) с изменением координационного числа, можно ожидать более существенного изменения Epl. В определенной степени межатомное взаимодействие характеризуется также плотностью состояний на уровне Ферми [4,5]; при ГПУ — ОЦК переходе в титане плотность состояний растет в два раза. Наконец, известно, что температура плавления (которая также зависит от межатомного взаимодействия) для β-Ті на 200 К выше, чем для α-Ті [6].

Для сложных сплавов β-Ti, полученных за счет легирования большим количеством элементов, для оценки межатомного взаимодействия необходимо, вероятно, учитывать ряд других факторов (степень направленности и жесткости электронных конфигураций, экранирующее влияние внутренних электронов и т.д.)

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

- 1. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая прочность твердых тел. М. Наука, 1974. 560с.
- 2. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В.//ПЖТФ.2017.Т.43.В.15.С.49-56.
- 3. Бакулин В.А., Бетехтин В.И. // ФТТ.1976. Т.18. С.3506-3508.
- 4. Snow E.C., Waber J.T.//Acta Met. 1969. V.17. P. 623-630.
- 5. Ho I.C., Collings E.W.//Phys. Lett. 1969. 29F. P. 206-208.
- 6. Ardell A.J.//Acta Met. 1963. 11. 6. P. 590-597.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

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

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

Практический интерес к ультрамелкозернистым (УМЗ) 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 УМЗ металлов и сплавов характеристиками.

В данной работе рассмотрены результаты исследования модуля Юнга E, декремента упругих колебаний  $\delta$  и напряжения микропластического течения  $\sigma$  для некоторых УМЗ металлов и сплавов (Al, Ti и сплавы на их основе), полученных методом равноканального углового прессования (РКУП) и при определенном режиме винтовой и продольной прокатках. Измерение упруго-пластических свойств было выполнено резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора [1].

Для УМЗ металлов и сплавов наблюдается изменение упруго-пластических свойств (относительно их исходного состояния), обусловленных, как показал анализ, различными факторами. Так, увеличение плотности дислокаций в процессе пластической деформации 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. Методами малоуглового рентгеновского рассеяния и денситометрии установлено, что в УМЗ образцах после появляется разуплотнение, связанное с образованием нанопор в процессе пластической деформации. Действительно, в результате воздействия высокого гидростатического давления на УМЗ образцы обнаружено залечивание образовавшихся в процессе больших пластических деформаций нанопор, что и ведет к росту модуля Юнга E. Поэтому понижение E после перевода образца в УМЗ состояние может быть связано также и с образованием нанопор [2]. В-третьих, обнаружено, что повышение степени деформации может приводить к росту модуля E. На рис. 1 приведена зависимость модуля E от степени деформации  $\varepsilon$  сплава Ti-26Nb-7Mo-12Zr.

Видно, что деформация 30% ведет к заметному уменьшению модуля упругости, что обусловлено появлением «свежих» дислокаций и, следовательно, к уменьшению модуля. Увеличение степени деформации ведет не к дальнейшему понижению модуля, а его росту. Данный эффект можно объяснить следующим образом. На измеряемый модуль упругости, помимо непосредственного влияния дислокаций оказывают влияния и дальнодействующие поля внутренних напряжений (через упругие постоянные высших порядков) [4]. Существенный рост внутренних напряжений может быть связан, как с увеличением доли границ с большими разориентациями, так и с состоянием самих границ. Действительно, структурные исследования показали, что с увеличением степени деформации от 30% до 90% растет и число границ с большими разоринетациями ( $\theta > 15^\circ$ ) – их содержание составляет 37%, 78% и 82% соответственно после прокатки  $\varepsilon = 30\%$ , 60% и 90%. Близкая по характеру зависимость была получена и для сплава Al–0.2% Sc (рис. 2).



**Рис. 1.** Влияние степени деформации є при прокатке на модуль Юнга *E*, сплав Ti-26Nb-7Mo-12Zr



**Рис. 2.** Влияние числа проходов *N* при РКУП на модуль Юнга *E*, сплав Al–0.2% Sc

Увеличение числа проходов N (начиная с N = 2) при РКУП ведет к повышению модуля Юнга. Изучение распределений границ зерен по разориентациям в сплаве Al=0.2%Sc показала существенный рост большеугловых границ зерен после двух проходов РКУП (~5% после одного прохода и ~70% после 8 проходов РКУП).

И, наконец, еще одним фактором, в значительной степени определяющим упругие свойства, является исходная структура материала [5]. Измерялся модуль Юнга двух партий технического титана (BT1-0 и Grade 4) в исходном крупнозернистом (K3) и УМЗ состояниях. В исходном состоянии (КЗ) модуль Юнга составлял 108.06 и 110.01 GPa соответственно для ВТ1-0 и Grade 4. Перевод в УМЗ состояние (с помощью отработанного режима винтовой и продольной прокатки) привел к уменьшению модуля Юнга, причем для ВТ1-0 падение модуля оказалось существенным – примерно на 20% (89.36 GPa). Grade 4 оказался менее чувствительным к пластической деформации – величина Е уменьшается всего на 1.3% (108.57 GPa). Структурные исследования двух партий титана показали, что в КЗ состоянии BT1-0 имеет пластинчатую структуру (вытянутые зерна размером ~150×10 µm), в Grade 4 (КЗ) наблюдается почти равноосная структура (размер зерна около 40 µm); после прокатки в обоих партиях титана наблюдается почти равноосные зерна ~ 250 nm. Анализ экспериментальных данных показал, что исходная структура в этих двух материалах имела решающее значение для величины наблюдаемого эффекта. Столь значительное изменение модуля упругости после прокатки для пластинчатой исходной структуры (ВТ1-0) можно объяснить: во-первых, изменением уровня внутренних напряжений и дислокационной структуры, во-вторых, возможным появлением текстуры кристаллитов в образцах, формирующейся в результате прокаток.

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. P. 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. Т.87. Вып. 9. С.1362-1366.

#### СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ Сu–Nb ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Глезер А.М.<sup>1, 2</sup>, Пермякова И.Е.<sup>2</sup>, Карпов М.И.<sup>3</sup>, Штанский Д.В.<sup>1</sup>, Горшенков М.В.<sup>1</sup>, Щетинин И.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> НИТУ «МИСиС», Москва, Россия, <u>a.glezer@mail.ru</u> <sup>2</sup> ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, <u>inga\_perm@mail.ru</u> <sup>3</sup> ИФТТ РАН, г. Черноголовка, Россия, karpoy@issp.ac.ru

Металлические многослойные композиты с наноразмерной толщиной слоев – наноламинаты, являются типичными представителями наноструктурных материалов. Композиты Cu–Nb состоят из металлов, взаимная растворимость которых близка к нулю. В сочетании с высокой пластичностью это свойство делает их идеальной парой для получения наноламината. Кроме того, такой наноламинат представляет интерес как объект с необычными физическими свойствами: высокая электропроводность меди, сверхпроводимость ниобия [1]. Возникла идея подвергнуть наноламинаты системы Cu-Nb кручению под высоким давлением (КВД). Как известно, большие деформации позволяют реализовывать новые структурные состояния и уникальные свойства в материалах, недоступные для классических методов механических испытаний.

Композиты Cu–Nb получали путем проведения многократной пакетной прокатки последовательности операций, составляющих технологический цикл: сборка пакета из определенного числа слоев, горячая прокатка пакета в вакууме, холодная прокатка на воздухе до толщины, равной толщине одного исходного слоя, составляющего композит [2].

КВД осуществляли в камере Бриджмена (P = 4 ГПа) при различных величинах деформации в диапазоне (1/2–4)N, где N – число полных оборотов подвижной наковальни. Изменения в структуре образцов изучались с помощью ПЭМ и СПЭМ. Анализ химического состава и распределения элементов в образцах осуществлялся с применением методов СПЭМ и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии. Наличие аморфной и кристаллической фаз также контролировалось проведением РСА. Индентирование нанокомпозитов проводили в области 1/2 радиуса консолидированных дисковых образцов в трех измерениях.

Детально изучены структурные изменения, происходящие в нанокомпозитах Cu/Nb при разных степенях деформации в камере Бриджмена. По мере накопления деформации происходит деградация наноламинатной структуры образцов: нарушается регулярность чередования слоев, наблюдается их раздробление и искривление при сохранении общей ориентированности структурных составляющих.

Методами ПЭМ и РСА после КВД (N = 4) впервые отмечен частичный переход системы Cu/Nb из кристаллического состояния к рентгеноаморфному. Обнаружено образование областей с аморфной структурой, непосредственно связанных с межфазными границами нанокристаллов Nb и Cu. Тем самым экспериментально подтверждены предсказания теоретического рассмотрения, проведенного в работе [3].

С увеличением деформации в процессе КВД наблюдается существенной упрочнение нанокомпозитов системы Cu/Nb. Можно констатировать троекратное увеличение микро-твердости: до обработки КВД ( $HV_{Init} = 2,28 \ \Gamma\Pi a$ ) и после четырех полных оборотов ( $HV_{SPD} = 6,84 \ \Gamma\Pi a$ ).

Обнаружен переход от анизотропии микротвердости в исходном состоянии к изотропии данного свойства при достижении КВД в 4 оборота. При N = 2 наблюдается поверхностное упрочнение нанокомпозитов: разница между HV на поверхности и в объеме составляет 29 %.

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

- 1. Глезер А.М., Пермякова И.Е. Перспективные материалы на основе системы Cu-Nb: получение, свойства, применение (обзор) // В кн. "Перспективные материалы и технологии: монография". В 2-ух т. / А.В. Алифанов [и др.]; под ред. В.В. Клубовича. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. Т. 2. С. 54-72.
- Karpov M.I., Vnukov V.I., Medved N.V., Volkov K.G., Khodos I.I. Nanolaminate-bulk multilayered Nb-Cu composite: technology, structure, properties // Proceedings of 15th International Plansee Seminar. (28 May-1 June 2001). Eds.: G. Kneringer, P. Rodhammer, H. Wildner. – Plansee Holding AG, Reutte, Tirol, Austria, 2001. V. 4. P. 97-107.
- 3. Липницкий А.Г. Термодинамика и компьютерное моделирование на атомном уровне металлических систем с наноразмерной структурой. Диссертация на соискание ученой степени д.ф.-м.н.: 01.04.07. Белгород, 2010. 264 с.

#### О МЕХАНИЗМЕ УЧАСТИЯ НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ ОКСИДНОГО СЛОЯ ПРИ МИКРОДУГОВОМ ОКСИДИРОВАНИИ АЛЮМИНИЯ

#### © 2017 Ивашин П.В., Полунин А.В., Твердохлебов А.Я., Тюрьков М.Н., Криштал М.М.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, РФ <u>nil-4@tltsu.ru</u>

Микродуговое оксидирование (МДО) является интенсивно развивающейся технологией упрочнения и изоляции поверхностей алюминиевых, магниевых и титановых сплавов. МДО позволяет получать оксидные слои, обладающие коррозионной, тепловой и механической стойкостью [1]. Основные ограничения развития технологии микродугового оксидирования – высокая энергоемкость процесса и, в некоторых случаях, высокая пористость и недостаточная прочность и химическая стойкость получаемых покрытий. Одним из перспективных направлений развития МДО является модификация электролита добавками наноразмерных керамических и металлических частиц. Это позволяет улучшить структуру оксидных слоев и придать им новые функциональные свойства. В частности известно об улучшении структуры, коррозионной стойкости и износостойкости [2, 3] оксидного слоя на алюминиевых сплавах при добавке наночастиц SiO<sub>2</sub> в электролит.

Механизмы взаимодействия наночастиц с формирующимся оксидным слоем до сих пор однозначно не определены. В обзоре [4] обсуждаются два основных механизма влияние наночастиц: реакционный (когда наночастицы участвуют в химических реакциях) и инертный (когда наночастицы осаждаются в дефекты оксидного слоя). Например, для наночастиц диоксида кремния в работе [5] показан инертный механизм при МДО магния, а в работе [6] показано сочетание и реакционного и инертного механизмов поведения наночастиц SiO<sub>2</sub> при МДО алюминиевого сплава. Однако в литературе не представлено систематизированных причин и критериев того или иного поведения наночастиц. Цель данной работы – выявление механизма участия наночастиц диоксида кремния различной размерности в процессе МДО алюминия.

Эксперимент проводили на технически чистом алюминии (сплав A7E). МДО проводили в водном растворе с добавлением гидроксида калия КОН (3 г/л) и натрия фосфорнокислого двузамещенного 12-водного Na<sub>2</sub>HPO<sub>4</sub>×12H<sub>2</sub>O (7 г/л) в анодно-катодном режиме при частоте переменного тока 50 Гц в течение 240 минут. Плотность формовочного тока – 12 A/дм<sup>2</sup>, соотношение действующих значений токов в анодном и катодном полупериодах – 1.

В электролит добавляли наночастицы SiO<sub>2</sub> различной дисперсности (25, 35 и 50 нм) в концентрации 3 г/л. Наночастицы рентгеноаморфны (не содержат кристаллических фаз).

Для исследований применялись: сканирующая электронная (SEM) и атомно-силовая микроскопия (AFM), рентгеноспектральный микроанализ (EDX), рентгенофлуоресцентный анализ (XRF), рентгеноструктурный анализ (XRD).

В результате эксперимента выявлены следующие особенности взаимодействия наночастиц с формирующимся оксидным слоем:

- 1. Скорость формирования значительно повышается при наночастиц в электролит и зависит от дисперсности наночастиц.
- 2. Кремний сконцентрирован в наружной зоне оксидного слоя. Концентрация кремния в оксидном слое зависит от размера наночастиц. Максимальная концентрация кремния в слое наблюдается для минимальной дисперсности наночастиц SiO<sub>2</sub>.
- 3. Характер внедрения вещества наночастиц в оксидный слой заключается адсорбции их на поверхности оксидного слоя и заполнении дефектов.
- 4. Кремний концентрируется на поверхности оксидного слоя и внедряется в матрицу оксида на глубину 1-3 мкм. Глубина внедрения кремния зависит от размеров наночастиц и от концентрации наночастиц в электролите. Концентрация кремния в матрице оксида спадает экспоненциально при удалении от поверхности оксидного слоя.
- 5. В поперечном сечении и на поверхности оксидного слоя обнаружены наноразмерные шарообразные включения и их конгломераты. Размеры включений соответствуют дисперсности добавляемых наночастиц.
- 6. Кристаллических кремнийсодержащих фаз в оксидных слоях не обнаружено.

Данные факты и, особенно, выявление отдельных наночастиц в структуре оксидного слоя, а также экспоненциальное снижение концентрации кремния при удалении от наружной поверхности слоя, свидетельствуют об адсорбции наночастиц на поверхности и внедрении их в оксидный слой в исходном виде. Таким образом, выявлен инертный механизм взаимодействия наночастиц SiO<sub>2</sub> с формирующимся оксидным слоем. При этом характер внедрения наночастиц зависит от их размеров, но механизм внедрения остаётся инертным не зависимо от дисперсности наночастиц. Полученные результаты позволяют сформировать практические рекомендации по использованию наночастиц диоксида кремния для уплотнения оксидного слоя и увеличения скорости его формирования.

Изучению изменений механизма влияния наночастиц SiO<sub>2</sub> в зависимости от условий протекания процесса посвящены дальнейшие исследования.

- 1. Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / Ред. Суминов И.В. В 2х томах. Т. 2. – М.: Техносфера, 2011. – 512 с.
- S. N. Ma, X. B. Suo, J. Qiu. Fabrication of n-SiO<sub>2</sub> Reinforced Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite Coatings on 7A52 Aluminium Alloy by Micro-Arc Oxidation // Advanced Materials Research, 2010, Vols. 97-101, pp. 1463-1466, 2010.
- 3. Криштал М. М. Повышение эффективности технологии микродугового оксидирования алюминиево-кремниевых сплавов. / Криштал М.М., Ивашин П.В., Полунин А.В., Боргардт Е.Д., Твердохлебов А.Я. // Вектор науки ТГУ, 2015, № 2 (32–2), с. 86–93.
- 4. X. Lu. Plasma electrolytic oxidation coatings with particle additions A Review. / Lu X., Mohedano M., Blawert C., Matykina E., Arrabal R., Kainer K.U., Zheludkevich M.L. / Surface and Coatings Technology, 2016, № 307, p.1165–1182
- X. Lu. Plasma electrolytic oxidation coatings on Mg alloy with addition of SiO<sub>2</sub> particles / X. Lu, C. Blawert, Y. Huang, H. Ovri, M.L. Zheludkevich, K.U. Kainer // Electrochimica Acta, 2016, Vol. 187, p. 20-33.

6. Ko Y.G. Dual incorporation of SiO<sub>2</sub> and ZrO<sub>2</sub> nanoparticles into the oxide layer on 6061 Al alloy via plasma electrolytic oxidation: Coating structure and corrosion properties / S. Fatimah, M.P. Kamil, J.H. Kwon, M. Kaseem, Y.G. Ko // Journal of Alloys and Compounds, 2017, V. 707, p. 358–364.

#### МЕДИЦИНСКИЕ ИЗДЕЛИЯ ИЗ НАНОСТРУКТРИРОВАННОГО ТИТАНА

Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Бойченко Е.И.<sup>1</sup>, Матчин А.А.<sup>2</sup>, Семенова И.П.<sup>3</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>, Мерсон Д.Л.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>3</sup>

 <sup>1)</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>inshtet@mail.ru</u>
<sup>2)</sup> Оренбургский государственный медицинский университет, Оренбург, Россия, <u>almatchin@bk.ru</u>
<sup>3)</sup> НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, <u>rzvaliev@yahoo.com</u>

Разработка нового класса конструкционных и функциональных материалов, отличающихся высокой твердостью, прочностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью, необходима для развития «щадящих» операционных технологий в стоматологии, челюстно-лицевой хирургии, травматологии и других областях медицины и основана на миниатюризации медицинских изделий. Этим требованиям в полной мере отвечает новый класс современных материалов – объемные наноструктурированные металлические материалы, получаемые методом ИПД, в частности, равноканальным угловым прессованием (РКУП) [1, 2]. В этом плане особый интерес представляют наноструктурированные титан, отличающеся высокой коррозионной стойкостью и биосовместимостью [2-5]. Высокий уровень механических свойств наноструктурированного титана обеспечивается за счет формирования УМЗ структуры с размером зерна 100-300 нм. Повышение прочности материалов с УМЗ структурой, как правило, приводит к снижению их пластичности и ударной вязкости и повышению усталостных характеристиках материалов [5, 6].

В таблице 1 представлены механические свойства титана Grade 4 в исходном состоянии и после РКУП-конформ. Из приведенной таблицы видно, что РКУП-конформ повышает твердость титана примерно в 1,3 раза. При этом прочностные характеристики ( $\sigma_{\rm B}$ ,  $\sigma_{0.2}$ ) возрастают примерно в 1,5 раза, а пластичность ( $\delta$ ) снижается в 2,3 раза. Ударная вязкость титана также снижается в 2,4 раза.

Состояние	HRC	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0.2</sub> , ΜΠа	δ, %	KCV, МДж/м <sup>2</sup>
Исходное состояние	25	700	550	30	0,29
РКУП-конформ	32	1020	880	13	0,12

Таблица 1. Механические свойства титана Grade 4

Результаты усталостных испытаний образцов из титана Grade 4 представлены в таблице 2.

**Таблица 2.** Предел усталости ( $\sigma_{-1}$ ) и коэффициент *n* в уравнении Периса титана Grade 4

Состояние	σ.1, МПа	п
Исходное состояние	350	3,46
РКУП-конформ	590	6,34

Из приведенной таблицы и графика видно, что РКУП-конформ, формируя субмикрокристаллическую структуру, приводит к увеличению предела усталости ( $\sigma_{-1}$ ) титана Grade 4 примерно в 1,7 раза по сравнению с исходным состоянием за счет увеличения долговечности титана на стадии зарождения трещины ( $N_{sap.}$ ) и более низкой скорости распространения усталостной трещины (dl/dN).

Однако коэффициент *n* в уравнении Пэриса ( $dl/dN = C \Delta K^n$ ) для титана Grade 4 после РКУП-конформ практически в 2 раза больше, чем для титана в исходном состоянии, что свидетельствует о повышенной чувствительности материала к перегрузкам (резкому увеличению  $\Delta K$ ) в процессе эксплуатации [7].

В результате расчета размеров мини-пластины на примере базовой мини-пластины (рис. 1) было принято решение уменьшить толщину пластин от 0,9 до 0,6 мм, а диаметр отверстия от 2 до 1,7 мм (табл. 3). Таким образом, удалось уменьшить толщину пластины и увеличить контактную площадь между изделием и фиксируемой костью.



**Рис.1.** Базовый вариант мини пластины и мини шурупа из наноструктурированного титана

Таблица 3. Размеры базового варианта пластины из обычного и наноструктурированного титана

Пластины	Длина <sup>*)</sup> , мм	Ширина <sup>*)</sup> , мм	Толщина, мм	Диаметр отверстий, мм
Обычный титан	46,4	3,0	0,9	2,0
Нанотитан	46,4	3,0	0,6	1,7

\*) Длина и ширина пластин остались без изменения, учитывая размеры сломанных костей

#### Список литературы

- 1. Валиев Р.З, Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства.-М.:ИКЦ «Академкнига», 2007.- 398с.
- Клевцов Г.В., Бобрук Е.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З. Прочность и механизмы разрушения объемных наноструктурированных металлических материалов: учебное пособие. - Уфа: РИК УГАТУ, 2016. – 240 с.
- I.P. Semenova, G.V. Klevtsov, N.A. Klevtsova, G.S. Dyakonov, A.A. Matchin, R.Z. Valiev. Nanostructured Titanium for Maxillofacial Mini-implants // Advanced Engineering Materials, 2016, Vol. 18, Issue 7, P. 1216-1224.
- 4. Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Гундеров Д.В., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р. Прочности и механизм ударного разрушения титана Grade 4 и титанового сплава ВТ6 в исходном и субмикрокристаллическом состояниях // Деформация и разрушение материалов, 2012.- № 11.- С.32-37
- 5. Валиев Р.З., Семенова И.П., Латыш В.В., Щербаков А.В., Якушина Е.Б. Наноструктурный титан для биомедицинских применений: новые разработки и перспективы коммерциализации // Российские нанотехнологии, 2008.- № 9-10.- С. 106-115.
- 6. Клевцова Н.А., Валиев Р.З., Клевцов Г.В., Семенова И.П., Фесенюк М.В. Усталостное разрушение образцов из титана и титанового сплава в микрокристаллическом и субмикрокристаллическом состояниях // Вестник ОГУ, 2010.- № 1.- С. 134-138.
- 7. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264с.

#### РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ ОБЪЕМНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

#### Назаров А.А.

#### Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия AANazarov@imsp.ru

Знакопеременные механические напряжения, создаваемые в материалах при ультразвуковом воздействии, приводят к значительным изменениям их дефектной структуры. При умеренных амплитудах, когда напряжения сопоставимы с пределом текучести материала, и нет интенсивной генерации дислокаций, ультразвук способствует повышению подвижности дислокаций, релаксации дефектной структуры и внутренних напряжений в предварительно деформированных материалах. Это свойство ультразвука является перспективным для модификации структуры и улучшения механических свойств сильнонеравновесных материалов, каковыми являются, например, ультрамелкозернистые (УМЗ) и наноструктурные (HC) материалы, полученные методами пластической деформации.

В настоящей работе изложены результаты теоретического и экспериментального исследования воздействия ультразвуковой обработки (УЗО) на структуру УМЗ и НС металлов.

Методом молекулярно-динамического моделирования исследовано воздействие знакопеременных напряжений сжатия-растяжения на структуру бикристалла и нанокристалла никеля с границами зерен, содержащими дефекты в виде дисклинационных диполей. Моделирование показывает, что неравновесные границы при осциллирующем нагружении испускают решеточные дислокации, причем этот процесс асимметричен и в среднем направлен на компенсацию поля напряжений дисклинационного диполя. После ряда циклов нагружения, количество которых уменьшается с увеличением амплитуды напряжений, происходит полное очищение границ зерен от дефектов и возврат ее равновесной структуры.

Методом двумерной дислокационной динамики исследована эволюция системы хаотически распределенных краевых дислокаций в зерне, стыки которого содержат дисклинации, образующие квадрупольную конфигурацию. Под воздействием осциллирующего приложенного напряжения и внутренних напряжений, создаваемых дисклинациями, решеточные дислокации входят в границы зерен и компенсируют поле напряжений дисклинаций, приводя в итоге к релаксации суммарного поля внутренних напряжений и, соответственно, запасенной энергии материала.

Проведены экспериментальные исследования воздействия УЗО на структуру и механические свойства НС никеля, полученного кручением под высоким давлением (КВД) и УМЗ сплава ВТ6, полученного равноканальным угловым прессованием (РКУП). Эксперименты подтверждают, что ультразвук оказывает заметное влияние на состояние границ зерен, плотность дефектов и уровень внутренних напряжений, а также на прочность и пластичность материала. При этом результат воздействия зависит от амплитуды ультразвука. Вначале при росте амплитуды наблюдается рост плотности дефектов и напряжений, затем происходит их релаксация. При определенном оптимальном значении амплитуды ультразвука наблюдается наибольший релаксационный эффект. В сравнении с результатами моделирования обсуждаются физические механизмы такого влияния ультразвука.

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

#### МОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ МЕДИ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА

#### Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Овечкина Т.А., Денисова А.Г.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, gryzunova-natalja@yandex.ru

Получение и исследование кристаллов и покрытий из них, содержащих дефекты дисклинационного типа, является важной составляющей задачей физического материаловедения. А развитие представлений о влиянии дефектов дисклинационного типа на морфологию поверхности, структуру кристаллов и покрытий из них является актуальным и необходимо для обоснования путей создания функциональных материалов с заданными свойствами.

В данной работе исследована эволюция морфологии икосаэдрических частиц,показано, что в процессе роста медных частиц при определенных режимах осаждения можно получить промежуточные морфологические формы медных икосаэдров.

Для получения электроосажденных малых частиц меди икосаэдрического габитуса (ИМЧ) использовались режимы, описанные в работах [1,2]

Электронно-микроскопические исследования показали, что при данных режимах электроосаждения, на поверхности подложки, из трехмерных зародышей формируются нано и микрочастицы меди, сохраняющие до размеров порядка 0,5 мкм сферическую форму и имеющие икосаэдрическое расположение атомов (рис. 1*а*, *б*). Далее, из таких частиц, в зависимости от условий электролиза, состава электролита, природы подложки могут вырасти микрочастицы меди икосаэдрического габитуса (рис. 1*в*). Частицы имеют размеры 5–15 мкм и специфическую огранку из атомных плоскостей {111} и формируются в виде: звездчатых пентагональных многогранников (ЗПМ), усеченных икосаэдров (УИ) и совершенных икосаэдров (СИ) (рис. 1в). Все они имеют 6 осей симметрии 5-го порядка и огранены разным количеством кристаллографических плоскостей типа {111} и {110}: ЗПМ – 60, УИ – 32 и СИ – 20 плоскостей.

Кристаллографический анализ показал, что 32 субструктурных объёмных элемента, из которых состоит УИ, имеют форму конусов, в основании которых лежат пятиугольники и шестиугольники (рис. 1в). Пятиугольники являются кристаллографическими гранями {110}, а шестиугольники – это атомные плоскости {111}; границы раздела между ними относятся к большеугловым границам. Совершенный же икосаэдр огранен 20 атомными плоскостями {111} в виде правильных треугольников (рис. 1д), разделенных двойниковыми границами на кристаллические сектора. Эксперименты показали, что УИ является нестабильной частицей, в процессе роста она трансформируется в совершенный икосаэдр (СИ) (рис. 1*г*).

Это может быть связано с различиями в морфологии поверхности граней частицы. Плотно упакованные плоскости типа  $\{111\}$  в виде шестигранников у УИ имеют более гладкую поверхность (рис. 1в), а в центрах пятигранников (на атомных плоскостях  $\{110\}$ ) хорошо наблюдаются ямки травления ростового происхождения, в которых сходятся пять двойниковых границ (рис. 1в) и выходят на поверхность УИ частичные клиновые дисклинации [1, 2]. Именно наличие дисклинаций, обрывающихся на них двойниковых границ, входящих углов, образованных двойниковыми границами (рис. 1 $\epsilon$ ), обеспечивают опережающий рост пятигранных плоскостей по сравнению шестигранными. Высокая скорость роста граней  $\{110\}$  пятиугольной формы, обеспечивается за счет поступления ионов меди из объема электролита и их встраивания в дефектные места кристаллографической плоскости  $\{110\}$ , на которую входят 5-ть двойниковых границ и частичная дисклинация. При этом грань пятиугольной формы начинает постепенно зарастать, а грань  $\{111\}$  трансформируется из шестиугольника в треугольник (рис. 1 $\epsilon$ ,  $\epsilon$ ).



**Рис. 1.** Эволюция морфологии икосаэдрических частиц в процессе их роста при электрокристаллизации меди: *a*) икосаэдрический зародыш, *б*) островок роста и электронограмма от него, *в*) микрочастицы с икосаэдрическим габитусом, *г*) совершенный икосаэдр

Преимущественный рост плоскости {110} (пятиугольной грани) приводит к формированию вершины, где сходятся пять двойниковых границ и образованию из усеченных икосаэдров - совершенных икосаэдров, ограненных только атомными плоскостями типа {111} (рис. 1г) и содержащих 6 клиновых дисклинаций [3].

Таким образом, полученные экспериментальные данные позволяют описать возможную эволюцию формирования ИМЧ в процессе электрокристаллизации:при определенных условиях электролиза на катоде-подложке из икосаэдрических кластеров (рис. 1*a*) образуются островки роста размером 0,1-0,5мкм сферической формы (рис. 1*b*) без огранки, затем из них формируются микрочастицы икосаэдрического габитуса (рис. 1в), в частности усеченные икосаэдры микронных размеров (рис. 1*b*), а уже из них совершенные икосаэдры (рис. 1г). Варьируя режимы электроосаждения можно вырастить большое многообразие микрочастиц меди с размерами от 0,5 до 50 мкм икосаэдрического габитуса: ЗПК, ИМЧ несовершенной формы, усеченные и совершенные икосаэдры (рис. 1). В работе [4], показано, что кристаллографическая грань меди в ряде каталитических реакций активнее, чем другие атомные плоскости {110} и {100} в 10<sup>3</sup> – 10<sup>5</sup> раз. Это означает, что икосаэдрические частицы во многих случаях являются идеальнымикатализаторами, в частности катализаторами способными работать в реакторах с псевдоожиженным слоем. После достижения в процессе роста частицами размеров порядка 50 мкм, икосаэдрическая симметрия разрушается, а икосаэдрическая частица преобразуется в поликристалл.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-02-00517 а»

- 1. Vikarchuk, A., Gryzunova, N., Dovzhenko, O., Dorogov, M., Romanov, A. Structural phase transformations and morphological changes of icosahedral small copper particles in temperature fields and reactive media // Advanced Materials Research. 1013, 2014, pp. 205-210.
- 2. Овечкина Т.А., Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Грызунов А.М., Денисова А.Г. Особенности поведения электролитических медных порошков различных морфологических форм в температурных полях // // Letters on materials 7 (2), 2017 pp. 120-124.
- 3. Yasnikov, I.S., Vikarchuk, A.A. Alternative method of the opening of cavities in small icosahedral electrolytic-metal particles // JETP Letters. 86(9), 2007, pp. 612-614.
- 4. Бухтияров В.И., Слинько М.Г. Металлические наносистемы в катализе. Успехи химии, 2001, т. 70, №2, С. 147-159.

#### ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ РОСТА ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ ОБЪЕКТОВ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Викарчук А.А.<sup>1</sup>, Грызунова Н.Н.<sup>1</sup>, Романов А.Е.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>fti@tltsu.ru</u>

<sup>2</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

Металлические частицы и кристаллы, обладающие осями симметрии пятого порядка, содержащие дисклинации, имеющие специфическую огранку, уникальные физикохимические, механические свойства и представляют большой научно-практический интерес [1,2]

Используя, метод электроосаждения металла [2-3] нами было выращено большое многообразие пентагональных микрообъектов (ПМ) в виде декаэдрических малых частиц (ДМЧ), б) плоских пентагональных кристаллов (ППК), в) икосаэдрических малых частиц (ИМЧ), г) нитевидных пентагональных кристаллов (НПК), д) пентагональных пирамид (ПП) и др.

Механизмы формирования этих объектов в процессе электрокристаллизации металла у каждого свои и кардинально отличаются, они являются причиной большого многообразия форм роста пентагональных частиц и кристаллов, причиной их необычной структуры, уникальных свойств и предметом данного исследования.

В работе рассматриваются возможные механизмы роста металлических пентагональных объектов в процессе электрокристаллизации. На основании, проведенных электронно-микроскопических исследований их структуры (в том числе высокоразрешающей микроскопии), уточнены существующие и предложены новые механизмы образования и роста ПМ. Показано, что основными дефектами структуры в таких объектах, являются частичные дисклинации, их диполи и квадруполи, двойниковые границы, в том числе оборванные, двойниковые прослойки и вставки (рис. 1).



**Рис. 1.** Морфология поверхности (*a*), электронно-микроскопическая картина сечения (*б*), электроннограмма от центральной части пентагональной пирамиды (*в*)

В работе исследована эволюция структуры, разработаны и предложены механизмы роста пентагональных пирамид на дефектах дисклинационного типа, в частности оборванных двойниковых границах ростового происхождения, которые могут образоваться, например, в кристаллографической плоскости (111), наклоненной к плоскости (110) под углом 35°16′ (Рис.2а). При этом, плоскость (110) является одновременно подложкой для растущего кристалла.



**Рис. 2.** Схема образования оборванной ростовой двойниковой границы (*a*) и плоского пентагонального кристалла в процессе электрокристаллизации с механической активацией (*b*), микрофотография плоского пентагонального кристалла (*c*).

В этом случае, механическое двойникование вдоль направления [110], являющегося следом от пересечения плоскостей (111) и (110), будет невозможно. Образуется заторможенный двойник (111) [110] (рис. 2*a*), который эквивалентен по своему полю дальнодействующих напряжений частичной дисклинации мощностью  $\omega = 70^{\circ}32'$  [3].

При достижении, растущим кристаллом меди, толщины десятых долей мкм, упругая запасенная энергия, связанная с наличием в кристалле оборванной двойниковой ростовой границы, начинает релаксировать путем испускания от линии обрыва сначала в двух, а затем в четырех направлениях (112), двойникующих дислокаций типа 1/6 (112). Двойникование происходит, когда касательные напряжения, созданные оборванной ростовой двойниковой границей  $\sigma_{xy}$  достигнут критической величины  $\tau_{дв}$ . Образуются двойниковые границы деформационного типа {111}<12> перпендикулярные подложке, которые разделяют кристалл на фрагменты (сектора) (рис. 2*б*, *в*). Так происходит формирование плоского кристалла, а затем пентагональной пирамиды, растущей на нем вдоль направления <110> (рис. 1*a*).

Исходя из дисклинационных представлений [1-3], дано объяснение таких экспериментальных фактов как: расщепление в процессе роста вершины пирамиды на две, формирование в процессе электрокристаллизации многоатомных ступеней роста и т.п. Показано, что через технологию можно управлять структурой и морфологией растущих кристаллов и создавать из них слои и покрытия с заданными свойствами. В работе также рассмотрены перспективы и возможные области применения металлических пентагональных частиц и кристаллов.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, г/з №16.2314.2017/4.6

#### Список литературы

- 1. L.D. Marks, L. Peng Nanoparticle shape, thermodynamics and kinetics Journal of Physics.: Condensed Matter 28 (2016) 052001 (48p).
- 2. Gryzunova, N.N., Vikarchuk, A.A., Tyur'kov, M.N. Synthesis and study of electrolytic materials with a high-energy defect structure and a developed surface // Russian Metallurgy (Metally) 2016 (10), pp. 924-929.
- Gryaznov V. G., Heidenreich J., Kaprelov A. M., Nepijko S. A., Romanov A. E., Urban J. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Crystal Research and Technology. – 1999. – Vol. 34, № 9. – P. 1091 – 1119.

#### ИНИЦИИРОВАНИЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ПРОЦЕССЕ НЕПРЕРЫВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВОЛОЧЕНИЕМ

Рубаник В.В.<sup>1,2</sup>, Лесота А.В.<sup>1</sup>, Рубаник В.В. мл.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Республика Беларусь, <u>ita@vitebsk.by</u> <sup>2</sup>УО «Витебский государственный технологический университет», г. Витебск, Республика Беларусь

Ранее [1-3] было установлено, что термокинетическая ЭДС возникает при перемещении локальной зоны температурного воздействия вдоль однородного проводника, при этом необходимым условием является реализация фазового превращения в зоне температурного воздействия, например, в случае инициирования аллотропных фазовых превращений в железе при температуре 700-800 ℃ [1]. В сплавах, обладающих эффектом памяти формы фазовые превращения протекают при значительно более низких температурах. При реализации термоупругих фазовых превращений инициирование ЭДС возможно как при перемещении участка нагрева по проводнику [2], так и при перемещении локального участка охлаждения [3]. При этом нагрев в локальной зоне проводника инициирует обратный фазовый переход ( $T \ge A_{\kappa}$ ), а охлаждение – прямой ( $T \le M_{\kappa}$ ). Стоит отметить, что в сплавах никелида титана, находящихся в аустенитном фазовом состоянии, образование мартенситной фазы возможно не только при воздействии температуры, а также при достижении фазового предела текучести в результате деформирования материала [4]. Логично предположить, что термокинетическую ЭДС в никелиде титана при прямом фазовом переходе можно наводить при перемещении зоны деформирования вдоль TiNi сплава (обладающего эффектом сверхэластичности) с величиной деформации превышающий упругий участок. Проверка данного предположения и являлось целью данной работы.

Перед проведением исследований по наведению термокинетической ЭДС в сплавах TiNi в результате непрерывного деформирования, функциональные свойства проволочных Ti-50,8 ат.%Ni образцов, диаметром 0,36 мм исследовали посредством растяжения при комнатной температуре ( $23\pm1$  °C) со скоростью 10 мм/мин на испытательной машине ИП 5158-5 (рис.1).



Рис. 1. Диаграммы деформирования сплава Ti-50.8at.% Ni при различных температурах отжига

Установлено, что в интервале деформирования от 2 до 6,5 % проволочные Ti– 50.8at.%Ni образцы испытывают прямое фазовое превращение, после снятия нагрузки при отжигах 350°C – 550°C можно наблюдать обратное фазовое превращение (эффект сверхэластичности). Для исследования термокинетической ЭДС при прямом фазовом превращении в результате движения зоны деформирования вдоль проволочного TiNi образца была выбрана термообработка образцов 450°С двадцать минут на воздухе, таким образом, Ti-50.8at.%Ni образцы обладали сверхэластичными свойствами при деформации не превышающей 6,5% (рис.1). При проведении исследования вдоль проволочного TiNi образца перемещали со скоростью 4 мм/с фильеру обеспечивая при этом единичное обжатие 4%. В результате возникала постоянная во времени ЭДС  $\approx 0,03$  мВ (рис.2). При этом знак инициированной ЭДС зависел от направления перемещения зоны деформирования.



**Рис. 2.** Зависимость величины термокинетической ЭДС от длины TiNi образца при перемещении фильеры (ε = 4%, *V* = 4 мм/с)

В результате исследований установлено, что наведение термокинетической ЭДС в сплаве Ti-50,8ат.%Ni возможно при перемещении зоны деформирования (с величиной деформации не превышающей сверхупругий участок) вдоль проволочного TiNi образца, при этом необходимым условием для наведения данной ЭДС является реализация фазового перехода в зоне деформации. Т.к. ЭДС возникает при воздействии температуры на зону взаимодействия двух разнородных материалов [5], то предполагается, что термокинетическая ЭДС инициированная в результате перемещения зоны деформирования вдоль TiNi образца возникает за счет воздействия температуры (возникающей в результате деформирования и снятия нагрузки (эффект сверхэластичности).

Результаты исследований могут найти практическое применение при создании способов и методов контроля физико-механических свойств протяженных TiNi изделий.

- 1. Е.Ф. Фурмаков. Фундаментальные проблемы естествознания. 1(21), 377-378 (1999).
- 2. Рубаник, В.В. Расчет термокинетической ЭДС при обратном фазовом переходе в никелиде титана / Рубаник В.В., Лесота А.В., Рубаник В.В. мл. // Письма о материалах. -2017.-Т.7,№2. С.96-100.
- 3. В.В. Рубаник, В.В. Рубаник мл., А.В. Лесота. Физическое материаловедение: VII Межд. школа с элементами научной школы для молодежи: сб. конкурсных докладов. Тольятти, 2016. С. 273-242.
- 4. Хачин, В.Н. Никелид титана: Структура и свойства / В.Н. Хачин, В.Г. Пушин, В.В. Кондратьев. М.: Наука, 1992. 160 с.
- 5. Бурков, А.Т. Методы и устройства измерения термо-ЭДС и электропроводности термоэлектрических материалов при высоких температурах / А.Т. Бурков [и др.] // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. - 2015.- Т.15,№ 2. - С. 173–195.

#### О КОРРЕЛЯЦИИ В СИГНАЛАХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

#### Аглетдинов Э.А., Виноградов А.Ю.

НИИ «Прогрессивные технологии», Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, aeinar7@gmail.com

Как известно, механическое двойникование является основным механизмом деформации в магниевых сплавах. Метод акустической эмиссии (АЭ) в силу его высокой чувствительности может быть применен для выявления особенностей динамики деформационных процессов. Рассмотрение потока событий АЭ с позиции теории точечных процессов дает большие возможности в исследовании природы механизмов, генерирующих сигналы. Так, если источники локальной релаксации напряжений, приводящие к событиям АЭ, независимы (что характерно для процессов дислокационного скольжения), должен наблюдаться поток случайных независимых событий. С другой стороны, взаимодействие между источниками релаксации напряжения вызовет появление статистической корреляции или памяти между последующими событиями. Последняя ситуация характерна для механического двойникования.

Были исследованы сигналы АЭ при циклических испытаниях магниевых сплавов. Для определения времени событий был применен инновационный метод детектирования, основанный на анализе локальной статистики случайных временных рядов. Он позволяет идентифицировать сегменты, где статистические свойства, характеризуемые функцией спектральной плотности мощности, отличаются от характеристик фонового шума. Временная структура потока событий описывалась распределением временных интервалов между последующими событиями. Было продемонстрировано, что механическое двойникование в магниевых сплавах относится к классу непуассоновских процессов. Было обнаружено, что дислокационное скольжение преобладает при низком напряжении, о чем свидетельствует экспоненциальное распределение временных интервалов. Двойникование активируется увеличением напряжения, что отражается в быстром росте скорости потока событий и значительном отклонении распределения временных интервалов от экспоненциального закона. Эта разница проявляется в появлении максимума в функции плотности вероятности временных интервалов. Природа этого максимума пока не ясна. Однако, можно предположить существование определенной характерной частоты генерации двойников, меняющейся в зависимости от условий нагружения.

Также были проведены тесты по подгонке ряда моделей точечных процессов к опытным данным (самовозбуждающийся процесс Хокса, нестационарный процесс Пуассона с гармонической интенсивностью, нестационарный процесс Пуассона с кусочнолинейной интенсивностью). Ни одна из предложенных моделей не показала хорошей согласованности с данными. Однако, тесты позволили убедиться в том, что отклонение от экспоненциального закона распределения временных интервалов при увеличении модуля напряжения вызвано не нестационарностью процесса, а корреляцией между событиями. При этом механизмы генерации (корреляции) событий при нагружении и разгрузке, судя по всему, отличаются.

#### ПОЛОСЫ СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ: ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ПОДХОД

#### Селезнев М. Н.<sup>1,\*</sup>, Ясников И. С.<sup>2</sup>, Виноградов А. Ю.<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>Фрайбергская горная академия, Фрайберг, Германия <sup>2</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия <sup>3</sup>Норвежский технологический университет, Тронхейм, Норвегия \*tlt.seleznev@gmail.com

Металлическое стекло (МС) – аморфное твердое вещество, не имеющее кристаллической решетки, с преимущественно металлической связью между атомами. Обладает рекордно высоким сочетанием упругости, прочности, пластичности, а также биосовместимостью, магнитной мягкостью и т.д. Уникальное сочетание свойств делает МС чрезвычайно интересным материалом как для фундаментальных исследований, так и для прикладной науки и производства. Один из основных недостатков МС – локализация деформации в т.н. полосах сдвига (ПС), которая приводит к трещинообразованию и разрушению. Механизм локализованной деформации МС и природа ПС являются ключом к управлению механическими свойствами МС и разработке сплавов, однако до сих пор до конца не изучены и являются предметом дискуссий.

Существует два фундаментальных вопроса по природе ПС, являющихся краеугольными для механики пластичности аморфных металлов: (1) наличие/отсутствие дальнодействующих упругих полей у ПС; (2) скорость формирования ПС.

Согласно наиболее популярным взглядам, пластичность МС определяется механикой гранулированного материала (теория среднего поля), а также созданием/аннигиляцией свободного объема. Дальнодействующими полями ПС не обладают, вводится гипотетическое среднее поле. Посредством этого поля взаимодействуют гипотетические носители деформации – наноразмерные зоны сдвиговой трансформации (ЗСТ). Формирование же ПС происходит по механизму мгновенной перколяции ЗСТ. Менее популярная гипотеза, принятая за рабочую, рассматривает ПС как дислокации общего вида (дислокации Вольтерра), которые обладают дальнодействующими упругими полями, что определяет их эволюцию, взаимодействие, механизмы упрочнения и накопления свободного объема (дилатации). Также скорость распространения ПС должна быть конечной, а не мгновенной, т.к. дислокация обладает эффективной массой. Существует множество косвенных подтверждений существования дислокаций Вольтерра в аморфных телах, однако, единственно возможным прямым доказательством является прямое измерение деформационного поля вблизи дефекта. Таким образом, целями данной работы являлись (1) измерение упругого поля ПС и сравнение с дислокационным; (2) измерение кинетики распространения ПС; (3) дислокационная интерпретация дилатации в ПС. Объектом исследования являлись образцы объемных МС на основе палладия.

Для проведения исследований был спроектирован и изготовлен универсальный испытательный стенд (УИС) с возможностью одновременного механического испытания образцов, регистрацией видеоданных (до 120 тыс. кадров в секунду) с оптическим увеличением до 45х, а также регистрацией данных акустической эмиссии (АЭ) [1]. Уникальной особенностью стенда является синхронизация высокоскоростной видеозаписи стохастических событий по сигналу АЭ, испускаемым самим событием. Данная методика зарекомендовала себя как эффективный способ исследования микропроцессов деформации (полосы сдвига, двойники [2], трещины и т.д.) [3]. В процессе деформации образцов (испытания на сжатие и изгиб) производилось (1) измерение полей деформации методом корреляции цифровых изображений (КЦИ) [4]; (2) измерение скорости ПС методом вычисления приращения длины ПС между последовательными кадрами. Поля смещений вокруг вершин более 20 ПС были экспериментально измерены и сравнены с теоретически рассчитанными дислокационными полями. В результате обнаружено количественное совпадение в пределах ±20 нм, что соответствует 5-10% разброса. Напряжение, рассчитанное для сечения, демонстрирует наличие дальнодействующего упругого поля. Величина вектора Бюргерса такой макродислокации составляет около 0,5 мкм. Таким образом, было получено экспериментальное доказательство того, что вершина ПС в МС является линейным дефектом дислокационного типа [5].

В рамках дислокационного подхода к ПС показано, что формирование избыточного свободного объема в ПС может быть объяснено дислокационным скольжением. Используя уравнения Кнесла для объемной дилатации на длину дислокации  $\alpha_f$ , применительно к исследуемым в работе ПС получим:

$$\alpha_f = \left[ \xi G b^2 \left( \frac{1}{(1-\nu)} + 1 \right) / 4Rh \left( \frac{\pi}{2} + 2 \right) \right] \cdot 100\% \cong 0.9\%;$$

где  $\xi(p) - \phi$ ункция гидростатического давления *p*; *G*,  $\upsilon$  – упругие константы (35,5 ГПа и 0,4 соответственно), *b* – вектор Бюргерса (400 нм); *h* – толщина ПС (10 нм); *R* – радиус плоскости сдвига (0,5 мм). Принципиальным является то, что в предлагаемом подходе увеличение свободного объема в ПС является следствием локализации деформации при движении дефекта дислокационного типа, а не его причиной.

При исследовании скорости распространения ПС было проанализировано более 200 сдвиговых событий и показано, что ПС формируется с конечной скоростью [6]. Зависимость скорости ПС от времени имеет асимметричный импульсный характер и условно состоит из двух этапов: (1) быстрое ( $\leq$ 30 мкс) нарастание скорости фронта от нуля до некоторого максимального значения ( $\geq$ 5 м/с); (2) медленное ( $\sim$ 300 мкс) затухание по степенному закону, феноменологически представимому как  $\sim$  t<sup>n</sup> (<sup>n</sup>~-2). Это свидетельствует о том, что полоса сдвига возникает не единовременно, как следует из перколяционной модели, а в результате последовательного распространения фронта сдвига.

Ряд вышеперечисленных экспериментальных подтверждений интерпретации фронта полосы сдвига как дефекта дислокационного типа свидетельствует о возможности применения континуального дислокационного подхода к описанию деформации аморфных металлических сплавов.

#### Список литературы

- 1. Пат. 155260 Рос. Федерация: МПК G01N3/20 / А. Ю. Виноградов, В. И. Костин, Д. Л. Мерсон, М. Н. Селезнев; № 2015111379/28; опубл. 27.09.2015, 5 с.
- A. Vinogradov, E. Vasilev, M. Seleznev, K. Máthis, D. Orlov, D. Merson. // Materials Letters. 2016. Vol. 183. P. 417–419.
- 3. M. Seleznev, A. Vinogradov // Review of Scientific Instruments. 2014. Vol. 85. P. 76103.
- 4. Селезнев М. Н., Васильев Е. В., Виноградов А. Ю.. // Вектор Науки Тольяттинского государственного университета. 2016. Т. 36. №4. С. 45-51.
- 5. A. Vinogradov, M. Seleznev, I. Yasnikov // Scripta Materialia. 2017. Vol. 130. P. 138–142.
- 6. М. Н. Селезнев, А. Ю. Виноградов // Вектор Науки Тольяттинского государственного университета. 2013. Т. 25. №3. С. 256–260.

#### ПРЕОБРАЗОВАНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Федоров В.А.<sup>1</sup>, Березнер А.Д.<sup>1</sup>, Махаматов Н.Д.<sup>2</sup>, Плужникова Т.Н.<sup>1</sup>, Яковлев А.В.<sup>1</sup>, Федотов Д.Ю.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, feodorov@tsu.tmb.ru <sup>2</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия, zeropulse8@gmail.com

Исследование магнитных свойств металлических стекол является одним из основных направлений в области физики аморфных металлов и сплавов. Количественная оценкавнешнего воздействия нахарактеристики собственного магнитного поля металлических стекол позволяет исследовать динамику магнитной подсистемы материала вне состоянияметастабильного равновесия.

В работе исследовали изменение ферромагнитного гистерезиса металлических стеколАМАГ-180 и АМАГ-186, после их обработки при различных внешних условиях (лазерный импульсный отжиг, механическая деформация, кислотное травление).В качестве образцов использовали ленты размерами 50×3.5×0.02 мм.Для оценки влияния лазерного воздействия на магнитные характеристики исследуемых образцов проводили локальный лазерный отжиг постоянной мощности. Для оценки влияния механической деформации на магнитные свойства металлических стекол предварительно проводили испытания на усталость и ползучесть. В условиях усталостных испытаний прикладывали фиксированную нагрузку постоянного знака в диапазоне 200 МПа – 375 МПа, с частотой 2 Гц. При испытаниях на ползучесть образцы с закрепленным грузом (F = 0.94 H) помещались в печь и нагревались в температурном интервале 300-900 К. Скорость нагрева была постоянна и составляла ~1 К/с.В отдельной серии экспериментов аморфные ленты подвергались травлению в средах 1% HNO<sub>3</sub>- в течение 30 мин, NACE+200мг/л – в течение 24 часов и NACE+400мг/л – в течение 24 часов. Магнитные характеристики измеряли на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore-7407, при комнатной температуре. Внешнее поле магнитометра прикладывали в продольном и поперечном направлениях по отношению к образцу.

Установлено, что после воздействия лазерного отжига на поверхности образцов, величины коэрцитивной силы и остаточной намагниченности возрастают на порядок. Этот результат может быть связан с возникновением магнитной анизотропии, обусловленной в свою очередь неоднородной кристаллизацией структуры в зоне лазерного воздействия.

Показано, что с ростом количества циклов усталостных испытаний остаточная намагниченность  $I_R$  падает, намагниченность насыщения меняется незначительно в пределах от 81.7 до 88.8 (emu/g), а коэрцитивная сила уменьшается при малом числе циклов, с последующим восстановлением значения- при возрастании количества усталостных циклов. Процессы ползучести и химического травления незначительно влияютна магнитные характеристики.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553-а) и гос. задания 3.8515.2017/БЧ

#### ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

#### Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, <u>feodorov@tsu.tmb.ru</u>

В работе проведены исследования воздействий импульсов электрического тока на ленточные аморфные металлические сплавы на основе кобальта с различным его содержанием и нанокристаллический сплав на основе железа, полученные методом спиннингования. Размеры образцов 40х3,5х0,02 мм. В качестве агрессивных сред использовали растворы NACE + 100 мг/л H<sub>2</sub>S и NACE + 400 мг/л H<sub>2</sub>S. Выдержка образцов в среде NACE составляла 24 ч. 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  $j = 10^8 \div 10^9$  A/m<sup>2</sup>. Элементный состав и морфологию поверхности образцов исследовали на растровом электронном микроскопе Quanta 600 FEG Деформация аморфных и нанокристаллических нагружения сопровождается явлением, подобным электропластическому эффекту. В момент прохождения импульса тока на диаграммах напряжение –деформация наблюдается кратковременный (примерно 1,1 с) сброс механического напряжения.

В работе оценивали влияние растворов NACE на деформацию аморфных и нанокристаллических сплавов при воздействии импульсного электрического тока. Установлено, что характер деформации образцов аморфных металлических сплавов, выдержанных в растворах NACE, не отличается от характера деформации образцов в исходном состоянии. В тоже время воздействие растворов NACE вызывает в нанокристаллическом сплаве на основе железа сброс механического напряжения, вызванный пропусканием импульсного тока плотностью  $j \ge 10^9$  А/м<sup>2</sup> примерно на 10 % больше у образцов этого же сплава, но без выдержки в растворах NACE. Величина сброса механического напряжения в нанокристаллических образцах не зависит от концентрации растворов NACE, использованных в работе. При этом отмечено, что после комбинированного воздействия растворов NACE и импульсов электрического тока изменяется примерно на 40 % предел прочности материалов. Модуль Юнга всех исследуемых сплавов практически не изменяется. Проведенные электронно-микроскопические исследования поверхности образцов и их структурного состояния, показали, что среда NACE вызывает на поверхности нанокристаллического сплава окислительные реакции, в результате которых образуются оксиды железа в виде пленки толщиной порядка 1 мкм. Образовавшаяся оксидная пленка на поверхности нанокристаллического сплава снижает теплоотдачу материала и незначительно уменьшает металлическое сечение (~10%) образца. В результате этого пропускание импульсного тока вызывает больший нагрев образца, что увеличивает сброс механического напряжения. На поверхности аморфных сплавов подобной пленки не наблюдается, вследствие этого нагрев образца не изменяется, а, следовательно, значения сбросов механического напряжения не изменяются.

Таким образом, экспериментально установлено, что при комбинированном воздействии агрессивных сред и импульсного электрического тока уменьшается предел прочности материалов. Модуль Юнга исследуемых образцов практически не меняется.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №15-41-03166).

#### ВЛИЯНИЕ СОСТАВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ПРОЯВЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ

#### Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Березнер А.Д.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, feodorov@tsu.tmb.ru

Особенностью аморфных твердых тел и, в частности, аморфных металлических сплавов, является отсутствие у них дефектов, присущих кристаллическим твердым телам (дислокаций, границ зерен и т.д.) что во многом обусловливает высокие магнитные свойства аморфных металлических сплавов.

Одной из значимых проблем при исследовании неупорядоченных сред таких как аморфные металлические сплавы остается проблема стабильности магнитных свойств и контроля изменений их физических и механических характеристик.

В работе проведены исследования магнитных характеристик аморфных металлических сплавов. Для проведения исследований использовали ленты аморфных сплавов на основе Со с различным его содержанием, полученных методом спиннингования. Размеры образцов для исследований 0.02×3.5×30 мм. В работе исследовали магнитные характеристики на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore. Для всех образцов определяли: намагниченность насышения, коэрцитивное поле, остаточную намагниченность. На вибрационном магнитометре были сняты петли гистерезиса для всех образцов. В исходном состоянии все исследованные сплавы являются магнитомягкими с узкой петлей гистерезиса. В ходе экспериментов были определены зависимости, показывающие, влияние процентного содержания основы на магнитные характеристики сплавов. Увеличение содержания основы приводит вначале к падению коэрцитивного поля, а затем увеличение концентрации основы и замена никеля на марганец приводит к увеличению коэрцитивного поля. Намагниченность насыщения с ростом содержания основы практически монотонно снижается, а увеличение концентрации основы и замена никеля на марганец приводит к еще большему снижению намагниченности насыщения. Минимальное же значение коэрцитивности в лентах на основе кобальта достигается в сплаве с наименьшим содержанием кобальта и с наибольшим содержанием никеля. Изменение содержания никеля и железа в аморфных лентах на основе кобальта приводит к немонотонному изменению основных магнитных параметров. Следует отметить, что на основании полученных результатов можно говорить о возможности управления магнитными свойствами конкретного аморфного материала с помощью варьирования состава, что является важным заключением для промышленности.

Таким образом, установлено, что магнитные характеристики образцов МС с различным содержанием кобальта зависят от концентрации основы, а также от соотношения концентраций основы, марганца и никеля. Изменяя соотношение последних, можно получать сплавы с заданными свойствами, в частности повышать или понижать магнитные свойства, увеличивая содержание марганца и никеля и уменьшая концентрацию кобальта.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-01-04553 а)

#### ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Nb–Si В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КРЕМНИЯ

#### Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Желтякова И.С.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия stroganova@issp.ac.ru

Сплавы на основе системы Nb–Si–X (где X – набор легирующих элементов IVb-, Vbи VIb-групп периодической системы) позиционируются как жаропрочные материалы для литья лопаток газовых турбин. Жаропрочность данных сплавов определяется двумя основными упрочняющими факторами: твердорастворным упрочнением пластичной ниобиевой матрицы, в результате растворения в ней легирующих элементов, и упрочнением выделениями второй фазы, хрупкими силицидами ниобия. Варьирование содержания кремния в сплавах позволяет регулировать объемные доли и морфологию фаз и, соответственно, основные свойства сплавов. В работе исследовано влияние содержания кремния в сплаве на механические характеристики, такие как трещиностойкость при комнатной температуре (рис.2 *a*), кратковременная прочность при 1300 °C (рис.2 *б*) и ползучесть в температурном интервале 1200-1300°C при испытаниях на изгиб (рис.3).

На рисунке 1 представлены микроструктуры продольных (*a-г*) и поперечных (*д-з*) сечений слитков с концентрацией 5, 10, 15 и 20 ат.% Si после индукционного плавления в режиме направленной кристаллизации. Сплавы состоят из матрицы твердого раствора на основе ниобия (Nb,X) (область светлого контраста), упрочняющей фазы, твердого раствора на основе силицида ниобия (Nb,X)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> (область серого контраста), и частит оксида (Hf,Zr)O<sub>2</sub> (область белого контраста).



**Рис.1.** Микроструктуры продольных (верхний ряд) и поперечных (нижний ряд) сечений слитков с содержанием Si: *a*, *d* – 5 ат.%; *б*, *e* – 10 ат.%; *в*, *ж* – 15 ат.%; *г*, *з* – 20 ат.%. Стрелкой указано направление роста

Структуры образцов доэквтектических сплавов с содержанием 5 и 10 ат.% Si подобны и имеют крупные первичные выделения ниобиевого твердого раствора с толщиной дендритных ветвей 30–150 и 15–73 мкм, соответственно. Междендритное пространство представлено эвтектоидной смесью (Nb,X) и (Nb,X)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> с шириной пластин до 5 мкм. Сплав с 15 ат.% Si, вблизи эвтектики, отличается характерным регулярным строением и более мелкими структурными составляющими. Его структура представлена колониями, в которых в веерообразной форме чередуются пластины (Nb,X) и (Nb,X)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> с толщинами до 6 мкм. Образец с 20 ат.% Si имеет грубую структуру, что обусловлено наличием крупных выделений силицида (Nb,X)<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, располагающихся в центре колоний и имеющих иглообразную форму в продольном сечении и шестигранника в поперечном. Наличие таких выделений указывает на то, что состав находится в заэвтектической области.

Зависимости величин трещиностойкости и предела прочности при изгибе от содержания Si в образцах сплава имеют нелинейных характер. Максимальные значения данных характеристик были достигнуты на образце с 15 ат. % Si.



**Рис. 2.** Влияние содержания Si на величину трещиностойкости К\* при комнатной температуре (a) и предела прочности *σ* при изгибе при 1300°C

Испытания на ползучесть образцов с 10 и 20 ат. % Si показывают, что последний имеет меньшие скорости деформации ползучести при напряжениях 60, 110 и 170 МПа при 1300°С. Однако, при 1200°С значения скоростей близки.



Рис. 3. Зависимость скорости деформации ползучести от исходного содержания Si при 1200 (*a*) и 1300°С (*б*)

Значения 100-часовой прочности, при которой достигается 1 % деформации, в пересчете на растяжение составляют 94 и 122 МПа при 1200°С, 11 и 74 МПа при 1300°С для сплавов с 10 и 20 ат. % Si, соответственно.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы РАН «Наноструктуры» и РФФИ (Грант 16-02-00384 А).

#### ПОВЫШЕНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ МУФТ НКТ ИЗ СТАЛИ 25Г2Ф

#### Липатов Р.А<sup>1</sup>., Выбойщик М.А<sup>2</sup>., Иоффе А.В<sup>1</sup>.

ООО «ИТ-Сервис», г. Самара, Россия Тольяттинский государственный университет

Муфты из стали 25 Г2Ф после нормализации соответствуют требованиям ГОСТ 633-80 и используется для соединения НКТ в лифтовые колонны. В последнее время наблюдается многочисленные случаи разрушения муфт при эксплуатации, обусловленные сульфидным коррозионным растрескиванием металла под напряжением (СКРН).

Целью работы является повышение стойкости стали 25ГФ к СКРН на основе выбора соответствующего структурного состояния и формирующих его режимов термической обработки.

Для изучения влияния различных режимов термообработки на свойства стали 25Г2Ф был проведен комплекс лабораторных исследований, включающих изучение микроструктуры, проведение механических испытаний и оценку стойкости к СКРН по стандарту NACE TM 0177 (таблица 1).

Downey, Toppy Configuration	$\sigma_{\scriptscriptstyle B}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5$	HRC	Время разрушения
Режим термооораоотки	МПа		%	ед.	Час
Нормализация	840 700		22,0	25,5	36
Отпуск 600°С	870	730	16,5	26,0	24
Отпуск 700°С	740	620	21,0	21,0	720*
Закалка	1560	-	-	49,0	-
Закалка + отпуск 600°С	1000	950	16,0	33,5	24
Закалка + отпуск 700°С	770	650	22,0	22,0	84
* Образец не разрушился					

**Таблица 1.** Результаты механических и коррозионных испытаний стали марки 25Г2Ф после термообработки

После нормализации структура муфт из стали  $25\Gamma 2\Phi$  представлена реечным бейнитом с цементитными выделениями по границам реек и прослойками остаточного аустенита. По нашему мнению, наличие в структуре бейнита удлиненных цементитных включений обуславливает низкую стойкость таких структур к СКРН. Отпуск (1 час, 700 °C) после нормализации приводит к распаду остаточного аустенита и реечного бейнита на высокодисперсную карбидно-ферритную смесь, обеспечивающую при  $\sigma_{th} = 0.7 \times \sigma_{0,2}$  отсутствие разрушения образцов в течение испытаний (720 часов).

Закалка и последующий высокий отпуск (600 и 700°С) не приводят к значительному повышению стойкости муфт к СКРН. Более высокая коррозионная стойкость бейнитных структур после нормализации и высокого отпуска, по сравнению с традиционной термической обработкой:закалка + высокий отпуск (структура высокоотпущенного мартенсита) обусловлена особенностями строения отпущенных бейнитных структур, в частности большим количеством высокодисперсных включений цементита и карбидов легирующих

элементов, служащих дополнительными «ловушками» водорода, замедляющими развитие водородного растрескивания.

#### Выводы

1. Наиболее высокую стойкость к СКРН сталь 25Г2Ф имеет после нормализации и последующего отпуска при температуре 700°С.

2. Использование бейнитных структур повышает коррозионную стойкость сталей в нефтепромысловых средах.

#### РОЛЬ ВЯЗКОСТИ В ФОРМИРОВАНИИ НЕУСТОЙЧИВОСТИ КЕЛЬВИНА-ГЕЛЬМГОЛЬЦА НА НАНОМАСШТАБНОМ УРОВНЕ

Сарычева Е.В.<sup>1</sup>, Сарычев В.Д.<sup>2</sup>, Невский С.А.<sup>2</sup>, Грановский А.Ю.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Новосибирский государственный университет, Новосибирск, sarycheva.liza@mail.ru <sup>2</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк snevskiy@bk.ru

Несмотря на то, что открытие механизма формирования волн при сдвиговых течениях произошло более 150 лет, активными исследованиями влияния вязкости на скорость максимального роста возмущений начали заниматься сравнительно недавно, и считалось, что вязкость оказывает незначительное влияние на зависимость декремента от волнового числа. Однако, проведенный численный анализ дисперсионного уравнения для вязкой модели неустойчивости Кельвина-Гельмгольца (НКГ), и найден режим, при котором в зависимости декремента от длины волны возникают два максимума, один из которых находится в наноразмерном диапазоне длин волн. Аналитически исследованы зависимости декремента неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на границе раздела вязкой и идеальной жидкостей полубесконечной толщины. Идеальная жидкость движется с постоянной скоростью, а вязкая жидкость покоится, учитывалось поверхностное натяжение, а влиянием силы тяжести пренебрегали. Решение линейной задачи ищется В виде пропорциональном exp(ωt+ikx).Установлено, что зависимость декремента (α=Re(ω)) неустойчивости от волнового числа имеет два максимума. Первый максимум приходится на волновые числа, которые соответствуют микродиапазону длин волн, второй – на волновые числа, соответствующие нанодиапазону. Найдены аналитические зависимости волновых чисел, на которые приходится максимум декремента от входных параметров задачи (вязкость, плотность вещества первого и второго слоя, относительная скорость движения слоев, поверхностное натяжение). Указан диапазон параметров, при которых наступает бимодальная зависимость декремента от волнового числа.для НКГ на границе раздела двух идеальных сред, а вязкость учитывается только на границе в динамических условиях, так называемая модель вязко-потенциальной среды. Показано, что дисперсионные уравнения для коротких волн (vk<sup>2</sup>>>w)вязкого течения совпадает с дисперсионным уравнением вязко-потенциального течения. Это позволяет использовать модель двух конечных слоев идеальной жидкости с модифицированным динамическим условием для анализа течения в нелинейном случае с помощью разложений Лагранжа.

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

#### УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 09Г2С С УЛЬРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Скоробогатов И.<sup>1</sup>, Пигалева И.Н.<sup>1</sup>, Фесенюк М.В.<sup>2</sup>, Ганеев А.В.<sup>3</sup>, Мерсон Д.Л.<sup>1</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>irina1.985@mail.ru</u>

<sup>2</sup>ОАО «ПО «Стрела», Оренбург, Россия, <u>maksim\_fesenyuk@mail.ru</u> <sup>3</sup> НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, <u>artur\_ganeev@mail.ru</u>

Работа посвящена исследованию влияния заданных режимов РКУП на механические свойства и механизм ударного разрушения наноструктурированной стали 09Г2С в широком интервале температур.

В качестве исследуемых материалов были использованы малоуглеродистая низколегированная трубная сталь 09Г2С (0,09 %С; 1,26%Мп; 0,64%Si; 0,1%Ni; 0,14%Cu; 0,08%Cr; 0,02%Al). Сталь 09Г2С исследовали в исходном (горячекатаном) крупнозернистом (K3) состоянии и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, полученном путем РКУП. Разработанные технологии наноструктурирования стали включала в себя 2 режима: гомогенизирующий отжиг при 820 °С с последующей закалкой в воде + отпуск при 350 °С + холодное РКУП-конформ (1-й режим) и РКУП при 350 °С (2-й режим), 4 прохода по маршруту Вс + дополнительный отжиг при 350 °С с выдержкой 10 мин.

Из таблицы 1 видно, что РКУП-конформ и РКУП повышают твердость и прочностные характеристики стали, однако снижают пластичность в 1,5–2,2 раза. Из рисунка 1 видно, что после РКУП-конформ и РКУП критическая температура хрупкости стали сместилась, примерно, на 110  $^{0}$ С в сторону высоких температур.

Состояние стали	$d_{\rm cp.}$ , мкм	HB	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠa	δ, %
Исходное состояние	15	143	485	354	20
После РКУП-конформ	0,6	255	837	461	13
После РКУП	0,56	331	1289	1215	9

Таблица 1. Механические свойства стали 09Г2С в различном состоянии



Рис. 1. Температурная зависимость ударной вязкости (КСV) стали 09Г2С в исходном состоянии (1) и после РКУП-конформ (2) и после РКУП при 350 <sup>о</sup>С (3)

Результаты микрофрактографического и рентгеноструктурного анализа изломов представлены на рис. 2 и в табл. 2.



**Рис. 2.** Микрорельеф ударных изломов стали 09Г2С в исходном состоянии (*a-в*) и после РКУП (*c-е*), полученных в нижней (*a*, *c*), средней (*б*, *d*) и верхней области вязко-хрупкого перехода (*в*, *e*) (при –196  $^{0}$ С (*a*, *c*), –60  $^{0}$ С (*b*), 20  $^{0}$ С (*b*, *d*), 50  $^{0}$ С (*e*). *a-e* – x2000

Таблица 2. Физическое уширение (Δβ) дифракционной линии (211) Ка<sub>1</sub>, полученной с поверхности изломов в различных областях вязко-хрупкого перехода с указанием температуры разрушения

Состояние	(211) Kα <sub>1</sub>	Нижняя область/ <sup>0</sup> С		Средняя об- ласть/ <sup>0</sup> С		Верхняя область/ <sup>0</sup> С	
Исходное	Δβ, 10 <sup>-3</sup> рад.	5,1	$-196 {}^{0}\text{C}$	10,7	$-60^{\circ}$ C	17,0	20 °C
После РКУП- конформ	Δβ, 10 <sup>-3</sup> рад.	8,0	-196 °C	10,0	20 °C	13,2	50 °C

#### Выводы

1. РКУП-конформ и РКУП по вышеуказанным режимам, формируя УМЗ структуру, повышают твердость и прочностные характеристики трубной стали 09Г2С, однако снижают пластичность в 1,5–2,2 раза.

2. Формирование в стали 09Г2С УМЗ структуры приводит к смещению критической температуры хрупкости стали на 110 <sup>0</sup>С в сторону положительных температур.

3. Сталь 09Г2С с УМЗ структурой разрушается в нижней области вязко-хрупкого перехода хрупко по механизмам квазискола и скола; в средней области микрорельеф состоит из участков с гладкими глубокими ямками, участков скола со вторичными трещинами. В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь разрушается вязко с образование ямочного микрорельефа.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р\_поволжье\_а).

#### УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УМЗ СТРУКТУРОЙ: КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ

### Мерсон Е.Д.<sup>1</sup>, Пигалева И.Н.<sup>1</sup>, Засыпкин С.В.<sup>1</sup>, Семенова И.П.<sup>2</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>mersoned@gmail.com</u> <sup>2)</sup> НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, rzyaliev@outlook.com

Титановый сплав BT6 (5,95%V; 5,01%Al; 89,05%Ti) исследовали в исходном крупнозернистом (K3) состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в ультрамелкозернистом (УМ3) состоянии. Технология проведения РКУП сплава заключалась в следующем. Заготовку диаметром 20 мм и длиной 100 мм подвергали предварительной термообработке с целью повышения пластичности. Затем проводили закалку в воде от температуры 960 °C (выдержка 1 час), отпуск при 675 °C в течение 4 часов, РКУП при 650 °C (маршрут Вс,  $\varphi = 120^{\circ}$ , n = 6 проходов). Усталостные испытания призматических образцов толщиной 10 мм проводили температуре 20 °C по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 при R = 0,1;  $\Delta P$  от 2000 до 4500 н. Микрофрактографические исследования изломов проводили в растровом электронном микроскопе РЭМ SIGMA фирмы «ZEISS».

Результаты исследования показали, что при одних и тех же условиях нагружения долговечность образцов из сплава ВТ6 в исходном КЗ состоянии выше, чем после РКУП в УМЗ состоянии. Прямолинейный участок кинетических диаграмм усталостного разрушения аппроксимируется уравнением Пэриса. Для КЗ сплава:  $\frac{dl}{dN} = 7,6 \cdot 10^{-12} \Delta K^{3,6}$ ; для УМЗ сплава:  $\frac{dl}{dN} = 2,5 \cdot 10^{-11} \Delta K^{3,3}$ . При одном и том же значении  $\Delta K$  скорость распространения усталостной трещины в сплаве с УМЗ структурой несколько выше, чем в исходном сплаве. Однако коэффициент п в уравнении Пэриса для сплава с УМЗ структурой ниже, чем для сплава с КЗ структурой. Следовательно, сплав с УМЗ структурой менее чувствителен к перегрузкам.

Микрорельеф усталостных изломов образцов как в КЗ, так и в УМЗ состоянии, характеризуется как «чешуйчатый»; видны фасетки циклического скола. На начальных стадиях развития усталостной трещины чешуйки сравнительно гладкие; вблизи зоны долома видны усталостные бороздки. Долом образцов, независимо от состояния сплава, происходит с образованием гладких ямок.

#### Выводы

1. При одинаковых условиях нагружения долговечность образцов из сплава ВТ6 в КЗ состоянии выше, чем в УМЗ состоянии.

2. Прямолинейный участок на кинетических диаграммах усталостного разрушения сплава ВТ6 аппроксимируется уравнением Пэриса: для КЗ состояния  $dl/dN = 7,6 \cdot 10^{-12} \Delta K^{3,6}$ , а для УМЗ состояния  $dl/dN = 2,5 \cdot 10^{-11} \Delta K^{3,3}$ , что позволяет утверждать, что сплав с УМЗ структурой менее чувствителен к перегрузкам.

3. Микрорельеф в очаге разрушения образцов из сплава в КЗ состоянии характеризуется как «чешуйчатый»; видны фасетки циклического скола. Вблизи зоны долома видны усталостные бороздки. Долом образцов, независимо от состояния сплава, происходит с образованием гладких ямок.

Работа выполнена при финансово поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р\_поволжье\_а).

#### СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Пигалева И.Н., Линдеров М.Л.<sup>1</sup>, Мерсон Е.Д., Фисенюк М.В.<sup>2</sup>, Ганеев А.В.<sup>3</sup>, Салычев А.В.<sup>1</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>irinal.985@mail.ru</u> <sup>2</sup> OAO «ПО «Стрела», Оренбург, Россия, <u>maksim\_fesenyuk@mail.ru</u> <sup>3</sup> НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, <u>artur\_ganeev@mail.ru</u>

Целью настоящей работы является определение статической трещиностойкости (K<sub>1C</sub>) стали 09Г2С в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии в сравнении со сталью в крупнозернистом (КЗ) состоянии.

Материал и методики исследования. Малоуглеродистую трубную сталь 09Г2С (табл. 1) исследовали в исходном (горячекатаном) крупнозернистом (КЗ) и в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии, полученном путем РКУП. Технология получения УМЗ структуры стали включала в себя: гомогенизирующий отжиг при 820  $^{0}$ С с последующей закалкой в воде + отпуск при 350  $^{0}$ С + РКУП при 350  $^{0}$ С, 4 прохода по маршруту Вс + дополнительный отжиг при 350  $^{0}$ С с выдержкой 10 мин.

Таблица 1. Химический состав стали 09Г2С (в % по массе)

С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Al	Cu	Fe
0,09	0,64	1,26	0,007	<0,003	0,1	0,08	0,02	0,14	Ост.

Исследование УМЗ структуры проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOLJEM2100 при ускоряющем напряжении 200 кВ. Испытания стали на твердость проводили на твердомере ТН 300. Статическое растяжение круглых образцов диаметром 3 мм проводили на универсальной испытательной машине H50KT. Испытания проводили при комнатной температуре (20 °C) и в среде жидкого азота ( $-196^{\circ}$ C). Испытание на статическую трещиностойкость образцов толщиной 10 мм проводили по схеме трехточечного изгиба согласно ГОСТ 25.506-85 на установке Instron 8802 при температуре  $-196^{\circ}$ C. Макростроение изломов исследовали визуально; микростроение – в растровом электронном микроскопе SIGMA фирмы «ZEISS».

**Результаты исследования.** Из таблицы 2 видно, что сталь 09Г2С в исходном КЗ состоянии отличается сравнительно низкой твердостью, прочностью и высокой пластичностью (табл. 2). После РКУП твердость стали увеличивается в 1,6 раза, прочностные характеристики – в 1,3–1,7 раза, а пластичность снижается в 2 раза.

Состояние стали	$d_{\rm cp.},$ мкм	HB	$σ_{\scriptscriptstyle B}, MΠ$ a	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %
Исходное состояние	15	143	485	354	20
После РКУП	0,60	331	838	655	10

Таблица 2. Средний размер зерна и механические свойства сталей

Результаты испытания на статическую трещиностойкость показали (табл. 3), что  $K_{1C}$  стали 09Г2С в исходном состоянии равно 28±1,0 МПа $\sqrt{M}$ , а после РКУП – 58±1,0 МПа $\sqrt{M}$ . Причем, все критерии механики разрушения удовлетворяли условию плоской деформации.

Таблица 3. Статическая трещи	ностойкость ( $K_{1C}$ )	стали 09Г2С
------------------------------	--------------------------	-------------

Состояние стали	Исходное состояние	После РКУП
<i>К</i> <sub>1С,</sub> МПа√м	28±1,0	58±1,0

Все полученные изломы – хрупкие; утяжка и губы среза отсутствуют (рис. 1 *а*, *г*). В области страгивания статической трещины зона  $\theta$  отсутствует (рис. 1 *б*, *д*). При температуре –196 <sup>0</sup>С статическое разрушение стали 09Г2С в КЗ состоянии произошло по механизму скола (рис. 1 *в*), а в УМЗ состоянии – по механизму квазискола (рис. 1 *е*).



Рис. 1. Общий вид изломов стали 09Г2С (*a*, *г*) и микрорельеф в области страгивания статической трещины (*б*, *d*) и в области статического разрушения (*в*, *е*). *а-в* – сплав в исходном КЗ состоянии; *г-е* – сплав после РКУП в УМЗ состоянии. Стрелками показана область страгивания статической трещины. *б*, *d* – x2000; *в* – x1000; *e* – x5000

#### Выводы

1. Статическая трещиностойкость ( $K_{1C}$ ) стали 09Г2С в исходном состоянии равна 28±1,0 МПа $\sqrt{M}$ , а после РКУП – 58±1,0 МПа $\sqrt{M}$ .

2. Статическое разрушение при температуре –196 <sup>0</sup>С стали 09Г2С в КЗ состоянии произошло по механизму скола, а в УМЗ состоянии – по механизму квазискола.

Работа выполнена при финансово поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р\_поволжье\_а).
## КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ УСТАЛОСТОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 09Г2С С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТРОЙ

# Пигалева И.Н.<sup>1</sup>, Мерсон Е.Д.<sup>1</sup>, Засыпкин С.В.<sup>1</sup>, Ганеев А.В.<sup>3</sup>, Солычева Е.В.<sup>1</sup>, Валиев Р.З.<sup>3</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>Klevtsov11948@mail.ru</u> <sup>2</sup> НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия, <u>rzvaliev@outlook.com</u>

Работа посвящена изучению кинетики усталостного разрушения стали 09Г2С с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой в сравнении с крупнозернистой (КЗ) структурой.

**Материал и методики исследования.** Малоуглеродистую трубную сталь 09Г2С (табл. 1) исследовали в исходном (горячекатаном) КЗ состоянии и в УМЗ состоянии, полученном путем РКУП. Технология получения УМЗ состояния стали включала в себя: гомогенизирующий отжиг при 820  $^{\circ}$ С с последующей закалкой в воде + отпуск при 350  $^{\circ}$ С + РКУП при 350  $^{\circ}$ С, 4 прохода по маршруту Вс + дополнительный отжиг при 350  $^{\circ}$ С с выдержкой 10 мин.

Таблица 1. Химический состав стали 09Г2С (в % по массе)

С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Al	Cu	Fe
0,09	0,64	1,26	0,007	<0,003	0,1	0,08	0,02	0,14	Ост.

Испытания стали на твердость проводили на твердомере TH 300. Статическое растяжение образцов проводили на универсальной испытательной машине H50KT. Скорость растяжения составляла 5 мм/мин. Усталостные испытания образцов толщиной 10 мм проводили по схеме трехточечного изгиба на установке Instron 8802 при R = 0,1;  $\Delta P$  от 3000 до 4500 н при температуре 20 °C. Микрофрактографические исследования изломов проводили в растровом электронном микроскопе (РЭМ) SIGMA фирмы «ZEISS».

**Результаты исследования и их обсуждение.** Сталь 09Г2С в исходном КЗ состоянии отличается сравнительно низкой твердостью, прочностью и высокой пластичностью (табл. 2). После РКУП твердость стали увеличивается в 1,6 раза, прочностные характеристики – в 1,3-1,7 раза, а пластичность снижается в 2 раза.

Состояние стали	<i>d</i> <sub>ср.</sub> , мкм	HB	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %
Исходное состояние	15	143	485	354	20
После РКУП	0,6	331	838	655	10

Таблица 2. Механические свойства стали 09Г2С в различном состоянии

Анализ прямолинейного участка кинетических диаграмм усталостного разрушения (рис. 1) показал, что при одном и то же значении  $\Delta K$  скорость распространения усталостной трещины в стали 09Г2С с УМЗ структурой, полученной путем РКУП ниже, чем в стали с КЗ структурой, что благоприятно для конструктивной прочности стали. Вышерассмотренные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения аппроксимируются уравнениями Пэриса:

- для стали в исходном (КЗ) состоянии:  $\frac{dl}{dN} = 2,8 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,5}$ ; - для стали после РКУП в УМЗ состоянии:  $\frac{dl}{dN} = 3,4 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,1}$ .



Рис. 1. Прямолинейные участки кинетической диаграммы усталостного разрушения стали 09Г2С в исходном (КЗ) состоянии (светлые точки) и после РКУП в УМЗ состоянии (темные точки)

Видно, что коэффициент n уравнение Пэриса для стали с УМЗ структурой несколько ниже, чем для стали с КЗ структурой. Следовательно, сталь с УМЗ структурой менее чувствительна к перегрузкам.

Микрорельеф зоны усталостного развития трещины в изломах стали 09Г2С в исходном КЗ состоянии состоит преимущественно из кристаллографически ориентированных усталостных бороздок и расположенных параллельно им вторичных трещин. Ближе к зоне долома бороздки чередуются с микрорельефом, характерным для статического разрушения стали. В зоне усталостного развития трещины в стали с УМЗ структурой (после РКУП) бороздки просматриваются не четко, однако хорошо видны вторичные трещины, количество которых возрастает вблизи долома. Зона долома в усталостных изломах стали 09Г2С, независимо от состояния стали, имеет ямочный микрорельеф.

#### Выводы

1. Прямолинейные участки кинетических диаграмм усталостного разрушения стали 09Г2С аппроксимируются уравнениями Пэриса: для стали в исходном (КЗ) состоянии  $\frac{dl}{dN} = 2,8 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,5}$ ; для стали в УМЗ состоянии:  $\frac{dl}{dN} = 3,4 \cdot 10^{-12} (\Delta K)^{3,1}$ .

2. Микрорельеф зоны усталостного развития трещины в изломах стали 09Г2С, как в исходном КЗ состоянии, так и в УМЗ состоянии состоит преимущественно из кристаллографически ориентированных усталостных бороздок и расположенных параллельно им вторичных трещин. Зона долома, независимо от состояния стали, имеет ямочный микрорельеф.

Работа выполнена при финансово поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р\_поволжье\_а).

## УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УМЗ СТРУКТУРОЙ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Пигалева И.Н.<sup>1</sup>, Власова О.Д.<sup>1</sup>, Данилов В.А.<sup>1</sup>, Клевцова Н.А.<sup>1</sup>, Семенова И.П.<sup>2</sup>, Валиев Р.З.<sup>2</sup>, Клевцов Г.В.<sup>1</sup>

> <sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, <u>Klevtsov11948@mail.ru</u> <sup>2)</sup> НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Vфа, Россия, <u>rzvaliev@outlook.com</u>

Целью настоящей работы является определение в широком интервале температур ударной вязкости (KCV) и механизма разрушения титанового сплава BT6 с двухфазной ( $\alpha$ + $\beta$ ) структурой в сравнении с исходным состоянием сплава.

**Материал и методики исследования**: Титановый сплав ВТ6 исследовали в исходном (горячекатаном) крупнозернистом КЗ состоянии и после равноканального углового прессования (РКУП) в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии. Технология проведения РКУП сплава заключалась в следующем. Заготовку из сплава диаметром 20 мм и длиной 100 мм подвергали гомогенизационному отжигу. Затем проводили закалку в воде от температуры 960 °C (выдержка 1 час), отпуск при 675 °C в течение 4 часов, РКУП при 650 °C (маршрут Вс,  $\varphi = 120^{\circ}$ , n = 6 проходов).

Испытание сплава на твердость проводили на твердомере TH 300 (ГОСТ 9012-59); испытание на растяжение – на универсальной испытательной машине H50KT (ГОСТ 1497-84). Испытание на ударную вязкость (КСV) в интервале температур от -196 до 500 <sup>0</sup>C проводили на маятниковом копре JB-W300 (ГОСТ 9454-78). Микрофрактографические исследования ударных изломов проводили в растровом электронном микроскопе РЭМ SIGMA фирмы «ZEISS».

**Полученные результаты.** Структура исходной заготовки представляет собой типичную для горячекатаных прутков смешанную глобулярно-пластинчатую структуру: первичная  $\alpha$ -фаза в виде равноосных зерен с размером (15±5) мкм и области с пластинчатой ( $\alpha$ + $\beta$ ) структурой. Объемная доля глобулярной составляющей  $\alpha$ -фазы составляла примерно 65 %. Термическая обработка и РКУП сплава привели к уменьшению размера первичных зерен  $\alpha$ -фазы до 5 мкм (рис. 1  $\delta$ ). Доля УМЗ структуры со средним размером зерен/субзерен  $\alpha$ -фазы (240±60) нм составляла около 70 %.

Из таблицы 1 видно, что РКУП по вышеуказанным режимам повышает твердость и прочностные свойства сплава ВТ6 примерно в 1,2 раза, однако снижает пластичность в 1,4 раза.

Состояние сплава	<i>d</i> <sub>ср.</sub> , мкм	HRC	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠα	δ, %
Исходное состояние	15±5	34	950±20	849±30	11,5±1,5
После РКУП	0,24±0,06	36	1090±30	990±40	8,3±0,3

Таблица 1. Средний размер зерна и механические свойства сплава ВТ6

Ударная вязкость (КСV) сплава ВТ6 (рис. 2) в исходном (КЗ) состоянии и после РКУП (УМЗ) практически одинакова в интервале температур от -196 до 200 <sup>0</sup>С и с повышением температуры испытания монотонно возрастает. При температурах испытания 300 и 500 <sup>0</sup>С образцы полностью не разрушились (рис. 2).



Рис. 2. Температурная зависимость ударной вязкости (КСV) сплава ВТ6 в исходном состоянии (1) и после РКУП (2)

Таким образом, несмотря на снижение пластичности сплава ВТ6 после РКУП, ударная вязкость (KCV) сплава с УМЗ структурой практически не отличается от KCV сплава в исходном (K3) состоянии в интервале температур испытания (от -196 до 200 0С), что положительно характеризует сплав с точки зрения конструктивной прочности.

Все полученные изломы образцов из сплава ВТ6, независимо от вида обработки и температуры испытания, серые, матовые. Они состоят из плоской центральной части и губ среза. При всех исследуемых температурах сплав ВТ6 как в исходном состоянии, так и после РКУП, разрушается с образованием ямочного микрорельефа.

#### Выводы

- 1. РКУП по вышеуказанным режимам повышает твёрдость и прочностные свойства титанового сплава ВТ6 примерно в 1,2 раза, снижая пластичность в 1,4 раза.
- 2. Однако, несмотря на снижение пластичности сплава ВТ6 после РКУП, ударная вязкость (KCV) сплава с УМЗ структурой практически не отличается от KCV сплава в исходном (K3) состоянии в интервале температур испытания (от -196 до 200 <sup>0</sup>C), что положительно характеризует сплав с точки зрения конструктивной прочности.
- 3. Во всем интервале температур испытания механизм ударного разрушения сплава ВТ6 ямочный

Работа выполнена при финансово поддержке РФФИ (проект 15-48-02119 р\_поволжье\_а).

## МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

#### Клевцова Н.А.

## Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, inshtet@mail.ru

Известно, что мартенситные превращения, протекающие в пластических зонах у вершины распространяющихся трещин в метастабильных аустенитных сталях, оказывают существенное влияние на механические свойства, затрудняя прогнозирование поведения материалов в конкретных условиях эксплуатации.

Целью настоящей работы является установление общих закономерностей распределения мартенситных фаз в пластических зонах под поверхностью изломов аустенитных сталей при различных видах нагружения, а также связи данного распределения с механизмом разрушения и локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины.

#### Материалы и методики исследования

В качестве исследуемых материалов использовали Fe–Ni и Fe–Mn аустенитные стали (H32T3, H32T3, H26X5T3, AISI 321, 40Г18Ф, 03Х13АГ19) в закаленном и состаренном состояниях.

Образцы различной толщины и конфигурации испытывали при однократных (статическом, ударном) и циклическом видах нагружения в широком интервале температур от – 196 до 150 °C. Полученные изломы исследовали методом макро- и микрофрактографии. Количество  $\alpha$ - и  $\varepsilon$ -мартенсита в пластических зонах под поверхностью изломов определяли рентгеновским методом по интегральной интенсивности дифракционных линий (111) Ка  $\gamma$ -фазы, (110) Ка  $\alpha$ -фазы и (101) Ка  $\varepsilon$ -фазы. Для определения локального напряженного состояния материала у вершины трещины использовали известный критерий  $h_{\text{max}}/t$ , где  $h_{\text{max}}$  – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью излома, t – толщина образца.

Распределение мартенситных фаз в пластических зонах при однократных видах нагружения аустенитных сталей с крупнозернистой и УМЗ структурами. При вязком разрушении аустенитных Fe-Ni сталей в условиях ПH, например, закаленной стали H32T3, количество  $\alpha$ -мартенсита практически не изменяется в пределах сильнодеформированной микрозоны  $h_{yh}$ , несмотря на монотонное изменение искаженности кристаллической структуры материала по глубине зоны. При переходе в слабодеформированную макрозону  $h_y$  количество  $\alpha$ -мартенсита резко уменьшается и далее монотонно убывает в пределах макрозоны. Такое распределение мартенситной фазы связано, по-видимому, со значительным локальным разогревом материала, препятствующим  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращению у вершины распространяющейся трещины при вязком разрушении.

При смешанном механизме разрушения Fe–Ni сталей в переходной области от ПH к ПД не следует ожидать сильного локального разогрева материала. В этом случае количество α-мартенсита непрерывно уменьшается от поверхности излома в пределах пластических зон сообразно изменению искаженности кристаллической структуры.

При хрупком межзеренном разрушении Fe–Ni сталей в условиях ПД, например, при низкотемпературном ударном разрушении состаренных Fe–Ni сталей (H26T3, H32T3), количество α-мартенсита резко уменьшается от поверхности излома вглубь образца.

При разрушении аустенитных Fe–Mn сталей, испытывающих при деформации мартенситное превращение по механизму  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  (например, при смешанном разрушении

закаленной стали 03Х13АГ19), в пластических зонах присутствует как α-, так и εмартенсит. Причем, ε-мартенсит всегда образуется под поверхностью излома; его количество сначала возрастает, достигает максимума на некотором расстоянии от поверхности излома и снижается до нуля в пределах пластической зоны. Количество α-мартенсита непрерывно уменьшается от поверхности излома вглубь образца.

Распределение мартенситных фаз в пластических зонах при циклическом нагружении аустенитных сталей. При циклическом нагружении аустенитных сталей закономерности распределения  $\alpha$ - и  $\epsilon$ -мартенсита в пластических зонах такие же, как и при однократных видах нагружения, хотя природа образования пластических зон при циклическом нагружении иная. Так, например, в случае усталостного разрушения стали 03X13АГ19 количество  $\alpha$ -мартенсита непрерывно уменьшается от поверхности излома вглубь образца, а максимальное количество  $\epsilon$ -мартенсита обнаружено под поверхностью изломов, где деформация меньше, чем на поверхности.

Сравним количество α-мартенсита на поверхности статических, ударных и усталостных изломов стали 03X13АГ19 (табл. 1). Из приведенной таблицы видно, что при увеличении скорости однократных видов нагружения количество α-мартенсита на поверхности изломов уменьшается. При циклическом нагружении образцов интенсивность мартенситных превращений на поверхности изломов выше, чем при однократных видах.

**Таблица 1**. Количество α-мартенсита на поверхности статических, ударных и усталостных изломов стали 03X13АГ19, полученных при –196 <sup>0</sup>С и 20 <sup>0</sup>С

Вид нагружения	Статич	еское	Удај	рное	Циклическое		
Т, <sup>0</sup> С	-196	20	-196	20	20		
α, %	60	20	30	05	100		

#### Выводы

1. При однократных видах нагружения характер распределения мартенситных фаз в пластических зонах не зависит от вида и скорости нагружения образцов из аустенитных сталей, однако связан с локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины и механизмом разрушения.

2. При вязком разрушении аустенитных Fe–Ni сталей в условиях ПH, количество αмартенсита практически не изменяется в пределах сильнодеформированной микрозоны h<sub>yh</sub> и монотонно уменьшается в пределах слабодеформированной макрозоны h<sub>y</sub>. При хрупком межзеренном разрушении данных сталей в условиях ПД и при смешанном разрушении в переходной области от ПД к ПH количество α-мартенсита непрерывно уменьшается от поверхности излома вглубь образца.

3. В пластических зонах закаленных Fe–Mn сталей образуется как α-, так и ємартенсит. Причем, количество α-мартенсита непрерывно уменьшается от поверхности излома вглубь образца, а максимальное количество ε-мартенсита образуется не на поверхности, а на некоторой глубине от поверхности излома.

4. При циклическом нагружении аустенитных сталей распределение мартенситных фаз в пластических зонах аналогично распределению при однократных видах. Однако циклические нагрузки лучше инициируют мартенситные превращения в аустенитных сталях, чем однократные.

# ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

#### Мухаметрахимов М.Х.

ФБГУ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия, <u>msia@mail.ru</u>

Развитие современного машиностроения невозможно без использования передовых конструкционных материалов, имеющих более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с существующими материалами. В этой связи большой интерес представляют титановые сплавы.

Повышенные прочностные свойства имеют титановые сплавы с нанокристаллической (НК) структурой по сравнению с микрокристаллической (МК) и крупнокристаллической (КК) структурами [1,2]. Однако изготовление крупногабаритных полуфабрикатов с НК структурой представляет отдельную научную и технологическую проблему, кроме того, при достижении в сплаве такой структуры с повышением уровня прочности происходит и снижение пластичности.

Одним из способов преодоления этой проблемы является создание композитов, позволяющих уменьшить массу конструкции при сохранении или улучшении ее механических характеристик. Поэтому неудивительно, что разработчики авиатехники перестраивают всю материаловедческую концепцию строительства самолетов, активно привлекая и используя композиты на основе исключительно прочных титановых сплавов.

Создавая различное по структуре сочетание слоев, можно управлять характером разрушения материала и тем самым повышать конструкционную прочность по сравнению с монолитным материалом [3,4].

Целью представленной работы является разработка на основе результатов экспериментальных исследований методологического подхода к выбору технологических параметров применения НК материалов в качестве упрочняющего элемента для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП и оценка прочности и пластичности структурного композита.

Материалом для исследования был выбран промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 стандартного химического состава по ГОСТ 19807-91. КК структура была получена вакуумным отжигом в  $\beta$ -области при температуре 1000°С. В качестве упрочняющего элемента взяли титановый сплав ВТ6 с НК структурой со средним размером зерен/субзерен около 0,3 мкм.





Для исследований были изготовлены трехслойные композиты двух типов: 1 – композит с МК и НК структурами, и 2 – композит с КК и НК структурами. Соединение листов с различными структурными состояниями, собранных в пакет, выполняли в штамповом блоке, включающем силовые плиты и крепежные элементы [5]. Сварку в твердом состоянии осуществляли при различных температурах от 700 до 900°С в течение 120 мин. приложением газообразного аргона из штуцера через гибкую мембрану на свариваемые образцы.

Металлографические исследования показали, что после сварки давлением при температуре 900 °C в течение 2 часов размер зерен вырос примерно до 5 мкм. С понижением температуры сварки до 700°C наблюдается разнозернистость, обусловленная большим различием размера зерен в соединяемых листовых заготовках и средний размер зерен в прослойке вырос в среднем до 1,2 мкм. Относительная протяженность пор в зоне ТФС при температуре сварки 900°C составила 0,04, при уменьшении T до 700°C увеличилась и составила 0,18.

Исследования такого слоистого композита показали, что с понижением температуры до 700°С в области предела прочности не происходит расслоение материала. При использование упрочняющего элемента из титанового сплава ВТ6 с НК структурой придает композиту высокую прочность и при этом воспринимает основную долю нагрузки, а слои с МК и КК структурами придают композиту пластичность и предохраняют ее от возможного разрушения.

Механические испытания на сдвиговую прочность показали, что с понижением температуры сварки давлением от 900°С до 700°С уровень прочности на сдвиг композитного материала заметно, в среднем на 18%, повышается.

Таким образом одним из путей повышения прочностных и пластических свойств в композиционных материалах из титанового сплава ВТ6 является разработанный методологический подход к применению НК материалов в качестве упрочняющего элемента для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6 в условиях низкотемпературной СП. Сохранение сочетания НК, МК и КК структуры в слоях при пониженных температурах (700°С) позволяет обеспечить в композитных материалах повышенные прочностные и пластические свойства.

#### Список литературы

- 1. Лутфуллин Р.Я., Кайбышев О.А., Валиахметов О.Р., Мухаметрахимов М.Х., Сафиуллин Р.В., Мулюков Р.Р. Соединение в твердом состоянии нанокристаллических титановых сплавов. Перспективные материалы, № 4, 2003 г., С. 21-25.
- Мухаметрахимов М.Х. Применение наноструктурных материалов для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава ВТ6// Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Том 10. №1. С. 82-86.
- 3. Райт Е.С., Левит А.П. В кн.: Композиционные материалы с металлической матрицей. Т.4. Пер. С англ. М.: Машиностроение, 1978. С. 49-110.
- 4. Соколовская Е.М, Гузей Л.С. Физикохимия композитных материалов. М.: МГУ. 1978.
- 5. Казачков И.В. Бердин В.К. Методика оценки качества диффузионного соединения тонколистовых металлических материалов // Заводская лаборатория. 1989. 55. №7. С. 82-84.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ МИЛЛИСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА АМОРФНЫЙ СПЛАВ СИСТЕМЫ Cu–Zr–Ag–Al

## Шлыкова А.А., Федоров В.А., Гасанов М.Ф.

ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, alexandra.shlykova@list.ru

Объемные аморфные металлические стекла (AMC) – относительно новый класс материалов, получаемых закалкой из жидкой фазы, при низких скоростях охлаждения. Аморфные сплавы обладают рядом преимуществ за счет отсутствия упорядоченной внутренней структуры, такие как высокая прочность, пластичность, низкий модуль упругости и превосходная устойчивость к коррозии [1], благодаря чему могут быть использованы как конструкционные материалы и материалы для биоимплантов [2]. Однако применение AMC в производстве осложняется их непредсказуемостью при воздействиях в различных технологических процессах, которые коренным образом могут влиять на свойства, приводить к кристаллизации [3], структурной релаксации и разделению фаз. Понимание физики этих процессов, с целью уменьшения их отрицательного воздействия или получение нового класса материалов, является актуальной задачей.

Работа посвящена исследованию структурного состояния в зоне воздействия (кратер) лазерного излучения ИК-диапазона ( $\lambda = 1064$  нм) миллисекундной длительности в объемном аморфном сплаве  $Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8$ .



**Рис. 1.** SEM микрофотография поверхности образца в зоне воздействия лазерного излучения: (*a*) кратера, (*b*) пластические сдвиги, (*c*) нанокристаллы

В работе обнаружено, что в результате лазерного воздействия на поверхности исследуемого аморфного сплава формируется характерная розетка – кратер (рис. 1 *a*). Поверхность кратера можно условно разбить на две области. Область I, в которой произошло расплавление и область II – область термического влияния. Геометрические размеры зоны проплавления составляют в диаметре  $\approx$ 500 мкм. Зона термического влияния, то есть участок, в котором температура находилась в промежутке от температуры стеклования до плавления составила  $\approx$  70 мкм. На границы перехода от зоны I к зоне II локализованные пластические сдвиги (рис. 1 *б*). В первой области сканирующей электронной микроскопией и рентгеноструктурным анализом обнаружены нанокристаллы (рис. 1 *с*), встроенные в аморфную матрицу.

Компьютерное моделирование даёт хорошую корреляцию с экспериментом. Также численный расчет показал, что температура в центре кратера достигала 2500 К, а глубина расплавленного поверхностного слоя равна  $h \approx 60$  мкм.



**Рис. 2.** Температура в точке на оси лазерного пучка на границе зоны проплавления (h = 60 мкм) от текущего момента времени T(t); скорость охлаждение R(t) в той же точке



**Рис. 3.** Скорость кристаллизации  $V_{\text{кр}}(r)$  и содержание кислорода O(r) вдоль радиуса кратера

Моделирование показало, что скорость охлаждения на поверхности образца достигает ~  $10^4$  К/с и падает до нуля за сравнительно небольшой промежуток времени равный 40 мс (рис. 2). При наблюдаемой в эксперименте скорости охлаждения, скорость роста является не достаточной, чтобы кристаллиты заполнили весь объем кратера, а получившаяся структура является композитом (аморфная фаза + нанокристаллы). Также, столь высокие скорости охлаждения не должны приводить даже к частичной кристаллизации, а расплав после охлаждения должен иметь аморфную структуру [4]. Причиной кристаллизации может быть атомарный кислород [5], абсорбируемый из воздуха в результате реакций окисления. Это подтверждается данными элементного анализа поверхности кратера. Концентрация кислорода в поверхностном слое вдоль его радиуса до границы зоны проплавления изменяется от 17% до 57% (рис. 3). Моделирование показало, что зависимость скорости кристаллизации вдоль радиуса кратера находится в обратной зависимости с распределением кислорода вдоль той же линии, то есть скорость кристаллизации может являться фактором, отвечающим за абсорбцию кислорода приповерхностным слоем.

Таким образом, в работе исследовано влияние миллисекундного лазерного импульса на поверхность Zr<sub>46</sub>(Cu<sub>4/5</sub>Ag<sub>1/5</sub>)<sub>46</sub>Al<sub>8</sub>, выполнено компьютерное моделирование процессов лазерного нагрева, объяснена топология кратера, возникающая в результате лазерного воздействия. Показана особая роль атомарного кислорода и скорости охлаждения зоны расплава в формировании нанокристаллов. Абсорбция кислорода из воздуха приводит к возникновению центров кристаллизации, и после затвердевания полученная структура является композитом. Следовательно, создание технологии управления процессами сорбции кислорода может дать возможность получения заранее "запрограммированных" структур на поверхности AMC.

#### Список литературы

- 1. Guan B., Shi X., Dan Z., Xie G., Niinomi M., Qin F. // Intermetallics. 2016. № 72. P. 69-75.
- 2. Imai K. et al. // J. of Mater. Sci. and Chem. Eng. 2015. 4. P. 46-51.
- 3. Wang H. S., Su Y.Z., Jang J.S.C., Chen H.G.A. // Mater. Chem. and Phys. 2013. № 139. P. 215-219.
- 4. Zhang Q., Zhang W., Inoue A. // Mater. Trans. V. 48. № 3. P. 629-631.
- 5. Стеценко В.Ю. // Литье и Металлургия. 2010. Т. 3. № 56. С. 91-96.

# ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

## Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>1,2</sup>, Гальченко Н.К.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup>ФГБОУ ВПО Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия galinazg@yandex.ru

Изучали структуру, фазовый состав и микротвердость высокоазотистых аустенитных сталей Fe–23Cr–19Mn–0.2C–0.5N (мас.%) (сталь I), Fe–19Cr–21Mn–1.3V–0.3C–0.8N (мас.%) (сталь II) и Fe–18Cr–23Mn–2.6V–0.3C–0.8N (мас.%) (сталь III) после кручения под высоким давлением (КВД). Исходные образцы закаливали в воду после выдержки при T =1200 °C в течение 1 часа. После закалки стали имели структуру преимущественно аустенита с карбонитридами хрома и ванадия (только в сталях II и III), стали I и II также содержали небольшую долю  $\alpha'$ -фазы (<5 %). Параметры решетки аустенита для исследуемых сталей составляли 0,363 нм, что свидетельствовало о высокой концентрации атомов внедрения в твердом растворе. Закаленные образцы подвергали КВД (6 ГПа) при комнатной температуре на N = 0 (осадка), N = 1/4, N = 1/2 и N = 1 оборот.

КВД сталей сопровождается фрагментацией структуры, накоплением высокой плотности дислокаций, образованием полос локализованной деформации и сетки двойников. Деформация стали I не приводит к формированию разориентированной структуры, микродифракционная (МД) картина после N = 1 носит точечный характер, наблюдали слабое азимутальное размытие рефлексов. Структура сталей II и III после деформации на 1 оборот, напротив, разориентированная, рефлексы на МД картинах сильно размыты и располагаются по окружности. Помимо отражений от аустенита в сталях II и III наблюдали рефлексы от крупных (>100 нм) и мелкоразмерных частиц (<5 нм). Установлено, что КВД стали I приводит к формированию структуры с большей плотностью двойниковых границ в сравнении со сталями II и III, что обеспечивает ей большие эффекты деформационного упрочнения и делает ее более устойчивой к формированию разориентированной зеренносубзеренной структуры при КВД.

Деформация методом КВД приводит к повышению микротвердости сталей по сравнению с исходными значениями, которые до деформации составляли 3 ГПа для стали I и 4 ГПа для сталей II и III. Наибольшие значения микротвердости наблюдали после N=1/2 (5,8 ГПа) для стали I и после N=1/4 (6,5-6,6 ГПа) для сталей II и III, с увеличением степени деформации микротвердость изменяется слабо. Распределение микротвердости по диаметру дисков после КВД квазиоднородное и с увеличением степени деформации степень однородности распределения микротвердости по образцу возрастает.

Различия в микротвердости и микроструктуре исследуемых сталей после КВД обусловлены различными вкладами от деформационного упрочнения, твердорастворного упрочнения и дисперсионного твердения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке стипендии Президента РФ (СП-160.2016.1).

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ

Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>1,2</sup>, Раточка И.В.<sup>1</sup>, Мишин И.П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup>ФГБОУ ВПО Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия elena.g.astafuroya@gmail.com

Изучали влияние электролитического наводороживания на механизмы деформации и разрушения аустенитных сталей 12Х18Н10Т и 01Х17Н13М3 с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, сформированной методом прессования со сменой оси деформации. Прессование проводили при понижении температуры в интервале от 800°С до 550°С, при каждой температуре проводили 3–5 осадок на  $\approx$ 50%, температуру понижали с интервалом в 50°С. После прессования в стали 12Х18Н10Т была сформирована однородная зеренно-субзеренная структура со средним размером элементов 500 нм, а в стали 01Х17Н13М3 – 200 нм. В результате прессования предел текучести исследуемых сталей увеличился в 3,8-4,0 раза по сравнению с крупнокристаллическими состояниями, а удлинение образцов существенно сократилось. Тем не менее, после прессования величины удлинения образцов составляли 6% для стабильной стали 01Х17Н13МЗ и 10–11% для метастабильной стали 12Х18Н10Т. Образцы электролитически наводороживали в 3% растворе NaCl с добавлением аммония роданистого при плотности тока 10 мА/см<sup>2</sup> и продолжительности насыщения до 100 ч. Образцы растягивали непосредственно после наводороживания при комнатной температуре с начальной скоростью  $6 \times 10^{-5} c^{-1}$ .

На основе данных о характере разрушения и механических свойствах исследуемых сталей установлено немонотонное изменение прочностных свойств и механизма разрушения стабильной стали 01X17H13M3 с ультрамелкозернистой структурой: наводороживание продолжительностью до 65 часов слабо влияет на механические характеристики такой стали и способствует увеличению хрупкой составляющей излома, а более продолжительное насыщение (100 ч), напротив, подавляет хрупкое разрушение и способствует небольшому уменьшению прочностных свойств стали без потери пластичности. В метастабильной УМЗ стали 12X18H10T на поверхности наводороженных образцов происходит формирование хрупкого поверхностного слоя, который способствует поверхностному растрескиванию образцов. При этом увеличение продолжительности насыщения водородом до 100 часов не приводит к охрупчиванию образцов метастабильных сталей с ультрамелкозернистой структурой, способствует изменению характера излома в поверхностном слое и уменьшению количества трещин на поверхности разрушенных образцов, в то время как крупнокристаллическая сталь, обработанная по аналогичным режимам, испытывает заметные эффекты водородного охрупчивания.

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

## РАЗРАБОТКА МЕТОДА ПОЛУЧЕНИЯ САМОАРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ВОЛОКОН ИЗ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

# Чуков Д.И., Степашкин А.А., Жеребцов Д.Д., Нематуллоев С.Г., Чердынцев В.В.

#### НИТУ «МИСиС», г. Москва dil\_chukov@mail.ru

Самоармированные композиционные материалы (self-reinforced composite materials) – это класс композиционных материалов, в которых полимерная матрица и армирующие наполнители (ориентированные волокна, пленки или дисперсные частицы) представлены одним и тем же полимером. Принцип работы самоармированных композиционных материалов (СКМ) идентичен традиционным композиционным материалам, т.е. напряжение передается от "слабой" матрицы к более прочным армирующим элементам через межфазную границу раздела, и чем прочнее граница раздела, тем более высокими механическими характеристиками обладают полученные композиты. Для достижения высоких механических свойств самоармированных композиционных материалов необходимо четкое различие температур плавления волокон и матричного полимера. Эта проблема, как правило, решается с помощью использования различных марок полимеров для волокон и матрицы. Тем не менее, для реализации истинной концепции СКМ, матрица и волокна должны быть представлены одной и той же маркой полимера, и, следовательно, будут иметь близкие температуры плавления. Основная трудность совмещения волокон и матрицы заключается в сохранении свойств ориентированных полимерных молекул в конечном композите, т.к. при нагреве наблюдается молекулярная релаксация высокоориентированных волокон, что приводит к потере их физико-механических свойств.

В данной работе были проведены исследования процесса получения самоармированных композитов, путем изготовления из волокон сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВПМЭ волокон) объемных образцов методом термопрессования. Для получения объемных образцов предложен подход, при котором термопрессование приводит к плавлению только поверхности СВМПЭ волокон, при охлаждении расплавленная часть волокон формирует матрицу композиционного материала (рисунок 1).



Рис. 1. Схема получения самоармированных композиционных материалов

Приобретенная в процессе получения ориентированная структура СВМПЭ волокон обуславливает высокий уровень их физико-механических характеристик. Однако если при низких температурах ориентированная структура является «замороженной», при повышении температуры происходит релаксация и может наблюдаться разориентация молекулярных цепочек полимера. Потеря ориентированного состояния будет неизбежно сопровождаться потерей прочностных характеристик СВМПЭ волокон, поэтому основной задачей при получении самоармированных композиционных материалов является сохранение ориентированной структуры волокон.



**Рис. 2.** Модуль упругости (*a*) и предел прочности (*б*) композиционных материалов, полученных при различных температурах и давлениях прессования

Проведенные исследования показали, что термопрессование в интервале температур 145–165 °С и давлении 0,1–75 МПа позволяет варьировать соотношение долей расплавленных и сохранивших ориентированную структуру волокон. Предложенный подход, обеспечивающий различное соотношение количества матричной фазы к ориентированной фазе, позволяет получать материалы для различных областей применения, физикомеханические и другие эксплуатационные свойства которых будут определяться технологическими режимами их получения (рисунок 2), что может позволить варьировать свойства получаемых материалов в зависимости требований, предъявляемых к конечному изделию.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта № 15-33-70027 «мол\_а\_мос»

## МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБОНИЗИРОВАННЫХ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ ЭЛАСТОМЕРНЫХ СМЕСЕЙ

Степашкин А.А.<sup>1</sup>, Чуков Д.И.<sup>1</sup>, Калошкин С.Д.<sup>1</sup>, Пятов И.С.<sup>2</sup>, Дениев М.Я.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>НИТУ «МИСиС», г. Москва, <sup>2</sup>ООО "РЕАМ-РТИ" г. Балашиха, <sup>3</sup>ООО «Градэр», г. Зубцов a.stepashkin@misis.ru

Композиционные материалы на основе полимерных матриц обладающие малой плотностью и высокими физико-механическими, теплофизическими, и эксплуатационными характеристиками широко применяются в современной технике. Одним из наиболее важных направлений их совершенствования является повышение рабочих температур эксплуатации, которая зависит от теплостойкости используемой полимерной матрицы.

Одним из перспективных методов повышения теплостойкости полимерной матрицы, является ее частичная карбонизация в процессе получения композита.

В рамках данного исследования были изготовлены высоконаполненные эластомерные смеси на основе синтетического каучука, наполненного дискретными углеродными волокнами, углеродными нанотрубками, дисперсными углеродными наполнителями (300 массовых частей наполнителя на 100 массовых частей каучука), подвергнутые низкотемпературной карбонизации при температуре 320 °C, в инертной среде. Из полученных керамоподобных заготовок были изготовлены образцы для проведения физикомеханических и теплофизических испытаний.

Микроструктура эластомерных смесей и композиционных материалов на их основе представлена на рисунке 1. Обнаружено, что в результате карбонизации получаются материалы с однородной структурой. Углеродные волокна хорошо связаны с материалом матрицы.



Рис. 1. Микроструктура карбонизованных эластомерных смесей

Температурная зависимость коэффициента теплопроводности карбонизованных эластомерных смесей представлены на рисунке 2. Для образца T2 содержащего только углеродный наполнитель карбосил T-20 коэффициент теплопроводности составляет 0,52 – 0,54 Вт/м\*К. Замена части наполнителя на углеродные волокна (6 масс.% в образце T2-1 и 12 масс.% в образце T2-2) приводит увеличению теплопроводности при комнатной температуре получаемых композиционных материалов до 0,59 и 0,62 Вт/м\*К соответственно. добавление 6 масс.% МУНТ «Таунит» повышает теплопроводность при комнатной температуре до 0,65 Вт/м\*К. Температурные зависимости коэффициента теплопроводности для всех исследованных материалов имеют одинаковый вид: на начальном участке, вплоть до максимума при 150 °C наблюдается рост теплопроводности, после выхода на насыщение, в области температур 200-300°C наблюдается незначительное снижение теплопроводности. Данное поведение обусловлено незавершенностью процесса карбонизации, дальнейшее развитие которого приводит к изменению тепловых характеристик материала.

Проведённые физико-механические испытания показали, что полученные композиционные материалы обладают прочностью при растяжении до 90 МПа при модуле упругости до 23 ГПа, деформация разрушения при растяжении составляет 0,6 – 0,9%. В отличие от классических керамик, в углеродных композициях на основе эластомерных матриц удается совместить высокие значения прочности при растяжении, при высоких уровнях прочности при сжатии (до 190 МПа), изгибе (до 140 МПа) и приемлемых значениях ударной вязкости (до 8,2 кДж/м<sup>2</sup>).



**Рис. 2.** Температурная зависимость коэффициента теплопроводности (*a*) и дилатометрические кривые (б) образцов карбонизованных эластомерных смесей

Одной из возможных областей использования разрабатываемых композиционных материалов являются детали и узлы насосов для нефтяной и химической промышленности, работающие в условиях повышенных температур и под воздействием агрессивных сред.

Работа выполнена при финансовой поддержке федеральной целевой программы исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научнотехнологического комплекса России на 2014-2020 годы, идентификатор ПНИЭР RFMEFI57815X0133

## МОДИЦИФИРОВАННЫЕ НАНООБЪЕКТЫ ОКСИДА ЦИНКА, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫЕ ДЛЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ ДООЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВИДИМОГО СВЕТА

## Соснин И.М., Улесова Д.А., Викарчук А.А., Романов А.Е.

## ФГБОУ ВО "Тольяттинский государственный университет", Тольятти, Россия sim.nanosci@gmail.com

Фотокаталитический метод доочистки сточных вод является одним из наиболее интенсивно развивающихся методов, способных доводить концентрацию токсичных органических веществ до предельно допустимой концентрации (П.Д.К.). Фотокатализом называется процесс химического разложения органических соединений до летучих нетоксичных веществ в присутствии полупроводниковых материалов, фотокатализаторов, под действием электромагнитного излучения.

По данным аналитического агентства Bcc.Research увеличение мирового рынка фотокатализа идет большими темпами, около 12% в год. По состоянию на 2015 год этот рынок уже составил 1,5 млрд дол, а к 2020 году по прогнозам должен удвоится. Подавляющим количеством покупателей фотокатализаторов и фотокаталитических установок являются промышленные предприятия: нефтехимические заводы, аэропорты, предприятия пищевого сектора, лакокрасочные предприятия и др. На данный момент подавляющая часть фотокатализаторов (более 90%), представленная на рынке, основана на диоксиде титана, который является широкозонным полупроводником. Наряду с TiO<sub>2</sub>, все больше используется более дешевый оксид цинка. Водоочистка с использованием таких полупроводников с шириной запрещенной зоны 3,3 эВ и более осуществляется только под действием ультрафиолетового облучения.

Актуальной задачей развития фотокатализа является создание полупроводниковых материалов, позволяющих осуществлять доочистку сточных вод при использовании солнечной энергии. Для решения этой задачи полупроводники допируют атомами других элементов, создавая дополнительные уровни в запрещенной зоне, что снижает энергию перехода электронов и дырок из валентной зоны в зону проводимости. Находясь в зоне проводимости, электроны порождают активные радикалы, которые участвуют в реакции разложения органических загрязнителей.

В данной работе представлена методика получения наночастиц оксида цинка, допированных калием и хлором, которые позволяют производить доочистку сточных вод от фенола под действием лампы видимого света. Приведены графики (рис. 1) сравнения фотокаталитической активности допированных и недопированных наночастиц ZnO, представлены данные о снижении ширины запрещенной зоны после введения в состав частиц допирующих элементов.



**Рис. 1.** Результаты исследований фотокаталитических свойств наночастиц ZnO разного химического состава под действием видимого света.

Исследование изменения концентрации фенола производилось с помощью флуориметра Shimadzu RF-6000, рентгеноструктурный анализ производился при помощи рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD 7000. Химический состав наночастиц был определен путем рентгенофлуоресцентного анализа Shimadzu EDX 8000, распределение по размерам наночастиц с помощью лазерного анализатора Shimadzu Sald 2300. Морфология наночастиц оценивалась при помощи сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss. Ширина запрещенной зоны была установлена путем диффузного отражения с использованием спектрофотометра Shimadzu UV-2600 с интегрирующей сферой.

Работа выполнена при финансовой поддержке госзадания 16.2314.2017/ПЧ «Разработка комбинированной технологии и создание образцов инновационного оборудования предназначенных для глубокой очистки сточных вод промышленных предприятий от опасных токсических загрязнений».

## О ПРОЦЕССАХ ЭЛЕКТРОЛИЗА В ТВЁРДЫХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА

#### Карыев Л.Г., Федоров В.А., Занина А.П.

*ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,* <u>fejdorov@tsu.tmb.ru</u>

Показано, что в постоянном электрическом поле, при температурах выше ~ 650 К в ионных кристаллах наблюдается явление аккумуляции объёмного заряда в приповерхностных областях образцов. Вскрыт механизм релаксации аккумулированного заряда. Величина аккумуляторного тока зависит от концентрации примесей в образце и от предварительной термической обработки кристалла [1]. Экспериментально обнаружено существование токов во внешней цепи, возникающих при нагреве кристалла без предварительного пропускания ионного тока через кристалл и в отсутствие приложенного электрического напряжения к образцу.

Для исследования природы этих токов при повышенных температурах использовали монокристаллы NaCl с содержанием примесей  $10^{-2}$  и  $10^{-4}$  вес. % по Fe<sup>2+</sup>; LiF с концентрацией примесей  $10^{-3}$  вес.% (Ca<sup>2+</sup>, Mg<sup>2+</sup>, Ba<sup>2+</sup>). Образец помещали между плоскими электродами, изготовленными из нихрома, надёжно контактирующими с поверхностью кристалла. Установку размещали в печи. Опыты проводили в интервале температур 293–973 K, скорость нагрева не превышала ~ 200 K/ч. Установлено, что токи во внешней цепи начинают появляться при температурах не ниже 823 K. Зависимость плотности токов от температуры j(T) немонотонна, наблюдается изменение направления токов в цепи при повышении температуры. На характер зависимости j(T) влияет предварительная термическая обработка кристаллов (рис. 1).



**Рис. 1.** Зависимость плотности токов от температуры во внешней цепи, NaCl: 1– нагрев кристалла до 873 К со скоростью 200 К/ч и последующее охлаждение с о скоростью не превышающей 50 К/ч; 2 – термически необработанный образец

Экспериментально установлена зависимость плотности токов от времени j(t) при различных фиксированных температурах образца (рис. 2). Чем выше температура образца, при которой измерялись токи в цепи, тем больше выражена немонотонность изменения величины тока с течением времени.

Кристалл NaCl являются твёрдыми электролитами. Существование отмеченных токов в условиях только теплового воздействия на образец объясняется диффузией ионов матрицы кристалла и вакансий, несущих заряд, а так же процессами электролиза на электродах. С электродами, наложенными на образец, взаимодействует разное количество заряженных точечных дефектов. Это приводит к тому, что возникает разность потенциалов (не равная нулю) между электродами, что и обусловливает наличие внешнего тока в цепи. Влиянием заряженных дислокаций в кристалле, движущихся к электродам, в данных условиях можно пренебречь (механическая деформация в кристалле отсутствует).

С ростом температуры подвижность заряженных точечных дефектов возрастает. Возрастает и разность между количеством отмеченных дефектов, диффундирующим к электродам. В связи с этим разность потенциалов между электродами изменяется с течением времени. Это объясняет немонотонность изменения плотности токов в цепи с повышением температуры образца.



**Рис. 2.** Зависимость плотности токов от времени в цепи при различных фиксированных температурах образцов, NaCl. 1 – 773 K; 2 – 878 K; 3 – 943 K

Предварительный термическая обработка (рис. 1) способствует равномерному распределению заряженных точечных дефектов по объёму образца. Как следствие, это должно приводить к исчезновению немонотонности зависимостей j(t) и j(T), а в случае длительного отжига (предплавильная температура) и закалки образца – к полному исчезновению токов во внешней цепи.

#### Список литературы

1. Федоров В.А. Поведение поверхности скола щелочногалоидных кристаллов при нагреве в электрическом поле / В.А. Федоров, Л.Г. Карыев, О.А. Мексичев // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 3. С. 77–80.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 15-41-03166

## НАБЛЮДЕНИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПРИМЕРЕ КОМПОЗИТА С БРОНЗОВОЙ МАТРИЦЕЙ И НИОБИЕВЫМИ ВОЛОКНАМИ

# Рогачев С.О.<sup>1</sup>, Никулин С.А.<sup>1</sup>, Хаткевич В.М.<sup>1</sup>, Сундеев Р.В.<sup>2</sup>

## <sup>1</sup>НИТУ «МИСиС» (НИЛ «Гибридные наноструктурные материалы»), г. Москва, Россия <sup>2</sup>Московский технологический университет (МИРЭА), г. Москва, Россия csaap@mail.ru

В настоящее время метод кручения под высоким давлением (КВД) широко применяется для формирования нанокристаллической структуры в различных металлах и сплавах. Недостатком метода является неоднородность структуры получаемого образца, поскольку величина сдвиговой деформации увеличивается от центра образца к его краям. В настоящее время используются различные подходы для расчета степени деформации при КВД. Визуальное наблюдение процесса деформации образца в ходе КВД позволит более точно провести расчет сдвиговых деформаций.

В данной работе в качестве модельного объекта была выбрана заготовка для промышленного низкотемпературного сверхпроводника на основе сверхпроводящего соединения Nb<sub>3</sub>Sn. Такая заготовка состоит из бронзовой матрицы с распределенными в ней ниобиевыми волокнами, собранными в шестигранные стренды. Сами стренды и их расположение в бронзовой матрице имеют одинаковую геометрию, что позволяет проследить и измерить смещение стрендов в результате сдвига при КВД.

КВД образцов «бронза/ниобий» проводили при комнатной температуре, давлении 6 ГПа в «лунке» глубиной 0.5 мм, расположенной в нижней наковальне, с числом оборотов  $N = \frac{1}{2}$ ; 1; 2; 3 и 5 на образцах диаметром 8 мм. После КВД проводили съемку предварительно полированной всей нижней поверхности образцов с использованием сканирующего электронного микроскопа в режиме отраженных электронов. Уже после числа оборотов  $N = \frac{1}{4}$  наблюдалось вытягивание отдельных ниобиевых волокон и их смещение вблизи краев образца. После числа оборотов N = 3...5 наблюдалось «закручивание» ниобиевых волокон по всей поверхности образца (см. рисунок). Сдвиговую деформацию на расстоянии R от центра образца описывали с использованием вектора смещения отдельного элемента (ниобиевого волокна).



Рис. Поверхность образца «бронза/ниобий» после КВД с  $N = \frac{1}{4}$  (*a*) и 3 (*б*)

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект №14.A12.31.0001).

## АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНСОДЕРЖАЩЕЙ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ТИПА X18H12AT ПО ИЗМЕРЕНИЯМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

## Рогачев С.О., Никулин С.А., Никитин А.В., Турилина В.Ю., Хаткевич В.М., Кадач М.В., Стомахин А.Я.

### НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия csaap@mail.ru

В качестве материала для исследования была выбрана сталь типа X18H12T (масс. %: 0,03 C; 0,35 Si; 1,2 Mn; 0,01 S; 0,01 P; 18 Cr; 12,8 Ni; 0,31 Ti; 0,03 Al; 0,012 N). Из листов толщиной 1,8 и 1,0 мм вырезали полосы размером 200×20 мм, которые азотировали в течение 5 ч при 1000-1100 °C в чистом азоте. После азотирования образцы прокатывали на лабораторном стане LM 120 при комнатной температуре до конечной толщины 0,9 и 0,45 мм, соответственно, и подвергали заключительному рекристаллизационному отжигу при 850 °C, 1 ч, также как и неазотированный лист толщиной 0,5 мм.

Для испытаний на одноосное растяжение использовали плоские образцы с размером рабочей части 20×3,5 мм. Испытания проводили при комнатной температуре на машине Instron 5966 при скорости нагружения 1 мм/мин с записью диаграмм деформации и диаграммы акустической эмиссии (АЭ). Регистрация сигналов АЭ осуществлялась пьезодатчиком GT300 производства GlobalTest, который крепили через слой глицерина непосредственно на образец. Сигналы от датчика поступали в модульную измерительную платформу NI PXIe-1082 DC. В качестве аналогово-цифрового преобразователя использовали модуль NI PXIe-5105. Использование высокопроизводительного контроллера PXIe-8880 позволило регистрировать сигналы АЭ на тактовой частоте 100 МГц со встроенным усилением в 10 раз. Оцифрованные сигналы записывались модулем HDD-8261, позволяющим сохранять осциллограммы со скоростью записи до 800 МБ/сек с последующим построением диаграмм АЭ. Средний уровень технологических шумов аппаратуры составил примерно 10 мВ, что, в совокупности с разрядностью модуля АЦП 12 бит и динамическим диапазоном 1 В, позволило регистрировать сигналы АЭ от образования и развития дефектов с амплитудой от 15 мВ. Обработку сигналов АЭ проводили в среде LabVIEW 2016 [1]. Диаграммы деформации и АЭ совмещали по меткам времени.

Условные диаграммы деформации в номинальных напряжениях  $\sigma = P/F_0$ , где P – нагрузка,  $F_0$  – начальное сечение образца, и деформациях  $\varepsilon = \Delta l/l_0$ , где  $l_0$  – базовая длина образца, перестраивали в истинные координаты S(e). Значения истинных напряжений  $S = P_i/F_i = \sigma \times (1 + \varepsilon)$  и деформаций  $e = \ln(F_0/F_i) = \ln(1 + \varepsilon)$  определяли в области равномерной пластической деформации до момента начала падения нагрузки на диаграмме  $P(\Delta l)$ . Диаграммы деформации S(e) во всех структурных состояниях соответствовали уравнению Людвика-Холломона,  $S = K \times e^n$ , где n – показатель деформационного упрочнения, параметры которого определяли методом наименьших квадратов как коэффициенты уравнения линейной регрессии  $\ln(S) = \ln(K) + n \times \ln(e)$ . Равномерную деформацию  $e_p$  определяли в момент начала падения нагрузки на диаграмме.

Показано, что наибольшее упрочнение после азотирования, холодной прокатки и рекристаллизационного отжига достигнуто у образца стали конечной толщиной 0,5 мм: предел прочности повысился на 35 % (до 830 МПа), предел текучести – почти вдвое (до 560 МПа) при относительном удлинении не менее 22 %. В случае образцов с исходной толщиной 1,8 мм повышение прочностных свойств после азотирования, холодной прокатки и рекристаллизационного отжига менее выражено, что связано с меньшей массовой долей поглощенного азота при азотировании. Изломы азотированных образцов характеризуется преимущественно вязким мелкоямочным строением с небольшой долей вторичных трещин. Причиной потери устойчивости течения, как известно, может быть либо недостаток упрочнения в слабом течении – «геометрическое» разупрочнение при равенстве истинной равномерной деформацией  $e_p$  и показателем степени деформационного упрочнения n ( $e_p = n$ ), либо изменения в материале – «внутренняя шейка» [2]. Ранняя потеря устойчивости пластического течения может происходить, например, из-за трещин при деформации на неоднородностях структуры при значительном различии между истинной равномерной деформацией и показателем степени деформационного упрочнения ( $e_p << n$ ).

Для сталей всех состояний при растяжении выполняется равенство  $e_p$  и n, т.е. характерна «геометрическая» потеря устойчивости пластического течения при максимально возможной для данного структурного состояния сплава деформации.

При растяжении образцов стали в исходном состоянии интенсивная АЭ сопровождает, как обычно, переход от упругой к пластической деформации. Далее при равномерной деформации регистрировали только единичные сигналы АЭ небольшой амплитуды (0,05 – 0,1 В), а непосредственно перед образованием шейки на диаграмме АЭ наблюдали импульсы АЭ большой амплитуды 0,1 – 0,2 В. Переход к сосредоточенной деформации в шейке сопровождался импульсом АЭ с амплитудой 0,15...0,20 В.

Повышение прочности стали в результате азотирования подавляет образование и развитие микротрещин при деформации и изменяет характер АЭ при растяжении. На диаграмме АЭ при равномерной деформации регистрировали только единичные сигналы АЭ небольшой амплитуды (0,05 – 0,1 В) вплоть до разрушении образца, когда наблюдался единичный сигнал АЭ большой амплитуды.

Полученные результаты свидетельствуют о высоком запасе пластичности стали как в исходном состоянии, так и после азотирования. Образование и накопление микротрещин на стадии равномерной деформации, сопровождаемое импульсами АЭ, не приводит к ранней потере устойчивости течения, и локализация деформации и образование шейки не связаны с образованием трещин.

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

- 1. С.А. Никулин, В.Г. Ханжин. Мониторинг материалов, процессов и технологий методом акустической эмиссии // Металловедение и термическая обработка металлов.–1999.–№ 4.–С. 40-48
- Nikulin S.A. Two alternatives for the loss of flow stability in tension and plasticity of alloys // The Physics of Metals and Metallography.–1996.–V. 81.–N 3.–P. 338-351

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ Э110 и Э635 ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И НАГРЕВЕ

#### Рогачев С.О., Никулин С.А., Рожнов А.Б., Горшенков М.В.

## НИТУ «МИСиС» (НИЛ «Гибридные наноструктурные материалы»), г. Москва, Россия, <u>csaap@mail.ru</u>

Введение. Исследования чистого циркония и циркониевых сплавов показали, что существует возможность значительного увеличения прочностных и функциональных характеристик этих материалов при интенсивных пластических деформациях (ИПД). Улучшение комплекса механических и функциональных свойств бинарных Zr–Nb-сплавов для медицины имеет важное значение, благодаря их превосходной биосовместимости.

При этом, если основным механизмом повышения прочности чистого циркония и его сплавов при равноканальном угловом прессовании (РКУП) и всесторонней ковке является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, то при кручении под высоким давлением (КВД) значительное влияние на упрочнение (помимо измельчения зеренной структуры) оказывает фазовое превращение  $\alpha$ -Zr $\rightarrow \omega$ -Zr. При этом систематических исследований влияния химического состава циркониевого сплава и температуры деформации на  $\alpha$ -Zr $\rightarrow \omega$ -Zr превращение при КВД и на термическую стабильность полученной  $\omega$ -Zr фазы почти не проводилось.

В данной работе изучена структура, фазовый состав и термическая стабильность промышленных циркониевых сплавов различного химического состава Э110 (Zr-1% Nb) и Э635 (Zr-1% Nb-0.3% Fe-1.2% Sn), подвергнутых КВД при температурах 20; 200 и 400 °C.

Материал, эксперимент и методики исследования. Для КВД использовали образцы диаметром 10 мм и исходной толщиной 0.5 мм, вырезанные электроискровым методом из прутка диаметром 10 мм в рекристаллизованном состоянии.

Деформацию КВД проводили на наковальне Бриджмена при давлении 4 ГПа со скоростью 1 об/мин. Истинную (логарифмическую) степень деформации на середине радиуса образца определяли по формуле (1).

$$\varepsilon = \ln[\frac{\phi \cdot r}{h}] + \ln\frac{h_0}{h} \quad ,$$

где  $h_0$  – начальная толщина образца; h – конечная толщина образца;  $\phi$  – угол поворота при кручении, рад; r – радиус образца.

Для получения постоянной конечной толщины ~0.3 мм КВД проводили в «лунке» глубиной 0,2 мм, расположенной в нижней (вращающейся) наковальне. При температуре 20 °C осуществляли N = 0.5; 1; 3; 5 и 10 оборотов, что составляло истинную степень деформации на середине радиуса образца 3.8; 4.5; 5.6; 6.1 и 6.8, соответственно. А при температурах 200 и 400 °C осуществляли N = 5 и 10 оборотов.

Металлографические исследования структуры проводили на оптическом микроскопе Axiovert 40 МАТ при увеличении до ×500 в режиме поляризованного света.

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-1400 (JEOL) при ускоряющем напряжении 120 кВ и увеличениях до ×50000. Поперечный размер структурных элементов рассчитывали по темнопольному изображению с использованием программы ImageExpert.

Исследование состава фаз в образцах проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН 4-07 с использованием монохроматизированного СоКа излучения. Анализ рентгеновских дифрактограмм и определение объемной доли фаз проводили по методу Ритвельда.

Однородность деформации после КВД проверяли путем измерения микротвердости по Виккерсу (нагрузка 0.5 H, время выдержки 10 c) образцов на двух взаимноперпендикулярных диаметрах. Измерения микротвердости проводили на микротвердомере Micromet 5101 (Buehler).

Результаты исследования. В исходном состоянии структура исследуемых сплавов представляла собой рекристаллизованную матрицу с размером зерна  $6.0 \pm 1.7$  мкм для сплава Э110 и  $6.9 \pm 1.9$  мкм для сплава Э635. В структуре сплавов присутствовали выделения частиц размером менее 100 нм: фаза β-Nb в сплаве Э110 и интерметаллиды Zr(Nb, Fe)<sub>2</sub>; (Zr, Nb)<sub>2</sub>Fe или (Zr, Nb)<sub>2</sub>(Fe, Nb) в сплаве Э635. При этом по данным ренгеновского анализа и ПЭМ-фотографиям объемная доля частиц в сплаве Э635 была существенно больше. Частицы располагались в структуре преимущественно в виде цепочек, очевидно, по границам бывших субзерен.

КВД циркониевых сплавов Э110 и Э635 при температуре 20 °С (10 оборотов) приводит к формированию зеренно-субзеренной наноразмерной структуры со средним размером структурных элементов 65 и 50 нм, соответственно. Повышение температуры КВД до 200 и 400 °С приводит к увеличению среднего размера структурных элементов: в сплаве Э110 до 125 и 160 нм, соответственно, а в сплаве Э635 до 80 и 95 нм, соответственно. Увеличение температуры КВД до 400 °С повышает долю большеугловых границ в структуре.

Наибольшее упрочнение циркониевых сплавов происходит после КВД при температурах 20 и 200 °C. При этом микротвердость, измеренная на середине радиуса образцов сплавов Э110 и Э635, повышается в 2.1...2.8 раз (до 380...410 HV).

КВД инициирует превращение  $\alpha$ -Zr $\rightarrow$ ( $\omega$ -Zr+ $\beta$ -Zr), вносящее основной вклад в упрочнение сплавов. При этом в структуре образцов обоих сплавов после КВД при температуре 400 °С наблюдается преимущественно фаза  $\alpha$ -Zr (~90 %). При нагреве сплавов происходит обратное ( $\omega$ -Zr+ $\beta$ -Zr) $\rightarrow \alpha$  превращение, что сопровождается снижением микротвердости. Температура обратного ( $\omega$ -Zr+ $\beta$ -Zr) $\rightarrow \alpha$ -Zr превращения зависит как от химического состава сплава, так и от температуры деформации при КВД. В сложнолегированном сплаве Э635 затруднено как прямое так и обратное фазовое превращение.

Наибольшей термической стабильностью характеризуются сплавы, подвергнутые КВД при температуре 400 °C. Разупрочнение в них наблюдается при температуре нагрева ~500 °C.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ (Проект  $N \ge 14.A12.31.0001$ ) и Increased Competitiveness Program of NUST «MISiS», Grant  $N \ge K2-2016-062$ .

## ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА МЕХАНИЗМОВ И КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 20ГЛ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ТРЕХТОЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ

#### Никулин С.А., Рожнов А.Б., Аникеенко В.И., Комиссарова Ю.В., Заболотникова О.И.

### Национальный Исследовательский Технологический Университет «МИСиС» г. Москва, Россия, viki.zabo@gmail.com

В настоящее время актуальной проблемой железнодорожной отрасли в сфере грузовых перевозок остается сокращение числа крушений грузовых поездов вследствие разрушения ответственных элементов тележек боковых рам. Известно, что при эксплуатации боковые рамы тележек грузовых вагонов подвержены усталостному разрушению, в том числе, вследствие наличия литейных дефектов в них. Термическое упрочнение закалкой быстродвижущимся потоком воды боковых рам тележек грузовых вагонов из стали 20ГЛ позволит повысить эксплуатационную надежность боковых рам за счет создания сжимающих напряжений поверхностных слоев и создания градиента прочности по сечению детали. Исследование характера разрушения боковых рам в зонах локализованного статического нагружения требует использования высокочувствительных методов, например, метода акустической эмиссии (АЭ) для достоверного определения момента зарождения трещин и контроля кинетики разрушения материала.

В работе прямоугольные образцы размером 15×19×170 мм нагружали по схеме трехточечного изгиба на базе 100 мм с помощью универсальной испытательной машины Instron 150LX со скоростью 0,5 мм/мин. Запись сигналов АЭ после регистрации пьезоэлектрических датчиков и подсоединенных к образцу с помощью их предварительного усиления осуществлялась с помощью модульной компьютерной платформы PXI-1042Q (National Instruments).

После испытаний на сканирующем электронном микроскопе JSM–6610LV (JEOL) проводили фрактографический анализ изломов при увеличении ×100–2000.

Результаты испытаний показали, что при нагружении образцов после нормализации зарождение поверхностных трещин фиксируется при нагрузке  $(0,6-0,7)P_{max} = 10 \text{ kH} - 11 \text{ kH}$ , чему соответствуют импульсы АЭ амплитудой  $U_{AЭ} = 0,1 \text{ B} - 5,8 \text{ B}$ . В термически упрочненных образцах первые микротрещины на поверхности образца фиксировались при более высоких нагрузках, чем после нормализации: при P = 28 кH – 31 кH, процесс трещинообразования сопровождался импульсами АЭ амплитудой 0,1 В -3,0 В.

Фрактографический анализ показал, что разрушение в нормализованном состоянии и после термического упрочнения проходит по преимущественно вязкому механизму.

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» (Соглашение № 14.578.21.0139 от 27.10.2015, уникальный идентификатор № *RFMEFI57815X0139*).

## ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ АЗОТОМ

## Березовская В. В., Озерец Н. Н., Асанова Д. С., Овчинников В. В.

#### УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия ber6141@yandex.ru

Целью данной работы являлось изучение влияния имплантации ионов N<sup>+</sup> в поверхность аустенитных коррозионностойких сталей на их функциональные свойства. В работе исследовали четыре марки аустенитных коррозионностойких сталей (02X16H10M2, 08X15AГ10Д2, 06X15AГ9HM2 и 09X15AГ9HД2) после холодной пластической деформации и закалки от 1050°C в воде и последующей имплантацией ионами N<sup>+</sup> с разной дозой облучения: 0,01 и 0,1%.

По сравнению с традиционными методами химико-термической обработки ионная имплантация позволяет в десятки раз сократить время и резко понизить температуру обработки, производить селективную обработку отдельных участков детали. Существенным преимуществом метода является отсутствие проблем адгезии между модифицированным слоем и объемом материала. Обнаружены изменения таких свойств металлов, как коррозионная стойкость, твердость, износостойкость, усталостные характеристики при внедрении ионов металлоидов (азота, углерода, бора и фосфора).

Микроструктура сталей в исходном состоянии: после холодной прокатки и закалки от 1050°С в воде, представляет собой мелкозернистый двойникованный аустенит. По результатам рентгеноструктурного исследования структура сталей состояла только из аустенита, в пределах точности метода. Проверка образцов на парамагнитность с использованием магнита показала, что образцы не намагничиваются, что также подтверждает аустенитную структуру данных сталей. Отличие структуры стали 09X15HAГ9Д2 от других исследуемых сталей заключается в том, что в структуре наблюдаются также волокнистые зерна, сохранившиеся после холодной пластической деформации. Очевидно, повышенное содержание меди обусловило ее выделение по границам зерен и задержку процессов рекристаллизации при нагреве под закалку. Наиболее прочной (особенно по  $\sigma_{0,2}$ ) явля-

ется сталь 08X15АГ10Д2, в которой имеется сочетание повышенного содержания меди и азота. Медь придает дополнительную прочность сталям.

Имплантацию ионов азота в исследуемые стали проводили по двум режимам: доза облучения при первом режиме составила  $4,2*10^{15}$  ион/см<sup>2</sup>, доза облучения при втором режиме –  $4,2*10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>. После первого режима облучения размер зерна в стали 02X16H10M2 составляет 19 мкм. Мелкое зерно могло образоваться в результате динамической рекристаллизации, которая не наблюдалась в исходном состоянии. Это было вызвано облучением образца, так как кроме повышения содержания азота в стали повысилась концентрация дефектов кристаллического строения. О повышении дефектности свидетельствует и высокое значение твердости, подтверждаемое высокой плотностью дислокаций. В данном образца, что могло способствовать распаду аустенита. Суммарная концентрация азота в стали – 0,137 %. После первого и второго режимов облучения образец не магнитился. Таким образом, согласно полученному размеру зерна и значения твердости после облучения по первому и второму режиму, можно сказать, что под действием нагрева при облучении по второму режиму до 250°С в стали прошел процесс возврата.

В образце стали 08X15АГ10Д2 итоговая концентрация азота после первого режима облучения составляет 0,173%, после второго режима облучения – 0,263%. Структура похожа на структуру стали 02X16H10M2: полосчатость и мелкое зерно (22 мкм), однако отличие заключается в том, что в структуре наблюдаются черные окантовки зерен и изредка темные зерна. Проверка на магнитность показала, что в структуре в результате механических испытаний образовался мартенсит деформации, после облучения по второму режиму объемная доля мартенсита увеличилась. Также в сравнении с первым режимом об образовании мартенсита свидетельствует повышение твердости.

Из всех изучаемых образцов сталь 06Х15АГ9НМ2 имеет самое крупное зерно, его размер составляет 50 мкм. Итоговая концентрация азота составила 0,176%, после второго режима облучения – 0,266%. По сравнению с этой же маркой стали после второго режима облучения, здесь меньше мартенсита. Второй режим облучения проводился при более высокой температуре (до 250°С), поэтому наблюдается высокая диффузия. Следует отметить большую площадь светлых участков структуры после возврата.

В стали 09Х15НАГ9Д2 суммарная концентрация азота после первого режима облучения составила 0,143 %, после второго режима облучения – 0,233 %. В структуре заметны следы мартенсита. Размер зерна составил 25 мкм. Образец магнитился.

С повышением концентрации азота в сталях значения временного сопротивления и предела текучести увеличились по сравнению со значениями исходного состояния. Это связано с повышением концентрации дефектов кристаллического строения, связанного с имплантацией ионов азота на поверхности образцов. Также заметно повышение значений предела текучести после облучения при испытании в коррозионной среде. Влияние ионной имплантации увеличивает твердость сталей вследствие увеличения дефектности структуры.

По результатам проведенных исследований можно сделать следующие выводы:

1. Показана возможность повышения предела прочности и твердости аустенитных коррозионностойких сталей на воздухе и в искусственной морской воде в 2 раза путем имплантации ионов  $N^+$ , в основном за счет повышения концентрации дефектов кристаллического строения.

2. Предел текучести исследованных сталей при имплантации ионов N<sup>+</sup> повышается, степень повышения прочности зависит от режима имплантации и состава сталей.

3. Размер зерна аустенита после имплантации, которая сопровождается нагревом до 70–250°С, во всех сталях уменьшается за счет дробления зерен при повышении плотности дислокаций.

4. Облучение ионами азота аустенитных коррозионностойких сталей можно считать эффективным для повышения механических свойств при эксплуатации на воздухе и в коррозионной среде.

## О ЗНАКЕ ВЕЛИЧИНЫ ПЛОТНОСТИ ДВОЙНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ

## Остриков О.М.

### УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель, omostrikov@mail.ru

Плотность двойникующих дислокаций – наиважнейшая физическая величина, определяющая процесс механического двойникования кристаллов [1–5]. Для глубокого понимания явления двойникования без знания сущности данной характеристики рассматриваемого фундаментального явления, протекающего в деформируемых твердых телах при повороте их кристаллической решетки, не обойтись. Существующие теории двойникования в качестве основных задач ставят нахождение равновесной плотности двойникующих дислокаций на двойниковых границах [1, 2].

Общеизвестно [1], что величина плотности двойникующих дислокаций может принимать как положительные, так и отрицательные значения. Это связано с тем, что двойникующие дислокации имеют противоположный знак. А именно, дислокации устья двойника имею противоположный знак по отношению к знаку дислокаций двойниковых границ. В связи с этим, например, в работе [1], приводится более десятка формул для расчета плотности двойникующих дислокаций, имеющей отрицательное значение. И это не является ошибкой.

Более того, линзовидные двойники образованы дислокациями противоположного знака, в результате чего плотность двойникующих дислокаций одной половины линзы положительна, а второй – отрицательна [1]. Это связано с тем, что формирование двойниковых границ связано с образованием в одной плоскости двойникования двух двойникующих дислокаций противоположного знака. При этом данные дислокации движутся в одной плоскости, но в разных направлениях. При движении же данных дислокаций навстречу друг другу при сближении происходит их аннигиляция и частичное, либо полное (в зависимости от числа двойникующих дислокаций, участвующих в данном процессе) раздвойникование.

Таким образом, в моделировании процесса двойникования необходимо учитывать знак величины плотности двойникующих дислокаций на границах двойника. Этот знак описывает сущность природы явления двойникования и является неотъемлемым его свойством.

- 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. Остриков О.М. Дислокационная модель некогерентного нетонкого двойника // Журнал технической физики. 2012. Т. 82, № 11. С. 38 42.
- 4. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел: монография. Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. 301 с.
- 5. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990. – 172 с.

## О ВЕЛИЧИНЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦАХ

#### Остриков О.М.

## УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель omostrikov@mail.ru

Двойниковые границы в твердых телах являются дефектами, которые можно представить в виде поверхностей толщиной в два-три межатомных расстояния [1]. Данные дефекты являются концентраторами больших внутренних напряжений. Эти напряжения дальнодействующие и эффект воздействия на другие дефекты в конденсированной среде от наличия в ней двойниковой границы распространяется на значительные по сравнению с шириной границы расстояния.

Поля напряжений, обусловленные некогерентными двойниковыми границами, преимущественно рассчитываются с использованием дислокационной теории двойникования [1–6]. Потенциал поля напряжений единичной дислокации таков, что на линии дислокации напряжения принимают бесконечное значение. Соответственно и двойникующие дислокации на границе двойника создают поле напряжений, математически описываемое потенциалом, принимающим на границе бесконечно большую величину. В реальности на эксперименте этого не наблюдается. Однако это не является ошибкой математического моделирования.

Аналогичная ситуация наблюдается и при описании, например, гравитационного взаимодействия небесных тел, или взаимодействия зарядов, когда также используется потенциал поля, стремящийся к бесконечности при стремлении к нулю расстояния межу телами или зарядами. При этом взаимодействие тел или зарядов рассматривается на достаточно большом расстоянии между ними. Таким образом, и поле напряжений двойниковых границ в работах [1–6] рассматривается на расстояниях превышающих размер ядра двойникующей дислокации. Ввиду того, что расчет напряжений ведется в рамках гипотезы сплошности среды, когда межатомное расстояние считается бесконечно малым, бесконечно малой является и ширина области двойниковой границы, в которой наблюдаются стремящиеся к бесконечности значения напряжений. Этой областью в рамках гипотезы сплошности среды правомерно пренебречь, что и сделано в работах [1–6].

На языке механики деформируемого твердого тела область, в которой не рассматриваются напряжения у двойниковых границ, может быть определена из условия:

 $|\varepsilon_{ij}| < 1,$ 

где ε<sub>*ij*</sub> – тензор деформаций, создаваемых двойникующими дислокациями, непрерывно распределенными на двойниковых границах.

- Башмаков В.И. Физические закономерности механического двойникования гексагональных и ромбоэдрических металлических кристаллов под действием статических, переменных и импульсных нагрузок. – Диссертация на соискание ученой степени доктора физикоматематических наук по специальности 01.04.07 – физика твердого тела. – Мозырь, 1986. – 319 с.
- 2. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наук. Думка, 1978. 220 с.
- 3. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физических наук. – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.
- 4. Остриков О.М. Дислокационная модель некогерентного нетонкого двойника // Журнал технической физики. 2012. Т. 82, № 11. С. 38 42.
- Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел: монография. Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. – 301 с.
- 6. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990. – 172 с.

## О РОДСТВЕННОСТИ ЯВЛЕНИЙ ДВОЙНИКОВАНИЯ, РАЗРУШЕНИЯ, НЕГОМОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

## Остриков О.М.

## УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель omostrikov@mail.ru

В работах [1–6] отмечалась схожесть процессов двойникования, разрушения, негомогенной пластической деформации и бездиффузионных фазовых превращений. При этом схожесть данных процессов наблюдается не только в общности физических моделей данных явлений, но и в природе зарождения и развития этих процессов. Это дает основание выделить двойникование, разрушение, разрушения, негомогенную пластическую деформацию и бездиффузионные фазовые превращения в отдельный класс родственных явлений.

Зарождение двойников, трещин, полос сдвига и мартенситных игл происходит при высоком уровне напряжений, величина которых превышает величину напряжений, необходимых для дальнейшего развития данных процессов. Это приводи к взрывному характеру развития рассматриваемых дефектов кристаллической решетки. Скорость развития по величине достигает скорости звука в твердом теле.

Наблюдается общность и в характере развития двойников, негомогенной пластической деформации, трещин и бездиффузионных фазовых превращений. Всем им свойственно ветвление, искривление при огибании стопоров, упругое подрастание, полное или частичное исчезновение (в случае разрушения – это залечивание трещин).

В теории данных физических явлений используются аналогичные модели, в число которых входят и дислокационные модели. В работах [1] и [7] для описания двойникования и разрушения используется идентичный математический аппарат.

Таким образом, впервые предлагается причислить двойникование, разрушение, негомогенную пластическую деформацию и бездиффузионные фазовые превращения вк классу родственных явлений и назвать эти явления родственными.

- 1. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наук. Думка, 1978. 220 с.
- 2. Классен-Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов. М.: АН СССР, 1960. 262 с.
- 3. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел: монография. Гомель: ГГТУ им. П.О. Сухого, 2008. 301 с.
- Башмаков В.И. Физические закономерности механического двойникования гексагональных и ромбоэдрических металлических кристаллов под действием статических, переменных и импульсных нагрузок. – Диссертация на соискание ученой степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.07 – физика твердого тела. – Мозырь, 1986. – 319 с.
- 5. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2004. – 134 с.
- Sozinov A., Likhachev A.A., Lanska N., Ullakko K. Giant magnetic-field-induced strain in NiMnGa seven-layered martensitic phase // Appl. Phys. Lett. – 2002. – V. 80. – P. 1746-1748.
- 7. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М.Теория упругости. М.: Наука, 1987. 246 с.

## ОСОБЕННОСТИ СЛИЯНИЯ ВЕРШИНЫ КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА С КОГЕРЕНТНОЙ ДВОЙНИКОВОЙ ПРОСЛОЙКОЙ, ВЫЯВЛЕННЫЕ МЕТОДОМ РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

## Остриков О.М.

#### УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель omostrikov@mail.ru

Механическое двойникование является фундаментальным свойством кристаллических твердых тел. Несмотря на многолетние исследования данного явления, выявлены не все его особенности. В данной работе с использованием метода растровой электронной микроскопии рассмотрены некоторые особенности слияния клиновидного двойника с непараллельной ему двойниковой прослойкой, имеющей когерентные границы.

На рисунке показан фрагмент слияния вершины клиновидного двойника с когерентной границей двойниковой прослойки. В месте слияния рассматриваемых двойников выраженной границы раздела не наблюдается. Следует обратить внимание, что когерентная граница двойниковой прослойки изгибается в сторону клиновидного двойника, создавая некогерентный участок. Одна из границ клиновидного двойника имеет избыточную плотность двойникующих дислокаций, приведшую к ее выпуклости. Причиной высокой степени некогерентности этой границы явилось торможение двойникующих дислокаций двойниковой прослойкой. Высокая плотность двойникующих дислокаций на двойниковой границе способствует созданию у нее высокого уровня локальных внутренних напряжений. Релаксация этих напряжений в рассматриваемом на рисунке случае произошла путем образования тонкой двойниковой прослойки.



Растровая электронная микроскопия фрагмента слияния вершины клиновидного двойника (отмечена сплошной стрелкой) с двойниковой прослойкой (отмечена фигурными скобками) с когерентными границами и образование тонкой двойниковой прослойки (отмечена пунктирной стрелкой) на некогерентной границе клиновидного двойника (×50000)

## ПРОИЗВОДНОСТЬ КЛИНОВИДНОЙ ФОРМЫ ДВОЙНИКОВ ОТ ЛИНЗОВИДНОЙ

### Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель omostrikov@mail.ru

Особенности формы двойниковых границ являются следствием взаимодействия двойникующих дислокаций с неоднородностями структуры твердых тел, а также полем напряжений в процессе развития двойника. После снятия нагрузки имеет место частичное раздвойникование, при котором двойникующие дислокации перемещаются в обратном направлении. При этом активным является взаимодействие двойникующих дислокаций с полными дислокациями, сгенерированными двойниковыми границами. Этот процесс также оказывает существенное влияние на конечную форму остаточных двойников.

Ряд процессов формообразования двойников удобно объяснять трансформацией одной формы двойника в другую. Наиболее распространенной наблюдаемой на практике трансформацией является преобразование линзовидного двойника в клиновидный. Схема этого процесса представлена на рисунке.



Схема трансформации линзовидного двойника в клиновидный

Следует обратить внимание, что двойникующие дислокаций двух половин двойниковой линзы имеют противоположный знак. Таким образом, в ходе представленной на рисунке трансформации линзовидного двойника, у устья клиновидного двойника двойникующие дислокации имеют противоположный знак по отношению к дислокациям на двойниковых границах.

На представленной на рисунке схеме приняты следующие допущения: границы двойников прямолинейны; на границе, где наблюдается изменения знака двойникующих дислокаций, должно быть две дислокации разного знака, но на схеме для упрощения изображена одна дислокация.

Приближение прямолинейности двойниковых границ справедливо в первом приближении. Из этого следует, что на схеме линзовидный двойник изображен ромбическим, чего на эксперименте практически не наблюдается, а такое его изображение чисто схематично. Схематично и второе принятое допущение.

## О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕОРИИ ДИСЛОКАЦИЙ В ТЕОРИИ НЕГОМОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

#### Остриков О.М.

## УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель, omostrikov@mail.ru

Известно [1, 2], что металлические стекла пластически деформируются как гомогенно, так и негомогенно. В первом случае пластическая деформация монотонно распределяется по всему объему материала, а во втором – локализуется в тонких полосах, названных полосами сдвига в аморфных материалах, которые по своей структуре отличаются от полос сдвига в кристаллических материалах. Главным отличием является недислокационная природа полос сдвига в аморфном материале. Однако, как и в случае гомогенной пластической деформации металлических стекол [1], для математического моделирования негомогенной пластической деформации в конденсированных системах, не имеющих дальнего порядка, широко используется теория дислокаций [2].

Такой подход вызывает определенные трудности в понимании целесообразности использования теории дислокаций, так как экспериментальными методами в металлических стеклах дислокации в классическом их представлении не обнаруживаются. Однако с точки зрения механики деформируемого твердого тела и принципов математического моделирования в случае негомогенной пластической деформации дислокация может рассматриваться как математический функциональный потенциал для расчета результирующего поля напряжений, обусловленного полосой сдвига в аморфном материале. Это в настоящее время широко используется в механике разрушения [3] и результаты расчетов напряженно-деформированного состояния, полученные с использованием дислокационных моделей трещин, хорошо согласуются с результатами, полученными на основании недислокационных моделей трещин [3]. Такие же согласующиеся результаты имеют место и в случае негомогенной пластической деформации металлических стекол [2].

Следует отметить, что в настоящее время хорошо развита и широко используется теория дислокаций в однородной и изотропной среде [4, 5]. Конденсированная среда, не имеющая дальнего порядка, в большей степени соответствует этому допущению, чем кристаллический материал. Поэтому результаты теории дислокаций в изотропной среде в большей степени подходят для металлических стекол, чем для кристаллов [2].

Таким образом, ввиду имеющихся аналогий в процессах развития негомогенной пластической деформации в кристаллических и аморфных твердых телах [2], по аналогии с механикой разрушения [3] для математического описания локализованной пластической деформации в металлических стеклах целесообразно использовать дислокационные модели. При этом сами дислокации в аморфных материалах экспериментально, естественно, не наблюдаются, а понятие дислокации используется для математического моделирования в рамках подхода механики деформируемого твердого тела с дислокациями в приближении однородной и изотропной среды.

- 1. Глезер А.М., Молотилов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 208 с.
- Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2004. – 134 с.
- 3. Астафьев В.И., Радаев Ю.Н., Степанова Л.В. Нелинейная механика разрушения. Самара: Издательство «Самарский университет», 2001. 562 с.
- 4. Миркин Л.И. Физические основы прочности и пластичности. М.: МГУ, 1968. 540 с.
- 5. Хирт Дж., И. Лоте Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.

## ИЗМЕНЕНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Громов В.Е.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>, Юрьев А.А.<sup>4</sup>, Перегудов О.А.<sup>1</sup>, Морозов К.В.<sup>4</sup>, Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Комиссарова И.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru

<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, yufi55@mail.ru

<sup>3</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск,

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

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.

Увеличение интенсивности железнодорожного движения и его грузонапряженности вызывает необходимость дальнейшего повышения эксплуатационной стойкости рельсов. Проблема формирования и эволюции структуры и свойств рельсов при длительной эксплуатации представляет сложный комплекс взаимосвязанных научных и технических вопросов [1-5]. Учитывая, что кинетика процессов формирования структурно-фазовых состояний связана с основами теории прочности и пластичности, представляется исключительно важной информация о параметрах тонкой структуры рельсов в разных сечениях.

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 изъяты по боковому износу. Элементный состав исследуемой рельсовой стали регламентирован ГОСТом 51685-2000 (табл. 1).

Элементный состав, мас. % (остальное Fe)											
	Объемно закаленные рельсы										
С	Mn	Si	Cr	Ni	Al	V	S	Р	Ν	Cu	
0,71- 0,82	0,75- 1,15	0,25- 0,60	_	0,05 - 0,07	≤0,020	0,03- 0,15	0,025	0,025	0,009 - 0,011	-	

Методами современного физического материаловедения проведены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, микротвердости и трибологических свойств, формирующихся на различных расстояниях по центральной оси и по выкружке в головке рельсов после различных сроков эксплуатации.

Металлографические исследования выполнялись на оптическом микроскопе Olympus GX71, оснащенном цифровой камерой DP70 с программным обеспечением ImageScopeM. Анализ поверхности разрушения осуществляли на сканирующем электронном микроскопе SEM-515. Дефектную структуру анализировали методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг (прибор JEM-2100F, JEOL) [6-8].

Микротвердость измеряли методом внедрения индентора Виккерса на приборе HVS-1000А с цифровым дисплеем, отображающим микротвердость числами твердости HV. Нагрузка на индентор составляла 0,02 H.

После 500 млн. тонн брутто пропущенного тоннажа по центральной оси головки рельсов:

- выявлено снижение износостойкости (в ≈3 раза), коэффициента трения (в ≈1,4 раза), повышение микротвердости (в ≈1,7 раза) поверхности катания;

- установлено формирование в поверхностном слое высокодефектной нанокристаллической многофазной структуры;

- механизм разрушения структуры пластинчатого перлита зависит от расстояния до поверхности катания: в поверхностном слое реализуется преимущественно механизм разрезания пластин цементита движущимися дислокациями с последующим растворением частиц; в слое, расположенном на расстоянии ≈2 мм от поверхности катания, реализуется преимущественно механизм растворения пластин цементита с уходом атомов углерода на дислокации;

- выявлен факт динамического старения материала рельсовой стали, приводящий к выделению наноразмерных частиц карбидной фазы размером 3-5 нм.

После пропущенного тоннажа 1000 млн. тонн брутто по центральной оси головки рельсов выявлено:

- снижение износостойкости (в ≈3,4 раза), коэффициента трения (в ≈1,15 раза) и микротвердости (в ≈1,5 раза) в слое до 2 мм;

- формирование в процессе эксплуатации поверхностного слоя толщиной до 40 мкм, содержащего большое количество микропор и микротрещин;

- формирование градиентной субструктуры, характеризующейся полным разрушением колоний пластинчатого перлита (поверхностный слой); протеканием начальной стадии динамической рекристаллизации зерен структурно свободного феррита (слой толщиной не менее 2 мм); фрагментацией зерен феррито-карбидной смеси с образованием структуры, в которой частицы карбидной фазы расположены преимущественно по границам субзерен (слой толщиной не менее 2 мм).

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

#### Список литературы

- 1. Е. А. Шур. Повреждения рельсов. Москва: Интекст: 2012. 192с.
- 2. Е. Шейнман. Износ рельсов // Трение и износ. 2012. №4. С 413-422.
- 3. В. Е. Громов, А. Б. Юрьев, К. В. Морозов, Ю. Ф. Иванов, Микроструктура закаленных рельсов.- Новокузнецк: ИнтерКузбасс: 2014. -213 с.
- 4. J. Kristian. Исследование металлургических основ износа рельсов // Железные дороги мира. 2005. № 10. С. 76-78.
- К. В. Григорович, А. С. Трушкникова, А. М. Арсенкин, С. С. Шибаев, А. К. Гарбер. Исследование структуры и металлургического качества рельсовых сталей разных производителей // Металлы. - 2006. –
- 1. № 5.- C.1-16
- 6. Д. Брандон, У. Каплан, Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля.-Москва: Техносфера: 2004. - 384 с.
- 7. Л. М. Утевский, Дифракционная электронная микроскопия в металловедении.- Москва: Металлургия: 1973.- 584 с.
- 8. Г. Томас, М. Дж. Гориндж, Просвечивающая электронная микроскопия материалов.- Москва: Наука: 1983. - 320 с.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАСПРОСТРАНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ

Гасанов М.Ф., Золотов А.Е., Шибков А.А., Михлик Д.В.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, shibkov@tsu.tmb.ru

Многие технологически важные металлы и сплавы проявляют прерывистую деформацию, которая выражается в появлении повторяющихся скачков напряжения или деформации при испытании с заданной скоростью деформирования ( $\dot{\varepsilon}_0 = const$ ) или нагружения ( $\dot{\sigma}_0 = const$ ), соответственно – эффект Портевена-Ле Шателье. Макроскопические скачки напряжения или деформации сопровождаются локализацией пластической деформации в полосах. Природа их распространения длительное время остается предметом дискуссий. В настоящей работе механизм распространения деформационных полос исследуется на основе анализа данных высокоскоростной видеосъемки со скоростью до 20000 кадр/с динамики полос на примере алюминий-магниевого сплава АМг6, демонстрирующего прерывистую деформацию при комнатной температуре.

Плоские образцы сплава АМг6 различной толщины от 100 до 500 мкм в форме двухсторонних лопаток размерами рабочей части 6×3 мм вырезались из холоднокатаной полосы вдоль направления прокатки. Результаты исследования in situ динамики и морфологии деформационных полос в отожженных образцах показывают, что с уменьшением толщины образца пропорционально уменьшается ширина полосы, и при толщинах менее 200 мкм начинает проявляться внутренняя структура полосы, связанная с ее расщеплением, искривлением траектории и т.д. На основе исследования кривизны незавершенной полосы деформации («зародыша» полосы) в образце толщиной 120 мкм сделана оценка плотности избытка дислокаций одного механического знака, ~ 10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup>. Полоса деформации, таким образом, распространяющаяся поперек образца в плоскости максимальных касательных напряжений, содержит избыток дислокаций одного механического знака, который вызывает появление изгибающего момента. Данные видеосъемки показывают, что первичная полоса зарождается на боковой поверхности и распространяется первоначально под углом около 57° со скоростью до ~ 10 м/с. По мере приближения к противоположной боковой поверхности полоса деформации своим дальнодействующим упругим полем (характерным для дислокационных ансамблей с избытком дислокаций одного знака – механических зарядов) запускает дислокационный источник, который генерирует деформационную полосу в антипараллельном направлении. Вторичная полоса содержит избыток дислокаций противоположного знака и компенсирует избыточный момент, созданный распространением первичной полосы.

Таким образом, с помощью экспериментов in situ установлено, что основным макроскопическим механизмом расширения деформационных полос является эстафетная передача скольжения в антипараллельном направлении за счет генерирования поверхностным источником дислокаций вторичной полосы, содержащей избыток дислокаций противоположного знака, для релаксации изгибающего момента, создаваемого первичной полосой.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 15-12-00035).

## СПЕЦИФИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

# Малашенко В.В.<sup>1,3</sup>, Малашенко Т.И.<sup>2</sup>, Джанджгава К.Г.<sup>3</sup>, Эсауленко А.Н.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, <u>malashenko@fti.dn.ua</u>

<sup>2</sup>Донецкий национальный технический университет, Донецк <sup>3</sup>Донецкий национальный университет, Донецк

Высокая плотность энергии в лазерном импульсе позволяет оказывать значительное влияние на различные свойства материалов, в том числе механические. Использование лазеров позволяет управлять изменениями в системе структурных дефектов, которые влияют на прочность, пластичность и другие механические характеристики обрабатываемых материалов [1]. При облучении кристаллов мощными лазерными импульсами 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.

Если лазерному воздействию подвергаются состаренные сплавы с высокой концентрацией зон Гинье-Престона, то динамическое торможение дислокаций этими зонами при определенных условиях приобретает характер сухого трения. Коллективное воздействие закалочных вакансий на краевую дислокацию приводит к перестройке спектра дислокационных колебаний, а именно к появлению щели в дислокационном спектре. Изменение спектра влияет на характер динамического торможения дислокации другими дефектами, в частности зонами Гинье-Престона, в результате чего торможение этими зонами приобретает характер сухого трения. Для возникновения эффекта сухого трения необходимо выполнение двух условий: в спектре дислокационных колебаний должна возникнуть щель и скорость движения дислокации должна быть ниже некоторой критической скорости. Вклад этого механизма диссипации в величину деформирующих напряжений при высокоскоростной деформации под действием лазерных импульсов высокой мощности не зависит от скорости деформации, линейно возрастает с ростом концентрации зон Гинье-Престона и уменьшается при увеличении концентрации закалочных вакансий. Численные оценки показывают, что увеличение прочности сплавов благодаря действию такого механизма может составлять от нескольких процентов до нескольких десятков 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, ПЖТФ, **43**, 36 (2017).
- 5. В.В. Малашенко, ПЖТФ, **42**, 1 (2016).
- 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).
## ИЗМЕРЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАТУХАНИЯ ПОПЕРЕЧНЫХ КОЛЕБАНИЙ КОНСОЛЬНО ЗАКРЕПЛЕННЫХ ОБРАЗЦОВ

Кийко В.М.<sup>1</sup>, Хвостунков К.А.<sup>2</sup>, Коржов В.П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия <sup>2</sup>Московский государственный университет, г. Москва, Россия kiiko@issp.ac.ru

Работа представляет экспериментальную основу по определению характеристик затухания поперечных колебаний консольно закрепленных образцов из различных материалов, в том числе, композитных, а также по вычислению значений их эффективных модулей упругости. Затухание колебаний в системе, в частности, зависит от рассеяния энергии на различного рода повреждениях неоднородной структуры материала образца, эффективный модуль упругости материала образца также зависит от степени дефектности материала. Получение этих величин может служить основой для расчетных оценок величин поврежденности материала и накопления повреждений в процессе его нагружения в рамках соответствующих моделей без разрушения образца.



Рис. 1. (а) - образец с тензодатчиками, закрепленный в оснастке на вибрационном столе (сверху), вид деформаций при колебаниях образца на экране осциллографа (снизу); (б) - амплитудночастотная характеристики вынужденных поперечных колебаний образца из волокнистого стеклопластика.

Экспериментальная установка собрана на базе промышленного вибрационного электродинамического стенда ВЭДС-10А, дополненного оснасткой для закрепления образца, а также аппаратурой для повышения точности и регистрации измерений (рис.1). В качестве примера на рис. 1б приведена амплитудно-частотная характеристика, полученная на образце из стеклопластика АГ-4С, которая позволила определить добротность колебательной системы (130), коэффициент затухания (7.80·10<sup>-3</sup>), логарифмический декремент колебаний (25.0·10<sup>-3</sup>), а также – по частоте резонанса – эффективный модуль упругости материала (37 ГПа).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-08-01739 А).

## ПОВЫШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ

#### Милейко С.Т., Кийко В.М.

#### Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия kiiko@issp.ac.ru

Вовлечение в разработку жаропрочных композитных материалов хрупких соединений, способных обеспечить требуемую прочность и сопротивление ползучести при высоких температурах, ставит задачу обеспечения достаточной трещиностойкости конструкционного материала. Предлагается в качестве армирующей составляющей таких композитов применять оксидные композитные волокна, в состав которых входит как прочная компонента, так и относительно «слабая», но способная выполнить роль стопора распространению трещин, а для получения таких волокон использовать метод внутренней кристаллизации [1].



**Рис. 1.** a – зависимость нагрузка – прогиб композитного образца с боковым надрезом, испытанным на трещиностойкость;  $\delta$  – поверхность разрушения образца (стрелкой показан надрез), на врезках на переднем плане: слева внизу – поперечное сечение волокна (темные участки – сапфир, светлые – кальций содержащие соединения), справа сверху – волокно, выдернутое из матрицы.

В настоящей работе использованы волокна, полученные из расплава смеси оксидов алюминия и оксида кальция (4.2вес.%). Образованный в процессе кристаллизации сапфир  $Al_2O_3$  должен обеспечить достаточную прочность, а гексаалюминат кальция  $CaAl_{12}O_{19}$  – приемлемую трещиностойкость. На рис. 1 в качестве примера показаны некоторые результаты, полученные на полумодельном композите с хрупкой матрицей из рекристаллизованного молибдена и указанными волокнами. Нелинейная зависимость (рис. 1а) и развитый рельеф поверхностей разрушения (рис. 1б) свидетельствуют о нехрупком разрушении материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 А).

1. Mileiko S.T., Kazmin V.I. Crystallization of fibres inside a matrix: a new way of fabrication of composites. J. Mater. Sci., 1992, 27, p. 2165-2172.

## КОМПОЗИТНЫЕ ПЛАСТИНЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ ИЗ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И КАЛЬЦИЯ

#### Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И.

#### Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия kiiko@issp.ac.ru

Одной из важных задач разработки жаропрочных композитов на основе керамик является получение таких компонентов композитных структур, которые смогли бы обеспечить нехрупкое – «квазипластичное» – поведение материалов под нагрузкой. В качестве матриц таких композитов могут использоваться, например, поликристаллические оксиды - оксид алюминия, иттрий-алюминиевый гранат, муллит и т.д., а также матрицы на основе интерметаллидов, карбидов, нитридов (Nb<sub>3</sub>Al, Ni<sub>3</sub>Al, NbC, TaC, AlN, BN и др.). Известные методы придания свойств «квазипластичности» керамическим композитам основаны на введении «слабой» границы раздела между компонентами. В качестве «слабых» границ, в частности, могут быть использованы некоторые «непрочные» соединения. Одним из таких соединений, ведущим себя «графитоподобным» образом под нагрузкой, является сильно анизотропный оксид – гексаалюминат кальция CaAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub>. На основании проведенных авторами предварительных опытов можно заключить, что включение в хрупкую матрицу пластин на основе гексаалюмината кальция способно обеспечить торможение распространению трещин в таком материале и повысить трещинстойкость композитов, состоящих из хрупких компонентов. В работе представлены первые результаты по получению таких пластин.

Пластины, вкратце, изготавливались следующим образом. Собирался пакет из слоев молибденовой фольги так, чтобы обеспечить зазоры между плоскостями соседних фольг. Величины этих зазоров определяли толщину получаемых оксидных пластин. Изготавливалась шихта из смеси порошков оксида алюминия и оксида кальция и помещалась в молибденовый тигель. Исходный состав смеси оксидов соответсвовал CaAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub>. В вакуумной печи осуществлялось плавление шихты в тигле и пропитка расплавом пакета молибденовых фольг. В результате охлаждения пропитанного каркаса между молибденовыми фольгами формировались оксидные пластины. Далее, пластины извлекались из каркаса вытравливанием металлической фольги. На рис. 1а показан фотоснимок пакета пластин и отдельная пластина (сверху). На рис. 16 видна боковая поверхность пластны в отраженных лучах сканирующего электронного микроскопа: более светлые участки содержат относительно большее количество кальция, чем темные (так же, как и на рисунках 1в и 1г). На рис 1в представлен поперечный шлиф пластины. Структура является неднородной – слоистой, что находит свое выражение при изломе пластины в развитой «слоистой» поверхности разрушения (рис. 1г). Причем рельеф следует границам раздела различных фаз, судя по контрастам изображения.

Предварительный микроанализ, дающий, в общем, полуколичественные результаты, проведенный на поперечных шлифах в трех различных по контрасту «точках» – светлосерых, серых и темно-серых – показал, что соотношение атомов Al/Ca лежит в диапазоне  $2.6 \div \infty$ , то есть, судя по диаграмме состояния CaO – Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, пластина может включать в объеме соединения CaAl<sub>4</sub>O<sub>7</sub>, CaAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а на боковой поверхности – при Al/Ca =  $4.5 \div 140$  – может содержать соединения CaAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub> и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, – это отличие, по-видимому, отражает разные условия кристаллизации в объеме и на поверхности пластины, связанные с теплоотводом при охлаждении пакета молибденовых фольг с расплавом оксидов.



**Рис. 1.** *а* – общий вид пластин; *б* – боковая поверхность пластины; *в* – поперечное сечение пластины; *г* – поперечный излом пластины

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 A).

## ОТНОСИТЕЛЬНО ВОЗМОЖНОСТИ ГИБРИДИЗАЦИИ АТОМОВ ЖЕЛЕЗА ПРИ АУСТЕНИТИЗАЦИИ ОБРАЗЦОВ КРИЧНОГО ЖЕЛЕЗА

\*Михайлов С.Б., \*\*Михайлова Н.А.

\*Уральский Федеральный Университет, \*\*Уральский государственный университет путей сообщения, г.Екатеринбург, Россия msb.immt@gmail.com

В развитии совершенствования способов расшифровки дилатограмм предложено использовать расчёты истинных значений температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР), в дополнении к способу пересечения касательных, проведённых вблизи перегибов дилатометрических кривых. В связи с этим возникла необходимость проведения нулевых линий (ФОНа ТКЛР) к получаемым кривым температурных зависимостей ТКЛР [1].

В качестве таких нулевых линий было предложено использовать кривые логарифмических зависимостей (Ln-ФОН ТКЛР), на базе как минимум двух точек, одна из которых общая для всех материалов (нулевое значение ТКЛР при температуре абсолютного нуля), а другие из набора характерных точек анализируемой кривой ТКЛР.

Анализ справочных и экспериментальных данных после проведения предлагаемой обработки показал ряд особенностей логарифмических кривых Ln-ФOHa. Так, предлогарифмический множитель «А» для сплавов на основе железа с ОЦК структурой равен примерно 2, а с ГЦК структурой – примерно 3. При этом влияние легирования этих сплавов не приводящее к изменению типа кристаллической решётки не приводит к существенному изменению коэффициента А (не более +- 0,1) при суммарном легировании железа порядка 10-15%. Дополнительно выявлена чёткая функциональная зависимость между значениями «А» и температурой плавления различных металлов периодической системы Д.И.Менделеева [2].

Всё это позволило предположить, что уровень коэффициента «А» в совокупности с Ln-ФОНовой кривой, скорее всего, непосредственно отражают процессы взаимодействия атомов растворителя изучаемых твёрдых растворов, независимо от уровня их реального легирования и присутствия кристаллов химических соединений в виде включений в структуре твёрдых растворов.

В связи со сказанным, проведено дальнейшее развитие предлагаемых подходов на примере анализа дилатометрических кривых образцов Кричного железа с минимальным содержанием углерода. Дилатограммы получены при нагреве стандартных образцов диаметром 4 мм и длиной 50 мм со скоростью 200 град/час на дилатометре Шевенара фирмы «АМСЛЕР», работавшего с измерительной головкой НS в дифференциальном режиме, обеспечивающей усиление теплового расширения образца в 700 раз.

Дилатограммы после оптической регистрации оцифровывались и обрабатывались в пакете Exel. Вид типичной дилатограммы нагрева до 940°С в относительных единицах представлен на рис. 1*а*. (Дифф. ОТУ – для случая дифференциального режима регистрации). В температурном интервале ближе к 900°С чётко проявился эффект сокращения размеров образца, связанный с процессом аустенитизации. При пересчёте дилатограммы в форму режима прямой регистрации теплового расширения также чётко регистрируется эффект аустенитизации в виде сокращения размеров образца (рис. 1, прямое ОТУ). Дополнительный эффект интервала 400...600°С проявился существенно слабее.

Дифференцирование дилатограмммы прямой регистрации (Прямое ОТУ) позволяет получить кривую истинной температурной зависимости ТКЛР (рис.2) с четким минимумом для температурного интервала аустенитизации. Проведение логарифмических зависимостей (Ln-ФОН) для (ОЦК(1) «А=2», ГЦК(1) «А=3» и (ОЦК→ГЦК) позволяет идентифицировать этот минимум. При этом отклонения кривой ТКЛР от Ln-ФОНовой зависимости ОЦК нами рассматривается в качестве отражения дилатометрического проявления магнитострикции железа при температуре ниже температуры Кюри (770°С)

Полученные результаты вошли в противоречие с общепринятыми представлениями. Так, в соответствии с кривой изменения Ln-ФОНа аустенитизация связанная с переукладкой атомов железа должна сопровождаться распуханием размеров образца. В то же самое время общепринятые представления металловедения трактуют и показывают обратное.

Данное противоречие можно разрешить, используя трактовку формирования Ln-ФОНа, на базе утверждения, что переукладка атомов происходит без изменения их размеров и характера силового взаимодействия между атомами. Это и имеет место на первых этапах превращения, однако далее, в связи с изменением напряженного состояния в сообществе атомов, подключается дополнительный процесс, сопровождающийся интенсивным сокращением размеров образца и поглощением тепловой энергии, отражающийся в появлении мощного дилатометрического эффекта, наблюдаемого в эксперименте (рис.1).



Рис.1. Дилатограммы нагрева образца Кричного железа различной формы регистрации

Рис.2. Результат расчёта ТКЛР и проведения Ln-ФОНа дилатограммы прямого ОТУ

Наиболее вероятно, что в качестве этого процесса может выступать гибридизация электронных орбиталей атомов железа, обеспечивая более компактную форму распределения внешних электронов для ГЦК структур. Понятие гибридизации электронных орбиталей атомов углерода широко используется органической химией, но не учитывается металловедением.

#### Список литературы

- С.Б.Михайлов, Н.А.Михайлова, В.А.Шарапова, К.Ю.Цветкова // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов. ХХШ Уральская школа металловедов-термистов, Тольятти, 2-6 февраля 2016 года, - Тольятти: ТГУ 2016 г., 255-256 с.
- С.Б.Михайлов, Н.А.Михайлова, А.А.Анашина Особенности логарифмической интерпретации фоновой линии ТКЛР при расшифровке дилатограмм сталей. LV111 Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», Пермь, 16-19 мая 2017 года, - Пермь: Новопринт, 2017 г., 276-177 с.

## ЧЕТЫРЕ ОСНОВНЫХ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТА ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА С 38% НИКЕЛЯ И 2,5% УГЛЕРОДА

## \*Михайлов С.Б.,\*\*Потехин Б.А., \*\*\*Михайлова Н.А., \*Сагадеев И.Н.

\*УрФУ, \*\*УрГЛТУ, \*\*\* УрГУПС, г. Екатеринбург, Россия, msb.immt@gmail.com

Уникальность свойств литейных инварных сплавов предопределяется реакцией их структуры на температурные воздействия и зависит от системы легирования никелем и углеродом. Эта реакция, как правило, характеризуется результатом дилатометрических измерений образцов в различном исходном состоянии. Основное внимание в этом случае уделяется регистрации результатов влияния этих состояний на инварный эффект. При этом дополнительные структурные изменения изучены весьма скупо. С целью восполнения этого недостатка проведены систематические измерения дилатометрических эффектов сплава с 38% никеля и 2.5% углерода. Предварительные результаты данной работы представлены в докладе.

В качестве исходного состояния было использовано литое состояние слитка диаметром 70 мм, разлитого в металлическую форму. Слиток препарировался холодной резкой на образцы диаметром 4мм. и длиной 50 мм параллельной оси слитка. Часть образцов подвергалась длительному отжигу (2 часа) при температурах 750 и 900 °C. Дополнительно, с целью оценки состояния структуры образцов применялось их циклирование (до 5 раз) в дилатометре кратковременными быстрыми нагревами до 900 °C (2 мин.) с последующим охлаждением «на воздухе» при снятой нагревательной печи.

Дилатометрические измерения проводились на дилатометре Шевенара фирмы «Амслер», работающего в дифференциальном режиме, благодаря использованию измерительной головки HS, обеспечивающей усиление в канале теплового расширения образца в 700 раз. Изменение температуры образца выявлялось с помощью теплового расширения стабильного аустенитного образца-эталона с дублированием показаниями платиновой термопары.

С целью предотвращения искажения результатов измерений в процессе их обработки для данного этапа работы использованы копии получаемых дилатограмм. Часть из них представлена на рис.1 в системе координат: тепловое удлинение образца (мм. дилатограммы) по вертикали, температура по горизонтали аналогично в мм. регистрируемой дилатограммы.

Первая группа дилатограмм иллюстрирует результат циклирования кратковременными нагревами до 900°С литого состояния сплава. От точки (-5) по вертикальной оси отображен нагрев литого состояния (сплошная синяя линия) со скоростью 0,2 гр./сек. По достижению температуры нагрева 900°С печь отодвигалась, и реализовывалось охлаждение до комнатной температуры со средней скоростью в 3,5 гр./сек. Результат сокращения длины образца при охлаждении показан пунктирной линией (пунктирная синяя). Далее аналогичный цикл изменения температуры повторён четыре раза без изменения установки образца в дилатометре. На рисунке дилатограммы каждого цикла представлены с равным смещением по горизонтали, а по вертикали со смещением пропорциональным процессу уменьшения размера образца для комнатной температуры. Обращает на себя внимание, что после первого нагрева наблюдается распухание образца на 5 единиц с последующим сокращением его при циклировании. Аналогичные изменения происходят и с гистерезисом хода кривых «нагрев-охлаждение». Распухание, очевидно, связано с дилатометрическим эффектом при первом нагреве литого состояния выше 600°С. Следует отметить, что данный эффект всегда появляется в процесс первого медленного нагрева, а при последующих циклах нагрева с любой скоростью его нет.



**Рис. 1.** Копии дилатограмм сплава с 38%никеля и 2.5% углерода, формируемых в процессе кратковременных циклических отжигов при 900°С для исходных состояний: литого и после длительных отжигов выше 600°С

Вторая группа кривых расположена на рисунке ниже дилатограмм первой серии, Эти кривые получены в процессе кратковременного отжига на 900°С литых состояний, пришедших предварительный длительный отжиг при 750°С и 900°С. Начинаются они также от точки (-5) кривыми, обозначенными точками при нагреве и тире-точка – при охлаждении.

Чётко проявляется эффект увеличения гистерезиса «нагрев-охлаждение». Особенностью рассматриваемого гистерезиса является то, что он обеспечивается ходом только кривых нагрева от комнатной температуры. Различия в ходе кривых охлаждения во всех случаях минимальны. При последующем циклировании гистерезис к пятому циклу сходит на нет.

Третья группа кривых (в правом углу), это результат изменения размеров образца относительно комнатной температуры. В данном случае длительный предварительный высокотемпературный отжиг способствует более интенсивному сокращению размеров образцов в процессе циклирования, выходя на насыщение к пятому циклу.

Таким образом, на основе представленных дилатограмм можно выделить четыре наиболее ярких дилатометрических эффекта для исследованного сплава.

К первому эффекту естественно относится инварный эффект, температурная область существования которого ограничена первым перегибом на кривых нагрева и соответственно последним на кривых охлаждения.

Ко второму эффекту можно отнести наличие гистерезиса между кривыми «нагревохлаждение». Предполагаем, что он отражает процессы графитизации углерода в структуре сплава. В этом случае ключевым является факт того, что графитизация идёт только при нагреве и заканчивается на пятом цикле. При этом охлаждение сплава всегда должно быть до комнатной температуры. К проявлению графитизации можно отнести изменение размеров образца относительно комнатной температуры.

Наиболее неясным является дилатометрический всплеск размеров образца в процессе медленного первого нагрева литого состояния образца выше 600°С. По нашим предположениям данное явление связано с гибридизацией электронных орбиталей атомов углерода при распаде <u>квазитвёрдого раствора замещения</u> углерода в γ-железе, формируемого при кристаллизации за счёт размещения и замораживания атомов углерода в вакансиях. Вполне возможно, что данному состоянию можно будет в последующем дать наименование «ВАКАНСИТ».

## ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ РАСТВОРНОГО СИНТЕЗА СЖИГАНИЕМ КАТАЛИЗАТОРОВ ДЛЯ ОЧИСТКИ ВЫХЛОПНЫХ ГАЗОВ ГАЗОТУРБИННЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

#### Новиков В.А., Романова Е.В.

#### ФГБОУ ВО Самарский государственный технический университет, Самара, Российская Федерация, <u>vladislav\_novyi@mail.ru</u>

Газотурбинные энергетические установки имеют очень широкое применение в современной промышленности: транспортировка природного газа, генерация электроэнергии, морской транспорт, железнодорожный транспорт. Обладая очень высокой эффективностью данные установки обладают и определенными недостатками – главные из них: шум и выброс вредных компонентов в окружающую среду. Проблема шума решается использованием тканевых шумоглушителей, а снижение выбросов вредных компонентов является актуальной задачей современной науки. Каталитическая очистка выхлопных газов газотурбинных установок от вредных компонентов СО, углеводородов и оксидов азота, представляется пока единственным экономичным и доступным способом, обеспечивающим законодательное ограничение выбросов вредных компонентов.

Монооксид углерода является токсичным и вредным загрязнителем воздуха. Его влияние распространяется не только на человека, но также на растительный и животный миры и косвенно увеличивает глобальное потепление. Современные катализаторы для очистки выхлопных газов имеют в своем составе металлы платиновой группы: Pt, Pd, Rh. Однако конструкция современных катализаторов не позволяет напрямую использовать их на газотурбинных энергоустановках в связи с высоким гидравлическим сопротивлением, которое создают такие катализаторы при установке их на выходе из турбины. Данная проблема очень актуальна для газовой промышленности – газоперекачивающие агрегаты состоящие из газотурбинных установок находящихся в круглосуточной работе приводят к большому выбросу вредных компонентов в окружающую среду. Современное решение данной проблемы заключается в строительстве дополнительных инженерных сооружений (колонн с установленными в них каталитическими блоками) рядом с газоперекачивающими агрегатами. В свою очередь, растущие цены на благородные металлы мотивирует производителей катализаторов искать замену для благородных металлов. Разработка активных и стабильных катализаторов не содержащих в своем составе благородных металлов является одной из актуальных задач современной науки.

Одним из современных методов получения высокоэффективных катализаторов низкотемпературного окисления СО, не содержащих в своем составе дорогостоящих компонентов, является растворный синтез сжиганием (РСС). Растворный синтез сжиганием позволяет получить оксидные катализаторы в виде наноразмерных порошков (размер частиц менее 100 нм), которые обладают очень высокой каталитической активностью при температуре окружающей среды. В проведенной работе каталитически активное соединение (сложные оксиды меди и никеля общего состава NiCr<sub>x</sub>O<sub>v</sub> и CuCr<sub>x</sub>O<sub>v</sub>) наносилось методом РСС на ткань, которая используется на газоперекачивающих установках в качестве материала при изготовлении шумоглушителя, затем из этой ткани изготавливался каталитический блок, который размещался в лабораторной установке для изучения режимов горения. На данной установке воссоздавались условия горения соответствующие условиям горения на газотурбинных установках, и газоанализатором измерялись показания вредных выбросов до каталитического блока и после. Изготовленный из ткани с катализатором каталитический блок обладал низким гидравлическим сопротивлением и высокой каталитической активностью, и в связи с чем может быть рекомендован к испытанию на реальных газотурбинных энергетических установках. В проведенной работе была проведена оценка степени закрепления каталитически активных частиц на тканевом носителе и степень распределения частиц по площади носителя.

- 1. A. A. Gokhale, J. A.Dumesic, M. J. Mavrikakis, Am. Chem. Soc. 130:1402 (2008)
- L. L. Wang, L. M. Yang, Y. H. Zhang, W. Ding, S. P. Chen, W. P. Fang, Y. Q. Yang, Fuel Process Technol, 91:723 (2010)
- 3. M. Shelef, and R. W.McCabe, Catal. Today 62:35 (2000)
- 4. G. Lenaers, Sci. Total Environ. 139: 189 190 (1996)
- 5. R. C. Rijkeboer, Catal. Today 11:141 (1991)

## МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

## Чуканов А.Н.<sup>1</sup>, Широкий И.Ф.<sup>2</sup>, Леонтьев И.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, <sup>2</sup>Тульский государственный университет, Тула, Россия alexchukanov@yandex.ru

Введение. Для настройки ультразвуковых резонансных установок (УРУ) при проведении на них измерений внутреннего трения (ВТ), модуля упругости (МУ) и демпфирующей способности (ДС) сталей в автоколебательном режиме [1] требуется предварительно определить геометрию основного и полуволнового (вспомогательного) образцов (рис. 1*a*,  $\delta$ ). Длина образцов равна половине длины стоячей волны, в механической системе на резонансной частоте основной формы продольных колебаний. Основной образец (рис.1*a*) длиной *L* с цилиндрической рабочей частью длиной *L*/2 и диаметром *d* и двумя головками длиной *L*/4 и диаметром *D*. В соответствии с требованием стандарта [2], диаметр рабочей части *d* должен удовлетворять соотношению:  $d \ge D/4$ .



Рис.1. Основной (а) и вспомогательный полуволновой (б) образцы

Вспомогательный образец используют для уточнения скорости звука в исследуемом материале. Его длину, соответствующую определённому значению скорости звука (2), подбирают так, чтобы собственная частота колебаний концентратора совпадала с частотой всей системы. Зная скорость распространения звуковых волн, по формуле (1) определяют длину основного образца:

$$L = \frac{2C}{\pi f_{\rm p0}} \operatorname{arctg} \frac{d}{D},\tag{1}$$

где C – скорость продольных звуковых волн в материале образца,  $f_{po}$  – резонансная частота основной формы продольных колебаний, определяемая при работе установки в автоколебательном режиме при минимальном значении амплитуды деформации образца. Длину вспомогательного образца определяют по формуле (2):

$$L_0 = \frac{C}{2f_{\rm p0}} \,. \tag{2}$$

Целью работы являлась разработка методики подготовки образцов и настройки УРУ для измерения ВТ, МУ и ДС на образцах стали 30ХН2МФА в диапазоне ~ 21 кГц. Сталь марки 30ХН2МФА - высокопрочная сталь, применяемая для ответственных изделий, работающих в условиях циклических нагрузок и повышенных температур, где важен контроль развития релаксационных процессов.

Подготовленные образцы присоединяли к торцевой части второй ступени концентратора. Настройку колебательной системы на автоколебательный режим осуществляли доводкой размеров образцов поэтапной полировкой их рабочей части. Точность изготовления образцов должна обеспечивать отличие резонансной частоты при наименьшем значении напряжения возбуждения (амплитуды деформации) от частоты собственных колебаний установки не более чем на 2 Гц. При этом контролировали постоянство значения подводимой к концентратору мощности  $U_{ap} \cdot I_{ap}$ . По результатам измерений строили график  $U_c = U_c(L)$ . На нем выбирали диапазон рабочей частоты и значение длины L, соответствующие максимальной амплитуде деформации  $U_c$  (резонансной частоте  $f_p$ ). По формуле (2) определяли скорость звука и по формуле (1) рассчитывали длину основного образца для измерений ВТ, МУ и ДС. Образец имел размеры  $L_0 = 180$  мм,  $D_0 = 12$  мм. Для определения границы пересечения кривой  $f_p = f_p(L)$  со значением резонансной частоты колебаний концентратора без образца фиксировали значения резонансной частоты  $f_p$  с последующим построением зависимостей  $(Uc - L - fp) U_c = U_c(L)$  и  $f_p = f_p(L)$ для определения резонансной длины полуволнового образца. Начальная длина  $L_0 = 180$  мм. Резонансная частота (длина) вспомогательного образца должна соответствовать области частот  $f_p \approx f_{p0}$ .

Расчёт геометрии вспомогательного образца и скорости звука. По результатам анализа полученных графиков установили значение резонансной частоты, амплитуды деформации и длины вспомогательного образца:  $f_{p0} = 21542 \ \Gamma$ ц,  $Uc = 145 \ B$ ,  $L_0 = 119,92 \ MM$ . Из формулы (2) нашли скорость звука в исследованной стали  $C_{_{3ксn}} = 2 \cdot f_{p0} \cdot L = 5166,63 \ M/c$ . Используя значения E и плотности [4], теоретически рассчитали скорость звука в данной стали (3)

$$C = \sqrt{\frac{E}{\rho}},\tag{3}.$$

 $C_{meop} = 5245,6 \ \text{м/c}$ . Различия величин  $C_{_{3\kappa cn}}$  и  $C_{meop}$  связали с завышенным значением  $E = 216 \ \Gamma \Pi a$ . Величина E для стали 30ХН2МФА должно быть не выше 210  $\Gamma \Pi a$ . В этом случае совпадение  $C_{_{3\kappa cn}}$  и  $C_{_{meop}}$  абсолютное:  $E_{_{3\kappa cn}} = C_{_{3\kappa cn}}^2 \cdot \rho = 209,5 \ \Gamma \Pi a$ .

Расчёт геометрии основного образца. Длину основного образца рассчитывали по формуле (1). Диаметр рабочей части основного образца определяли из (4)

$$d = D \cdot tg\left(\frac{\pi \cdot L}{4 \cdot L_0}\right). \tag{4}$$

Для D = 12 мм и  $L_0 = 119,92$  мм, были рассчитаны точные значения d, соответствующие скорости звука во вспомогательном образце: 1) L = 20 мм, d = 1,58 мм; 2) L = 28 мм, d = 2,23 мм.

**Выводы.** Предложена методика определения скорости звука и настройки ультразвуковых резонансных установок диапазона 20-25 кГц для проведения на них измерений внутреннего трения, динамического модуля упругости и демпфирующей способности сталей в автоколебательном режиме. Методика успешно апробирована на образцах стали 30ХН2МФА.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по проекту № 11.6682.2017/8.9 и программы УМНИК (договор 10581У/2015).

- 1. Физическая акустика. Методы и приборы ультразвуковых исследований. Том I, часть А / Под редакцией У. Мезона. М.: Мир, 1966. -592с.
- МИ 1699 87. Методические указания. Определение и оценка достоверности данных об относительном рассеянии энергии (демпфирующей способности) металлов и сплавов. /Левин Д.М., Гончаренко И.А., Головин С.А. и др. - М.: Изд-во стандартов, 1988. - 14с.
- Марочник сталей и сплавов. Под редакцией В.Г. Сорокина. М.: Машиностроение. 1989. -640 с.

## РАСПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВОК НА ГРАНИЦАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

#### Матвиенко А.Н., Золоторевский Н.Ю., Ушанова Э.А., Филиппов С.А.

ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого», Санкт-Петербург, Россия, matvienko an@spbstu.ru

Явление фрагментации металлов и сплавов в процессе пластической деформации [1] широко используется для получения ультрамелкозернистых структурных состояний [2]. Однако при изучении границ деформационного происхождения (ДП), возникают методические трудности, мешающие установить закономерности фрагментации. При малых деформациях границы ДП – это малоугловые границы, поэтому нетрудно отделить их вклад в общий спектр разориентировок от вклада исходных границ зерен. Однако с ростом деформации постепенно образуются и накапливаются в структуре большеугловые границы ДП. Задача выделения вклада границ ДП актуальна для той стадии фрагментации, на которой общая протяженность границ ДП и исходных границ зерен сопоставимы, т.е. при истинных деформациях  $\varepsilon$  от ~1 до 2–3.

В основе подхода, предложенного в настоящей работе, лежит фундаментальная особенность явления фрагментации. Она заключается в том, что эволюция границ ДП обычно сопровождается ответвлением малоугловых границ, которые «уносят» с собой небольшие порции разориентировки. В результате, разориентировка вдоль такой границы может варьироваться от нескольких десятков градусов на одном ее участке до углов порядка 1° на другом. С другой стороны, большинство исходных границ зерен являются большеугловыми на всем своем протяжении. Это различие исходных границ зерен и границ ДП используется в предложенном методе анализа экспериментальных данных, полученных с помощью дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

Исследовали технически чистую медь. Образцы цилиндрической формы деформировали одноосным сжатием на лабораторном комплексе Gleeble-3800 при 20°C и 150°C со скоростью 10 с<sup>-1</sup>. Степени деформации на исследованных участках составляли 1, 1.3 и 1.8. Разориентировки определяли на базе данных EBSD, полученных на сканирующем электронном микроскопе Quanta 3D FEG. Для анализа данных использовали расширение MTEX для MatLab.

Предложенная в настоящей работе методика выделения вклада исходных границ зерен в общий спектр разориентировок заключается в следующем. На первом этапе необходимо получить карту, на которой присутствуют только границы исходных зерен. Для этого границы ДП, присутствующие внутри зерен на ориентационной карте, удаляются с помощью процедуры выделения «зерен», которая позволяет оставить на карте только замкнутые границы с разориентировкой более  $\theta_{min}$ . Дополнительно, чтобы удалить с карты мелкие «зерна», являющиеся фрагментами деформационной структуры, можно использовать функцию удаления «зерен» с размерами меньше заданного  $d_{min}$ . На втором этапе для выделенных границ исходных зерен получаем распределение разориентировок в форме «протяженность границ *versus* угол разориентировки» и вычитаем его из полного распределения разориентировок, в результате чего получаем искомое распределение для границ ДП.

Для проверки объективности процедуры идентификации исходных границ, методом секущих были определены поперечные размеры выделенных зерен вдоль оси сжатия. Было показано, что средние значения измеренных размеров хорошо согласуются с размером зерна, рассчитанным в предположении, что форма зерен в ходе деформации изменяется также, как форма деформируемого образца.

Чтобы распределения разориентировок, полученные для разных образцов, были сопоставимы между собой, на рис. 1 они представлены в форме «удельная протяженность границ *versus* угол разориентировки». Для этого длину границ, выраженную в пикселях (точках ориентационной карты), преобразовывали в реальную длину, а затем нормировали на площадь исследованного участка.



**Рис. 1.** Распределения разориентировок на границах ДП для шести исследованных состояний меди, подвергнутой сжатию. Температуры и степени деформации указаны на графике

По результатам настоящей работы можно сделать следующие выводы:

1. В распределениях разориентировок, полученных на основе EBSD анализа образцов меди, деформированной сжатием, удается разделить вклады исходных границ зерен и границ ДП.

2. В интервале степеней деформации 1.3 и 1.8 происходит резкое ускорение в образовании БУГ ДП и увеличении их разориентировки.

3. При температурах 20°С и 150°С эволюция разориентировок на границах ДП происходит практически одинаково.

- 1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и вязкое разрушение металлов. Металлургия, 1986. – 231 с.
- 2. T.G. Langdon: Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement // Acta Materialia. 2013. No. 61. Pp. 7035–7059.

## МИКРОСТРУКТУРА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1560 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ПРЕССОВАНИЯ РИФЛЕНИЕМ

## Москвичев Е.Н., Скрипняк В.А., Лычагин Д.В., Красновейкин В.А.

Томский государственный университет, Томск, Россия em\_tsu@mail.ru

В связи с растущими требованиями к деталям и конструкциям, изготовленным из легких конструкционных сплавов на основе алюминия, магния и титана, проявляется повышенный интерес к технологиям обработки этих сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Наибольшее распространение получила технология обработки объемных заготовок методом равноканального углового прессования (РКУП). Повышение прочностных свойств достигается за счет реализации сдвиговых деформаций в объемном образце при продавливании через пересекающиеся каналы равного сечения. [1] Представленная в данной работе технология прессования рифлением (ПР) является сравнительно недавно разработанной технологией для реализации сдвиговых деформаций в образцах плоской формы [2,3]. ПР представляет интерес для промышленности так как позволяет повышать прочностные свойства листового проката, полученного используемыми в промышленности методами прокатки. Объем обрабатываемого материала ограничен лишь производственными мощностями.

Суть метода заключается в реализации сдвиговых деформаций путем обжатия плоского образца двумя рифлеными прессформами. В зависимости от толщины обрабатываемого листа подбирается размер паза прессформы. Режим прессования подбирается в зависимости от обрабатываемого материала. Повышение прочностных свойств достигается за счет изменений зеренной структуры материала в условиях теплой деформации.

Целью исследования было получение данных об изменении микроструктуры алюминиевого сплава 1560. Исследование было проведено методами дифракции отраженных электронов (ДОЭ) на электронном микроскопе Tescan Vega II LMU. Поверхность образцов для исследования была подготовлена методом ионного травления на установке ION SLICER EM-09100. Анализ полученных данных проводился на лицензионном программном обеспечении HKL-Channel 5.

Зеренная структура алюминиевого сплава 1560 в состоянии поставки характеризуется распределением размера зерна в диапазоне 6–54 мкм. Целесообразно выделение трех диапазонов характерных размеров зерен: 0,3 < d < 2.5 мкм, 2.5 мкм, d < 10 мкм, 10 мкм < d < 54 мкм. Среднее значение размера зерна dcp = 12 мкм. Возле крупных зерен наблюдаются более мелкие зерна (Рис. 1 *a*). Количество крупных зерен (d > 10 мкм) немного больше количества средних зерен (2.5 мкм < d < 10 мкм).

Зеренная структура алюминиевого сплава 1560 после четырех циклов прессования рифлением характеризуется распределением размеров зерен в диапазоне 2–40 мкм. Зерна с размерами 10 < d < 54 мкм имеют вытянутую форму, что является следствием воздействия интенсивной пластической деформации. Зерна с размерами 0,3 < d < 10 мкм имеют круглую форму, что свидетельствует о процессах рекристаллизации (Рис. 1 *b*).

В результате обработки сплава методом многократного ПР может быть достигнуто не только уменьшение среднего размера зерна, но и формирование бимодального распределения зерен по размерам. Относительное количество зерен с размерами d < 2.5 мкм и 2.5 < d < 10 мкм возрастает с увеличением количества повторных циклов прессования. Увеличение относительного количества зерен, превышающих 2.5 мкм, по сравнению с ультрамелкими зернами, может быть свидетельством протекания процессов динамической рекристаллизации в ходе прессования при повышенной температуре (рис. 1).



**Рис.** 1. Микроструктура исследуемых образцов в состоянии поставки(*a*) и после обработки ПР(*b*)

Таким образом, обработка алюминиевого сплава 1560 методом прессования с рифлением листового проката позволяет получать в объеме материала зеренную структуру, состоящую из вытянутых крупных зерен и скоплений зерен микронных и субмикронных размеров. Аналогичная зеренная структура в алюминий-магниевых сплавах была ранее обнаружена после ИПД в работе [4].

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-5914.2016.1.

## Список литературы

- 1. Козулин А.А., Красновейкин В.А., Скрипняк В.В., Хандаев Б.В., Ли Ю.В. Механические свойства алюминий магниевых сплавов после интенсивной пластической деформации // Современные проблемы науки и образования. - 2013. - № 6. - С. 888.
- 2. Shin D.H., Park J., Kim Y., Park K., Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum. // Mater. Sci. Eng. A. 2002. –328. P. 98–103.
- 3. Moskvichev E.N., Skripnyak V.A., Skripnyak V.V., Kozulin A.A., Lychagin, D.V. Influence of structure to plastic deformation resistance of aluminium alloy 1560 after groove pressing treatment. // Letters on Materials. 2016. V. 6(2). P. 141-145.
- 4. Автократова Е.В., Мухаметдинова О.Э., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. Высокоскоростная сверхпластичность алюминиевого сплава 1570С с бимодальной структурой, полученной равноканальным угловым прессованием и прокаткой. // Письма о материалах. – 2015. – Т. 5. – № 2. – Р. 129 –132.

## ВЫЯВЛЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

#### Москвичев Е.Н., Красновейкин В.А., Скрипняк В.А., Козулин А.А.

Томский государственный университет, Томск, Россия em\_tsu@mail.ru

В данной работе представлены результаты исследований влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) на физико-механические свойства легких конструкционных сплавов на основе магния Ma2-1 и алюминия 1560. Эти сплавы нашли широкое применение в авиационной, автомобильной и космической промышленности. Изменение их физико-механических свойств является направлением к оптимизации элементов конструкций, повышению эффективности применения в различных условиях эксплуатации за счет снижении веса деталей и конструкций.

После обработки ИПД по схеме равноканального углового прессования (РКУП) призматических заготовок проводили комплекс физико-механических исследований, который включал в себя: элементный анализ; рентгеновская томография; микроструктурный анализ; рентгеноструктурный анализ; определение физико-механических свойств при осевом растяжении плоских образцов при скорости деформации 10<sup>-3</sup> 1/с.

Результаты химического и рентгеноструктурного анализа показали, что в процессе обработки РКУП в исследуемых сплавах не происходит побочных химических реакций и фазовых преобразований. Освоен метод рентгеновской томографии для оценки дефектности внутренней структуры, определения пористости, наличия микротрещин, пустот в объеме модифицированных материалов. Соблюдение технологии реализации ИПД позволило получить свободную от макро- и микродефектов структуру сплавов после обработки.

Микроструктурные исследования образцов показали, что образцы из магниевого сплава в состоянии поставки демонстрируют распределение зерен по размерам в широком диапазоне от 2 до 60 мкм, при среднем размере зерна 18 мкм. Размеры зерен в образцах из алюминиевого сплава изменялись в диапазоне от 2 до 400 мкм, при среднем размере зерна 50 мкм. После четырех проходов РКУП при оптимальном режиме, в объеме образца формируется более однородная УМЗ-структура со средним размером зерна 2.5 и 7 мкм для алюминиевых и магниевых сплавов, соответственно.

Установлено увеличение мирокротвердости в среднем на 50-60 % от её исходного значения. Максимальная величина микротвердости по Виккерсу достигает 980 и 1600 МПа, при исходной микротвердости не превышающей 560 и 1000 МПа для алюминиевого и магниевого сплавов, соответственно.

Результаты экспериментов по одноосному растяжению показывают, что после четырех проходов РКУП происходит: увеличение условного предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ) с 150 до 270 МПа, временного сопротивления ( $\sigma_B$ ) с 320 до 460 МПа при уменьшении предельной деформации до разрушения для алюминиевого сплава; увеличение значений  $\sigma_{0.2}$  с 150 до 200 МПа,  $\sigma_B$  с 250 до 290 МПа при увеличении предельной деформации до разрушения для магниевого сплава. Все эти данные свидетельствуют о том, что при обработке ИПД с помощью РКУП происходит увеличение прочностных характеристик в объеме обоих исследуемых сплавов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-5914.2016.1.

## 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 м<sup>3</sup> 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°С 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 бетоный 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.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ МКЭ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ ПОСЛЕСВАРОЧНОМ ОТПУСКЕ КРУПНОГАБАРИТНОЙ КОНСТРУКЦИИ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

#### Артемьев Д.М., Мизецкий А.В., Садкин К.Е., Ильин А.В.

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

Послесварочный отпуск сварных конструкций из высокопрочных сталей является важной технологической операцией, в результате которой происходит частичная релаксация остаточных сварочных напряжений (ОСН). Механизм релаксации основан на явлении снижения предела текучести материала при нагреве и переходе упругих деформаций в деформации ползучести. В статье [1] экспериментально доказано снижение деформационной способности как основного металла, так и зоны термовлияния (ЗТВ) при уменьшении скорости нагружения при температуре 600°С.

Целью данного исследования являлась расчетная оценка методом конечных элементов в программном комплексе ANSYS величины деформации ползучести, которая может быть накоплена в результате высокотемпературного отпуска. В качестве примера был выбран случай образования трещин в сварной термообработанной конструкции (расчетная модель показана на рис. 1 a). Для получения расчетной модели ползучести использовались данные [1].

Для численной оценки деформации ползучести, накопленной в результате термообработки были решены следующие задачи: по методике [2] смоделирован процесс сварки, получены распределения ОСН, далее, с учетом ОСН смоделирован процесс ползучести при термообработке конструкции в печи; получены распределения деформаций ползучести.

За основу взят экспоненциальный закон для установившейся ползучести:

$$\dot{\varepsilon_{cr}} = C_1 \exp(\frac{\sigma}{C_2}) \exp(-\frac{C_3}{T})$$

где  $\varepsilon_{cr}$  – скорость изменения интенсивности деформации ползучести,  $\sigma$  – интенсивность напряжений, T – абсолютная температура. Были подобраны следующие значения коэффициентов: C<sub>1</sub> = 1.70<sup>-10<sup>-5</sup></sup>, C<sub>2</sub> = 2.91<sup>-10<sup>7</sup></sup>, C<sub>3</sub> = 1.39<sup>-10<sup>4</sup></sup>, обеспечивающие совпадение с экспериментальными данными [1] с 5% погрешностью в диапазоне скоростей деформации  $5.5 \cdot 10^{-6} \div 3.3 \cdot 10^{-3} c^{-1}$ . Рассматривался следующий вариант процесса термообработки: выдержка в печи, нагретой до 400°C, в течение 1 ч. Нагрев с печью от 400 до 600°C за 40 мин, выдержка 6 ч с циркуляцией воздуха, нагрев со скор 5°C/мин. Фаза охлаждения не моделировалась.

В результате моделирования режима нагрева и выдержки конструкции в печи получено, что интенсивность накопленной деформации ползучести имеет максимум в зоне концентрации формы сварного шва в плоскости симметрии и составляет 1.5%. Более 80% этой деформации накапливается в процессе нагрева в печи. Полученное распределение интенсивности накопленной деформации ползучести показано на рис. 1 б.

По результатам расчета была оценена скорость деформации ползучести, начиная с момента достижения интенсивности накопленной деформации ползучести значения 1%: менее  $5.2 \cdot 10^{-7} c^{-1}$  (экспериментально полученная критическая деформация для металла ЗТВ при данной скорости деформации и температуре 600°С составляет 1% [1]).



**Рис. 1.** *а* – расчетная геометрия (на врезке – разбиение КЭ геометрии по площадям, соответствующим сварочным проходам и ЗТВ); *б* – итоговое распределение в плоскости симметрии интенсивности накопленной деформации ползучести после моделирования выдержки в печи

Поскольку при моделировании нагрева в печи, когда скорость деформации ползучести существенно непостоянна, использовалась модель установившейся ползучести, то в результате расчетов получена заниженная оценка интенсивности накопленной деформации ползучести, и, учитывая результаты экспериментальной оценки деформационной способности металла ЗТВ при различных скоростях деформирования [1], можно сделать вывод о том, что трещины, наблюдаемые в рассматриваемой конструкции, возникли при нагреве в печи при соблюдении технологии термообработки. Причина их образования – исчерпание деформационной способности металла ЗТВ при реализации механизма ползучести в области высоких градиентов напряжений и деформаций.

#### Список литературы

- 1. У.А. Пазилова, А.В. Ильин, А.А. Круглова, Г.Д. Мотовилина, Е.И. Хлусова. Влияние температуры и скорости деформации на структуру и характер разрушения высокопрочных сталей при имитации термического цикла сварки и послесварочного отпуска. Физика металлов и металловедение. 2015, Т. 116, № 6, С. 642.
- Артемьев Д.М., Садкин К.Е., Мизецкий А.В. Расчетная оценка остаточных сварочных напряжений в сварных соединениях судокорпусных конструкций методом конечных элементов. Сборник трудов V Всероссийской конференции «Безопасность и живучесть технических систем». 2015, Т. 1, С. 51-55.

## СООТВЕТСТВИЕ РАЗНОМАСШТАБНЫХ СТРУКТУР В КРУПНЫХ ПОКОВКАХ ИЗ СТАЛИ З8ХНЗМФА

#### Нго Нгок Ха, Кайкибаева А.С., Нгуен Хоанг Тхань, Соколовская Э.А., Кудря А.В.

#### НИТУ МИСиС, г. Москва, Россия

Неоднородность разномасштабных структур (дендритной, неметаллических включений, микроструктур) – существенный фактор вязкости крупных поковок из среднелегированных сталей [1]. Дендритная ликвация, сопутствующая ей химическая микронеоднородность [2], предопределяют, с учетом различных сценариев технологической наследственности, неоднородность строения микроструктуры, различие в морфологии неметаллических включений (HB). И хотя это известно достаточно давно, отсутствуют прямые систематические наблюдения, подтверждающие данное обстоятельство (в масштабах образца, изделия). Однако это принципиально важно, поскольку с одной стороны необходимо оценить природу неоднородности вязкости при совместном влиянии разномасштабных структур, с другой стороны, понимание механизма последовательной, в рамках технологической наследственности, эволюции структур и дефектов дает основу для выработки обоснованных подходов к управлению качеством металлопродукции. В этой связи, целью настоящей работы явилось развитие методов прямого наблюдения и измерения разномасштабных структур в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА, выявление взаимосвязи их строения.

В крупных поковках неоднородность строения сохранившейся дендритной структуры наряду с дальними последствиями ликвации (неравномерность размещения неметаллических включений и различия в устойчивости аустенита в осях и межосьях, ведущие к появлению разнородных структур) определяют значительный разброс пластичности и вязкости как по сечению изделия, так и от изделия к изделию [1,3]. Масштабы дендритного рисунка связаны с неоднородностью вязкости: чем толще оси дендритов, тем больше степень ликвации и, соответственно, степень неоднородности конечных структур; чем длиннее оси дендритов (а с ними и межосные промежутки), тем легче путь трещины по полоскам «плохой» структуры. Дендритный «скелет» наряду с размерами определяет и размещение неметаллических включений (HB), скопления и «пустыри» которых, лимитируют различия в условиях зарождения и протекания вязкого разрушения.

Для выявления закономерностей строения разнородных структур необходимо использование быстродействующих компьютеризированных процедур, обеспечивающих возможность их массового, документированного измерения в масштабах образца (изделия) [3,4]. Это же относится и к измерению топографии изломов. С этой целью в работе были измерены и сопоставлены изображения макро- и микроструктур, серных отпечатков (по Бауману), в масштабах образцов (на растяжение, диаметром 20 мм) или изделий (трех поковок из улучшаемой стали типа 38ХНЗМФА), а также апробирована техника последовательного получения изображений: неметаллических включений на металлографическом шлифе, серного отпечатка по Бауману, микро– и дендритной структур в одной и той же плоскости шлифа, параллельной плоскости излома образца на растяжение.

В масштабе образцов (Ø 20 мм), вырезанных из поперечного темплетов поковок, были получены изображения структур в цифровой форме, для чего, в частности, исходные кадры с микроструктурой и НВ (на металлографическом шлифе), полученные при ×100-500, были «сшиты» в панорамы (300-400 кадров на образец). Все изображения были подвергнуты обработке по разработанным процедурам бинаризации и фильтрации с целью последующего измерения их геометрии. Для всех образцов были измерены: толщина дендритов и шаг между ними, углы наклона относительно заданного направления, разме-

ры и распределение (на основе статистики полиэдров Вороного) НВ и серного отпечатка, геометрия микроструктур (феррито-цементитной смеси различной морфологии).

Для выделения областей скопления серы (тёмных пятен на серном отпечатке) проводили последовательные процедуры «дилатация – эрозия». Контуры соединенных пятен после проведения последовательных процедур «дилатация-эрозия» соответствовали зонам с маленькими площадями полиэдров Вороного - областям с повышенной кучностью темных пятен серного отпечатка.

Для оценки взаимосвязи разномасштабных структур был разработан алгоритм прямого совмещения изображений микроструктур, серного отпечатка; дендритной структуры и неметаллического включения в единой системе координат. Это позволило прямо указать места преимущественного расположения тёмных пятен серного отпечатка – междуветвия дендритов. Поля феррита в микроструктуре преимущественно совпадают с осями дендритов структурой в макроструктуре. Статистика полиэдров Вороного (распределение полиэдров по их площадям и числу соседей) серного отпечатка и металлографического изображения НВ выявила соответствие строения изображений. Это признак определяющей роли сульфидов в формировании уровня загрязненности исследуемой стали включениями. Реализация возможности наблюдения изображений разномасштабных структур в одной плоскости шлифа прямо подтвердила гипотезу о ликвационной природе формирования неоднородных структур поковок из улучшаемой стали З8ХНЗМФА в различных масштабах наблюдения. Это основа для понимания механизмов разрушения такого рода материалов и выявления критических элементов структур, ответственных за это. Отсюда возможность выработки обоснованных подходов к управлению качеством крупных поковок по структуре.

- 1. Штремель М.А., Кудря А.В. Качество стали. "Сталь на рубеже столетий". Под ред. Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС. 2001. С. 445-543
- 2. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977.
- 3. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Неоднородность разномасштабных структур и вязкость конструкционных сталей // Известия РАН. Серия "Физическая".–2004.–Т. 68.–№ 10.–С. 1495.
- 4. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения.–2013.– № 4 (76).– С. 143-153

## ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИ- И [011]-МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni<sub>50.2</sub>Ti<sub>37.3</sub>Hf<sub>12.5</sub>, ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОТЖИГУ

#### Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия jet\_n@mail.ru

Разработка и улучшение характеристик материалов, проявляющих функциональные свойства за счет термоупругих мартенситных превращений (МП) – одно из активно исследуемых направлений современного материаловедения. Важным аспектом является получение высокопрочных материалов, проявляющих эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичость (СЭ) при высоких температурах для работы в экстремальных условиях [1]. В рамках данной работы исследуется проявление ЭПФ и СЭ поли- и [011]- монокристаллов высокопрочного сплава  $Ni_{50.2}Ti_{37.3}Hf_{12.5}$ . Легирование атомами Hf сплавов TiNi способствует увеличению критических напряжений образования мартенсита и повышению характеристических температур B2-B19' МП [2]. Поликристаллы данного сплава получены методом плазменно-дуговой плавки. Монокристаллы выращены из поликристаллов методом Бриджмена в атмосфере инертного газа. Отжиг 1323 К, 8 ч с медленным охлаждением поли- и монокристаллов проведен с целью гомогенизации материала. Ориентация [011] при исследовании монокристаллов выбрана в соответствии с ресурсом деформации решетки при МП при сжатии: вдоль данного направления эта величина максимальна и составляет 8 %. Изобарические и изотермические механические испытания проведены на испытательной машине Instron 5969 и дилатометре ИМРС-1.

ЭПФ был исследован в циклах нагрев/охлаждение под действием постоянной сжимающей нагрузки (рис.1 *a*). Напряжения, необходимые для ориентированного роста мартенсита при охлаждении образца под действием постоянной нагрузки в обоих состояниях ниже 100 МПа. Максимальная величина ЭПФ в моно- и поликристаллах составляет 1,2 % и 2,7 %, соответственно.



**Рис. 1.** Эффект памяти формы в отожженных поли- и монокристаллах сплава Ni<sub>50.2</sub>Ti<sub>37.3</sub>Hf<sub>12.5</sub>. *а* – Кривые «напряжение– деформация»; *б* – зависимость величины эффекта памяти формы от уровня приложенных напряжений

Низкие значения обратимой деформации 1,2 % в монокристаллах, по сравнению с теоретическим ресурсом деформации решетки 8 % и с поликристаллами 2,7 %, обусловлены, согласно работе [3], наличием дисперсных частиц Н-фазы, не испытывающих МП в монокристаллах TiNiHf. Поэтому не весь объем материала претерпевает деформацию, связанную с МП. Электронно-микроскопическими исследованиями показано, что, в отличие от монокристаллов, в поликристаллах данных частиц при отжиге 1323 К не наблюдается. Однако величина ЭПФ с ростом напряжений растет, и, возможно, для получения максимального значения необходимые напряжения не были достигнуты.

Температуры МП под нагрузкой в поликристаллах на ~ 100 К выше, чем в монокристаллах. Это обусловлено, во-первых, наличием в поликристаллах границ зерен, по которым зарождение мартенситной фазы термодинамически выгоднее. Во-вторых, наличие в монокристаллах, как показано в работе [4], ГЦК-оксидов (Ti, Hf)<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>O<sub>x</sub> (x  $\leq$  1), карбидов TiC и частиц Н-фазы приводит к снижению температур МП. В поликристаллах наблюдается больший термический гистерезис, свидетельствующий о большей диссипации энергии при МП.

Анализ  $\sigma(\varepsilon)$  кривых показал, что в [011]-монокристаллах наблюдается СЭ в температурном интервале 253 ÷ 348 К с величиной обратимой деформации до  $|\varepsilon_{C3}| = 2,5 \%$  (рис. 2). Кривые обладают широким гистерезисом до 500 МПа, что позволяет использовать материал в качестве демпфера. Поликристаллы характеризуются меньшими критическими напряжениями образования мартенсита. В поликристаллах отсутствует СЭ, предположительно, в виду высокой диссипации энергии, согласно анализу кривых, характеризующих ЭПФ.



**Рис. 2.** Кривые «напряжение-деформация» отожженных поли- и [011]-монокристаллов сплава Ni<sub>50.2</sub>Ti<sub>37.3</sub>Hf<sub>12.5</sub>

Таким образом экспериментально показано, что поликристаллы Ni<sub>50.2</sub>Ti<sub>37.3</sub>Hf<sub>12.5</sub> после отжига 1323 К, 8 ч характеризуются более высокими температурами МП и величиной эффекта памяти формы, меньшими критическими напряжениями образования мартенсита и большей диссипацией энергии при развитии МП в сравнении с монокристаллами, что приводит к отсутствию эффекта сверхэластичности.

#### Список литературы

- Otsuka K. Physical metallurgy of Ti–Ni-based shape memory alloys. / K. Otsuka, X. Ren. // Progress in Materials Science. – 2005. – № 50. – P. 511–678.
- Compressive response of nickel-rich NiTiHf high-temperature shape memory single crystals along the [111] orientation / H.E. Karaca [et al.] // Scripta Materialia. – 2011. – V. 65. – P. 577–580.
- 3. Stress-induced martensitic transformation in high-strength [236]-oriented Ni<sub>51</sub>Ti<sub>36.5</sub>Hf<sub>12.5</sub> single crystals. / N Y Surikov [et al.]. // IOP Conf. Series. 2015. V. 93. p. 012047.
- Investigation of Transformation Temperatures, Microstructure and Shape Memory Properties of NiTi, NiTiZr and NiTiHf Alloys / P. Olier [et al.] // J. Phys. IV France. 1995. V. 05. №C8. P. 741–746.

## ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТІ-0 ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

## Черетаева А.О., Шурыгина Н.А.

## ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, alice\_raduga@mail.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) наноструктурные материалы представляют собой новый класс перспективных конструкционных материалов для применения в медицине и технике. Материалы, подвергнутые большим пластическим деформациям, обладают специфической дефектной структурой, связанной с присутствием высокой плотности зернограничных дислокаций и вызванных ими искажений кристаллической решетки. Цикличное приложение нагрузки при деформации кручением обеспечивает однородную микроструктуру и повышает прочность и микротвердость материала заготовки. Исследование коррозионных свойств УМЗ представляет большой интерес, так как везде, где эксплуатируются данные материалы, протекают коррозионные процессы, приводящие к изменению состава поверхностных слоев и ускорению процессов естественного старения.

Целью данной работы является экспериментальное изучение структуры и коррозионного поведения титанового сплава ВТ1-0, подвергнутого большим пластическим деформациям в сравнении с исходным крупнозернистым (КЗ) сплавом.

Образцы для исследования были получены деформацией-кручением заготовок исходного КЗ сплава в камере Бриджмена с приложением удельного давления 3–6 ГПа при количестве оборотов: <sup>1</sup>/<sub>4</sub>, <sup>1</sup>/<sub>2</sub>, 1, 2, 3, 4 и представляли собой плоские диски диаметром 8 мм. Микротвердость измеряли при нагрузке 50г на середине радиуса. Структуру деформированных образцов изучали методом рентгено-структурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при ускоряющем напряжении 160 кВ.

Электрохимические исследования по изучению коррозионной стойкости сплава проводили в трехэлектродной ячейке с разделенными пространствами. Ввиду большого сродства к кислороду для выявления влияния структуры материала коррозионно-активной средой была выбрана 1М HCl. В качестве электрода сравнения использовали насыщенный хлоридом калия хлоридсеребряный электрод. Хронопотенциометрические и поляризационные кривые снимали с помощью потенциостата IPC - Рго 3А со скоростью развертки потенциала  $V_{\rm E} = 1$  мB/с. Для определения потенциала свободной коррозии ( $E_{\rm cor}$ ) образцы выдерживали в коррозионной среде без поляризации в течение 1 часа.

В ходе исследований удалось установить, что микротвердость образцов постепенно растёт с увеличением числа оборотов и выходит на насыщение при двух оборотах и выше. В исходном состоянии в структуре сплава присутствует только α-фаза титана, имеющего гексагональную решетку. После кручения в камере Бриджмена начинает формироваться гексагональная ω-фаза титана. Её содержание на основании данных PCA постепенно возрастает с увеличением числа оборотов и достигает своего максимального значения 20%.

Предварительные данные влияния деформации сплава BT1-0 на коррозионное поведение можно получить по значениям потенциалов без тока. Установлено, что характер зависимости потенциала свободной коррозии исследуемого сплава от количества оборотов подвижного бойка носит немонотонный характер (рис. 1). Как видно из графика, потенциалы свободной коррозии сплава BT1-0 после деформации несколько смещены в область более положительных значений по сравнению с исходным состоянием. Возможно, это связано с тем, что полученная УМЗ структура изучаемого титанового сплава обладает высокой плотностью дислокаций, высокоугловыми изменениями разориентировки границ зерен, накоплением внутренних напряжений и способствует образованию более прочных поверхностных оксидов. Наиболее положительные потенциалы без тока наблюдаются для образцов, подвергнутых кручению  $n = \frac{1}{2}$  и 2 оборота. В ходе изучения склонности к пассивации титанового сплава BT1-0 при анодной поляризации выявлено, что сплав в исходном состоянии обладает протяженной площадкой пассивности, указывающей на образование стабильной оксидной пленки, благодаря которой материал не растворяется вплоть до потенциалов 2 В. После воздействия больших пластических деформаций характер анодных поляризационных кривых несколько изменяется. При потенциалах ~ 1 В на кривых наблюдаются пики пассивации, причём критический ток пассивации возрастает с количеством оборотов наковальни камеры. Исключения составляют образцы, деформированные при  $n = \frac{1}{4}$  и 2, анодные поляризационные кривые которых не имеют явно выраженного пика. Образцы после  $\frac{1}{2}$  и 2 оборотов кручения обладают наименьшей плотностью тока последующей пассивной области, и соответственно, наибольшей коррозионной стойкостью (рис. 2).



Рис. 1. Изменение потенциала свободной коррозии титанового сплава ВТ1-0 от числа оборотов деформации

Рис. 2. Поляризационные кривые сплава BT1-0 после деформации кручением (число оборотов): 1 – исх. состояние; 2 –  $\frac{1}{4}$ ; 3 –  $\frac{1}{2}$ ; 4 – 1; 5 – 2; 6 – 3; 7 – 4

Наблюдаемое в данном случае увеличение скоростей коррозии деформированных образцов по сравнению с исходным обусловлено тем, что сообщение металлу дополнительной энергии способствует переходу его в термодинамически менее устойчивое состояние и в связи с диссипативными процессами вызывает увеличение числа дефектов кристаллической решетки, которые, локализуясь, усиливают электрохимическую гетерогенность поверхности металла. Однако, по характеру кривых можно сделать вывод о том, что большие пластические деформации существенно не снижают коррозионной стойкости титанового сплава BT1-0.

#### ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАСТЯЖЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ТОНКИХ ФОЛЬГ Рt

#### Обидов Б.А., Бутенко П.Н., Корсуков В.Е., Корсукова М.М., Левицкий В.С.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия Barzu.Obidov@mail.ioffe.ru

Исследовали образование поверхностных наноструктур при нагреве и циклах растяжение – сжатие прокатанных тонких фольг платины в сверхвысоком вакууме по методике, описанной ранее [1,2]. Нами использовались методы ДМЭ, ЭОС, атомной силовой и оптической микроскопии (АСМ и ОМ), а также метод рамановской спектроскопии (РС). Изучались химический состав, атомная структура и рельеф образованной поверхности. Для количественного анализа рельефа образованной поверхности использовался фрактальный анализ.

**Результаты.** На поверхность (95% от всей площади) выходила плотноупакованная грань Pt(111) с волнообразным, однонаправленным, разномасштабным рельефом. Оказалось, что поверхность фрактально анизотропна. По сути дела рельеф поверхности тонкой фольги Pt(111) представлял собой систему отражательных дифракционных решеток, наложенных друг на друга [2].



**Рис.1.** АСМ топограмма участка поверхности с микрокристаллами (*a*), РС спектр этого участка (*b*)

Кроме того, на 5% остальной поверхности, у зажимов (рис.1*a*) зафиксированы поверхностные группы микрокристаллитов с размерами около 10 µm. Для идентификации микрокристаллов был применен метод PC. В зависимости от места попадания лазерного пучка мы получали различные спектры. Был зафиксирован характерный для алмаза пик 1332cm<sup>-1</sup>, на который наложен пик 1336cm<sup>-1</sup>, который принадлежит алмазоподобному углероду. Пик 1600cm<sup>-1</sup> принадлежит также алмазоподобному углероду. По нашему мнению, мы зафиксировали импактные микроалмазы и алмазоподобный углерод.

- 1. С.А. Князев, В.Е. Корсуков, М.М. Корсукова, И.И. Пронин, К. Schierbaum. ЖТФ **77**, в 8, 140 (2007).
- 2. В.Л. Гиляров, В.Е. Корсуков, М.М. Корсукова, И.П. Щербаков. ФТТ 57, 1052 (2015).
- 3. A.C. Ferrari, Diamond and Related Materials, (2002) **11**, 1053.
- 4. L. Li, H. Zhang, Y. Zhang, P. K. Chu, X. Tian, L. Xia, X. Ma. Material Science and Engineering (2002) **B94**, 95.

## ВЛИЯНИЕ НАГРУЗКИ НА МОРФОЛОГИЮ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ФОЛЬГИ W

## Бутенко П.Н, Анкудинов А.В., Бетехтин В.И., Князев С.А., Корсуков В.Е, Корсукова М.М., Обидов Б.А.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С.Петербург, Россия pavel.butenko@mail.ioffe.ru

Изменение атомной структуры и химического состава поверхности фольги W под воздействием одноосного растяжения в сверхвысоком вакууме исследовалось методами ДМЭ и ЭОС. Трансформация рельефа изучалось с помощью атомной силовой микроскопии (ACM). Процесс очистки поверхности поликристаллических лент вольфрама, сопровождавшийся рекристаллизацией образцов, описан в [1]. При этом на большей части поверхности W лент формировалась грань (112). Образцы после рекристаллизации растягивались *in situ* с возрастающей нагрузкой от 0 до ~100 MPa.

**Результаты.** На рис. 1 представлены картины ДМЭ и АСМ изображения от рекристаллизованной поверхности W (112)-1×1 без нагрузки (*a*, *c*) и под нагрузкой, непосред-



**Рис. 1.** Картины ДМЭ до (*a*) и после нагружения (*b*). АСМ изображения до (*c*) и после нагружения (*d*).

ственно перед разрывом образца (b, d). Анализ картин дифракции показал, что при одноосном растяжении в области предстоящего разрыва происходит изменение дальнего порядка - разворот отдельных блоков и изменение характера их периодичности. Фрактальной анализ рельефа показал, что формирование периодической блочной структуры начинается при приближении образца к разрыву. Быстрее всего этот процесс протекает в области образования магистральной трещины, при этом блочная структура сохраняется и после разрыва образца. Факт формирования периодической блочной структуры, на наш взгляд, может служить признаком предстоящего разрыва образца.

1. В.Е. Корсуков, С.А. Князев, П.Н. Бутенко, В.Л. Гиляров, М.М. Корсукова, И.А. Няпшаев, Б.А. Обидов (2017) ФТТ, **59**, в. 2, 308.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТWIP-СТАЛИ Fe-28Mn-2.7Al-1.3С ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

## Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup>НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгенофазового и рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и микроиндентирования исследовали влияние холодного (при комнатной температуре, 23 °C) и теплого (при T = 200 °C,  $T/T_{пл} \approx 0.15$  и T = 400 °C,  $T/T_{пл} \approx 0.3$ ) кручения под высоким давлением (КВД, 6 ГПа) на N = 1, 3 и 5 полных оборотов на структуру, фазовый состав и микротвердость монокристаллов высокомарганцевой аустенитной стали Fe–28Mn–2.7Al–1.3C. Перед деформацией образцы закаливали в воду после часовой выдержки при температуре 1100 °C. Образцы вырезали в форме дисков диаметром 10 мм и толщиной 0.6 мм.

Холодное КВД приводит к измельчению структуры монокристаллов стали за счет образования двойников и полос локализации деформации. Следовательно, высокие приложенные давления при КВД (6 ГПа) способствуют развитию механическое двойникования в высокомарганцевой стали Fe–28Mn–2.7Al–1.3C с высокой энергией дефекта упаковки (60 мДж/м<sup>2</sup>). Электронно-микроскопические исследования показали, что с увеличением числа оборотов при деформации толщина двойников и расстояние между ними уменьшается, что приводит к увеличению плотности двойниковых границ.

В монокристаллах стали Fe–28Mn–2.7Al–1.3С после теплого КВД так же образуются двойники деформации которые четко определяются методом просвечивающей электронной микроскопии. Дифракции имеют характерные для деформированного состояния азимутальные размыты, однако, рефлексы не замыкаются в кольцо. То есть, двойникование развивается независимо от температуры КВД и, следовательно, является высокотемпературным механизмом деформации и одним.

КВД приводит к росту микротвердости в стали. Наблюдается не однородное распределение микротвердости по диаметру диска. Теплое КВД сопровождается еще большим увеличением микротвердости по сравнению с КВД при комнатной температуре. При этом не зависимо от степени деформации (числа оборотов при кручении) наблюдается заметный провал значений микротвердости в центе образца. Наблюдаемые различия в микротвердости при разных температурах деформации и не однородное распределение микротвердости по диаметру диска вызвано, вероятно, термически-активируемыми процессами релаксации стуктуры при изменении температуры деформации.

Методом рентгенофазового анализа показано, что исследуемая высокомарганцевая сталь Fe–28Mn–2.7Al–1.3С независимо от температуры деформации и числа оборотов при КВД сохраняет однофазную структур – на рентгенограммах наблюдаются пики только от аустенита. Параметры кристаллической решетки аустенита при КВД изменяются незначительно.

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

## ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫ СТАЛЕЙ 17X18H9 И 08X18H9T, ФОРМИРУЕМЫЕ ПРИ ПРОКАТКЕ

## Мельников Е.В.<sup>1</sup>, Астафурова Е.Г.<sup>1</sup>, Майер Г.Г.<sup>1</sup>, Москвина В.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup>НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия melnickow-jenya@yandex.ru

Методами рентгеноструктурного, рентгенофазового и магнитофазового анализа, микроиндентирования исследовали влияние прокатки, комбинированной с наводороживанием, на фазовый состав и микротвердость аустенитных стали 17X18H9 (Fe–17.40Cr–9,5Ni–0.95Mn–0.77Si–0.23P–0.12Mo–0.02Ti–0.21C) и 08X18H9T (Fe–17.43Cr–8.8Ni–1.06Mn–0.42Si–0.03P–0.48Ti–0.08C) (в мас. %). Насыщение образцов (пластины  $10 \times 30 \times 1$  мм) водородом проводили в течение 5–50 часов при плотности тока  $10 \text{ мA/см}^2$  в 1N растворе серной кислоты (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) с добавлением тиомочевины (CH<sub>4</sub>N<sub>2</sub>S). Пластическую деформацию осуществляли непосредственно после наводороживания методом многоходовой прокатки с обжатием на 25–75 %. Микротвёрдость образцов измеряли по методу Виккерса на приборе Duramin 5 с нагрузкой 200 г.

При прокатке в стали 08Х18Н9Т протекает  $\gamma \rightarrow \alpha'$ -фазовое превращение. Значения микродеформации кристалической решетки ( $\Delta d/d$ ) для аустенита при деформации увеличиваются на порядок (с ~ 10<sup>-4</sup> до ~ 10<sup>-3</sup>), параметры решетки (*a*) как  $\gamma$ -, так и  $\alpha'$ -фазы изменяются слабо, а значения областей когерентного рассеяния (ОКР) уменьшаются (с > 200 нм до  $\approx$  30 нм). Наводороживание, перед пластической деформацией, в течение 5 часов способствует образованию большей доли  $\alpha'$ -фазы по сравнению с прокаткой без наводороживания, этот эффект усиливается с увеличением продолжительности насыщения до 50 часов. Параметры структуры ( $\Delta d/d$ , *a*, OKP) стали 08Х18Н9Т близки к значениям, полученным после прокатки без наводороживания.

При прокатке стали 17Х18Н9 формирование заметной доли мартенсита деформации не наблюдается – на рентгенограммах рефлексы только от  $\gamma$ -фазы. Одноко небольшая доля  $\alpha$ '-фазы определяется мазнитофазовым методом. Размеры ОКР с ростом степени пластической деформации становятся меньше ( $\approx 25$  нм), а микродеформация кристаллической решетки ( $\Delta d/d$ ) возрастает на порядок по сравнению с исходным состоянием (от  $2,0\times10^{-4}$  до  $2,0\times10^{-3}$ ). Это свидетельствует о деформации и фрагментации структуры, повышении внутренних напряжений, величина которых при  $\varepsilon=75$ % осадки достигает  $\sigma_{II}=410$  МПа. Наводороживание перед прокаткой также не способствует появлению заметного количества  $\alpha$ ' мартенсита. Рентгеноструктурный анализ показал, что значения параметров решетки, размеры ОКР, микродеформация кристаллической решетки уменьшаются с увеличением продолжительности насыщения стали водородом. Это свидетельствует о том, что атомы водорода способствуют частичной релаксации структуры, сформированной при прокатке.

Фрагментация структуры, накопление дефектов кристаллического строения и рост внутренних напряжений при пластической деформации приводят к упрочнению стали, что способствует росту ее микротвердости с увеличением степени деформации. Предварительное введение водорода перед прокаткой слабо влияет на значения микротвердости стали 08X18Н9Т и приводит к небольшому снижению микротвердости в стали 17X18Н9, эффект усиливается с увеличением продолжительности наводороживания – наблюдается дополнительное снижением микротвердости.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента (СП-419.2015.1).

### О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ В ТЕОРИИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ

#### Остриков О.М.

#### УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», Гомель omostrikov@mail.ru

Механическое двойникование является основным каналом пластической деформации кристаллических материалов [1]. Двойникование сопряжено с поворотом кристаллической решетки, проявляющемся формированием на поверхности кристалла своеобразного рельефа в виде ступеньки. В настоящее время хорошо развита теория упругого двойникования, при котором двойник исчезает после снятия нагрузки [2]. Теория остаточных деформационных двойников находится еще в процессе развития [1].

Важным вопросом, возникающим при рассмотрении теорий упругого и остаточного двойникования, является вопрос о правомерности использования теории упругости в теории двойникования, так как механическое двойникование проявляется на стадии пластической деформации твердых тел, выходящей за рамки линейной зависимости напряжений от деформаций.

Следует отметить, что для зарождения механического двойника необходима концентрация напряжений [3]. В случае, например, сосредоточенной нагрузки необходимая для зарождения двойника область пластической деформации может иметь размер пренебрежимо малый по сравнению с размером сформировавшегося двойника. При этом после зарождения двойника в локальной области пластической деформации дальнейшее его развитие происходит за пределами этой области и движение двойникующих дислокаций происходит в поле упругих напряжений.

После снятия нагрузки в случае упругого двойникования раздвойникование происходит под действием полей упругих напряжений двойникующих дислокаций и сил притяжения дислокаций к поверхности. В случае остаточного двойника пластическая деформация локализуется на двойниковых границах в узкой области (шириной в два-три межатомных расстояния). В остальной области имеют место поля упругих напряжений, которые, как и в случае трещин, правомерно рассчитывать на основании линейной теории упругости [1, 4–6].

Таким образом, несмотря на то, что для зарождения механических двойников необходимы напряжения превышающие предел упругости, развитие двойников и существование остаточных двойников может происходить в недеформированной области кристалла или в области полей упругих напряжений. Границы двойников локализуют пластическую деформацию в узких полосах, создавая при этом поле дальнодействующих упругих полей напряжений. Аналогичная ситуация наблюдается и в случае образования трещин. Но в этом случае для зарождения трещин необходимы напряжения, превышающие предел прочности материала, т.е. более высокие, чем в случае двойникования. А сами трещины создают напряжения, описываемые в рамках линейной теории упругости.

- 1. Остриков О.М. Механика двойникования твердых тел: монография. Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2008. 301 с.
- 2. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникования кристаллов // Успехи физических наук. – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.
- 3. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев: Наук. Думка, 1978. 220 с.
- 4. Остриков О.М. Дислокационная модель некогерентного нетонкого двойника // Журнал технической физики. 2012. Т. 82, № 11. С. 38 42.

5. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990. – 172 с.

6. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М.Теория упругости. – М.: Наука, 1987. – 246 с.

## УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В МЕТОДЕ ОБРАТНОЙ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

# Казанцева Н.В.<sup>1</sup>, Волков А.Е.<sup>2</sup>, Ежов И.В.<sup>1</sup>, Скобелина Е.К.<sup>3</sup>, Виноградова Н.И.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия <sup>2</sup>ООО «Научно-производственная фирма «Рутений», Екатеринбург, Россия <sup>3</sup>Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н.Ельцина, Екатеринбург, Россия <u>kazantseva-11@mail.ru</u>

Одной из главных задач современных разработок производства изделий из титановых сплавов является расширение спектра свойств металла с использованием различных методов обработки. Известно, что металлы, подвергающиеся сильным деформациям, могут приобретать совершенно новые свойства, большинство из которых могут представлять практический интерес. К примеру, сочетать высокую пластичность с большой прочностью.

В докладе представлены результаты исследования промышленного титанового сплава ВТ6 после обработки методом обратного и всестороннего прессования с использованием винтовой экструзии.

Метод обратной и всестороннего прессования с использованием винтовой экструзии включает несколько этапов обработки слитка [1]. На рисунке 1 представлен один из этапов. Мы исследовали образцы после первого скручивания и после прессования скрученного образца в круглую шайбу. По данным структурных исследований деформированный сплав сохраняет двухфазное состояние. После первого скручивания в образце обнаружено изменение интенсивности рентгеновских дифракционных линий, свидетельствующее о присутствии текстуры. Размер зерна в образце после прессования уменьшается примерно в два раза по сравнению с образцом после прессования. Фрагментация и тяжи обнаружены на электронно-микроскопических снимках образцов. Оценка остаточных внутренних напряжений после обработок и сравнение с литературными данными по влиянию других видов больших пластических деформаций проводится.



Рис.1. Прессование скрученной заготовки в шайбу

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 17-03-00084.

1. А.Е. Волков. Теоретическая разработка технологии деформации металлов – Обратное и Всестороннее Винтовое прессование // Журнал Титан, №1(47), 2015, с.35-38.

## МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ СКОРОСТИ ВЕТВЛЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В ПММА

#### Большев К.Н., Алексеев А.А., Иванов В.А., Андреев А.С.

## ФГБУН Институт физико-технических проблем Севера СО РАН им. В.П. Ларионова, г. Якутск, Россия, Spinor03@gmail.com

Одной из малоизученных проблем современной механики и физики разрушения твердого тела является ветвление трещины, которое наблюдается в таких кристаллических и аморфных материалах, как стекло, сталь, алюминий, полимеры и скальные породы.

Для экспериментального исследования прямолинейного распространения трещины, перехода к режиму ветвления авторами разработана методика испытаний на растяжение плоских образцов из полиметилметакрилата (ПММА) с одним боковым надрезом. В данных исследованиях производилось измерение скорости трещины методом разрыва токопроводящих полос, где производится регистрация времени разрыва токопроводящих линии трещиной, начинающей движение от инициирующего дефекта при разрушении образца.

Была создана измерительная установка на основе прецизионного преобразователя сигналов термометров сопротивления и термопар «Теркон» соединенного с компьютером через плату Ла-н10м8-100:

- 1. Быстродействующая плата АЦП для шины PCI ЛА-н10М8-100 производства ЗАО «Руднев-Шиляев», г. Москва.
- 2. Кабельные термопары ТХА производства ПК «Тесей», г. Обнинск. 3. Токопроводящий клей КОНТАКТОЛ, Россия.
- 3. Блок питания DAZHENG PS-1302D, КНР.
- 4. Образцы из ПММА.
- 5. Универсальная разрывная машина Instron 1195, Англия. Охлаждающий агент жидкий азот.
- 6. Прецизионный преобразователь сигналов термометров сопротивления и термопар «Теркон» производства ООО «Термэкс», г. Томск.

На образцы с одного торца в средней части наносился боковой надрез глубиной 3 мм шириной 1,5 мм фрезерным инструментом, далее на поверхность наклеивались медные контактные площадки в верхней и нижней части, затем наносились регистрирующие полосы. К верхней общей медной площадке подключался источник питания, к нижним контактным площадкам подключалась измерительная схема, составленная из батареи сопротивлений номиналом от 10 Ом до 60 Ом, последовательно увеличивающаяся с шагом 10 Ом. В средней части пластины с обратной стороны фиксируется хромель-алюмелевая термопара для регистрации температуры пластины. Токопроводящие регистрирующие линии выполнялись из токопроводящего клея, который, в застывшем состоянии отличается малой пластичностью и толщиной слоя. Обработка полученных данных с построением графиков произведена в программной среде Mathcad.

Были проведены серии испытаний на растяжение плоских образцов из полиметилметакрилата (ПММА) с одним боковым надрезом на универсальной разрывной машине «Instron» при температурах +20 °C и -60 °C. Проведены измерения скорости трещины при прямолинейном распространении одиночной трещины и множественном ветвлении с параллельным движением фронта нескольких трещин.

Таким образом, разработанная авторами методика экспериментального определения скорости распространения, ветвления трещины, показывает неплохие результаты на полимерных материалах и должна быть адаптирована для использования на образцах (конструкциях) из стали.

#### КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И АМОРФНОМ АЛЮМИНИИ

<sup>1)</sup> Гончарова Е.В., <sup>1)</sup> Кончаков Р.А., <sup>1)</sup> Макаров А.С., <sup>2)</sup> Кобелев Н.П., <sup>1)</sup> Хоник В.А.

 Воронежский государственный педагогический университет, г. Воронеж, Российская Федерация, goncharova.evg@mail.ru
Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Российская Федерация,

kobelev@issp.ac.ru

Одной из важных проблем физики некристаллических материалов является природа «дефектов» – наноразмерных областей, которые обычно считаются ответственными за физические свойства некристаллических структур и их эволюцию при внешнем воздействии. Наиболее перспективную интерпретацию этих дефектов дает Межузельная теория (МТ), предложенная Гранато [1, 2], согласно которой плавление металлических кристаллов происходит в результате быстрого образования межузельных дефектов в их наиболее устойчивой гантельной (расщепленной) конфигурации. Подтверждение этого механизма плавления было выполнено нами ранее на основе прецизионных измерений модуля сдвига монокристаллического алюминия вблизи температуры плавления [3], а также путем анализа аномального предплавильного роста его теплоемкости [4].

Из результатов компьютерного моделирования меди известно, что межузельные дефекты остаются идентифицируемыми структурными единицами в жидком состоянии и сохраняют свойства межузельных гантелей (= междоузлий) в материнском кристалле [5]. Следовательно, полученное закалкой расплава исходного (материнского) кристалла стекло должно содержать определенное количество межузельных дефектов. Таким образом, становится очевидным, что свойства стекла должны быть связаны со свойствами материнского кристалла. Предположительно эта взаимосвязь опосредована системой дефектов, подобных межузельным.

Общеизвестно, что межузельные гантели существуют во всех основных кристаллических структурах [6,7,8]. В кристаллическом состоянии межузельные гантели имеют четкую топологическую структуру, однако после плавления эта картина исчезает, и дефекты могут быть идентифицированы только по их свойствам. Для идентификации дефектов, подобных межузельным гантелям, в стекле нами были использованы их основные свойства, характерные для кристаллов - высокая чувствительность к сдвиговым напряжениям, специфические локальные поля упругих деформаций и низкочастотные/высокочастотные моды в спектре колебательной плотности состояний.

Для реализации компьютерной модели монокристаллического алюминия был использован молекулярно-динамический пакет LAMMPS [9] совместно с межатомным потенциалом типа EAM (метод погруженного атома) [10]. Для получения модели аморфного алюминия монокристалл, состоящий из 4000 атомов ( $10 \times 10 \times 10$  трансляций элементарной ячейки) плавился и выдерживался при температуре 2000 К в течение 10 пs. Контроль температуры осуществлялся термостатом Нозе-Гувера (Nose-Hoover) [11,12], контроль давления производился баростатом Берендсена (Berendsen) [13]. Затем осуществлялось охлаждение до 0 К со скоростью  $10^{13}$  K/s.

Далее методом молекулярной статики были рассчитаны компоненты тензора диаэластической поляризуемости и определена матрица сдвиговой восприимчивости для межузельной гантели и вакансии в монокристаллическом алюминии. Из усредненных (сдвиговых) компонент матрицы сдвиговой восприимчивости была выполнена оценка сдвиговой восприимчивости  $\beta_i = 26.5$  для межузельной гантели, значение которой близко к экспериментальному значению  $\beta_i = 27 \pm 2$ , полученному ранее в работе [3]. Аналогичным образом была получена оценка сдвиговой восприимчивости для вакансий  $\beta_v \approx 2$  [3, 14].

Компоненты тензора диаэластической поляризуемости для вакансии оказались почти на порядок меньше, чем для межузельной гантели. Следовательно, межузельные гантели должны производить на порядок большее снижение модуля сдвига в сравнении с вакансиями, что находится в соответствии с экспериментами по алюминию [3, 7, 15] и меди [16, 17].

Путем сравнения характерных значений тензоров поляризуемости монокристалла с одним дефектом и усредненной интегральной поляризуемостью аморфного алюминия произведена оценка концентрации структурных дефектов в аморфном алюминии, оказавшаяся  $\approx 3\%$ .

Расчеты локальных тензоров диаэластической податливости для отдельных дефектов в аморфном алюминии показали, что, как и для межузельной гантели в кристалле, среднее значение сдвиговых компонент приблизительно в 11-12 раз больше, чем значение дилатационных компонент. Это свидетельствует о том, что соответствующие локальные области в стекле (дефекты, подобные межузельным гантелям) обладают повышенной сдвиговой чувствительностью.

Анализ спектров колебательной плотности состояний дефектных атомов в аморфном алюминии показал, что в спектре присутствуют характерные низкочастотные и высокочастотные моды, присущие колебательному спектру межузельной гантели в кристалле.

Таким образом, в настоящей работе показано, что компьютерная модель аморфного алюминия содержит группы атомов, свойства которых очень близки к свойствам межузельных гантелей в кристаллическом алюминии. Полученные результаты согласуются с основными идеями МТ.

- 1. A.V. Granato. Phys. Rev. Lett. 68, 974 (1992).
- 2. A.V. Granato. Eur. J. Phys. 87, 18 (2014).
- 3. E.V. Safonova, Yu.P. Mitrofanov, R.A. Konchakov, A.Yu. Vinogradov, N.P. Kobelev and V.A. Khonik. J. Phys. Cond. Matter **28**, 215401 (2016).
- 4. E.V. Safonova, R.A. Konchakov, Yu.P. Mitrofanov, N.P. Kobelev, A.Yu. Vinogradov and V.A. Khonik. J. Exp. Theor. Lett. **103**, 765 (2016).
- 5. K. Nordlund, Y. Ashkenazy, R.S. Averback, A.V. Granato. Europhys. Lett. 71, 625 (2005).
- 6. P. Ehrhart, K.H. Robrock, H.R. Schober. Physics of Radiation Effects in Crystals. R.A. Johnson, A.N. Orlov Eds. Elsevier Science Publishers B.V. 1986. p. 3-115.
- 7. K.H. Robrock. Mechanical Relaxation of Interstitials in Irradiated Metals Berlin: Springer- Verlag, 1990.
- 8. W.G. Wolfer. Fundamental Properties of Defects in Metals. In Comprehensive Nuclear Materials, Konings, R J M, Ed. Amsterdam: Elsevier, 2012.
- 9. J. Plimpton. J. Comp. Phys. 117, 1 (1995).
- 10. H.W. Sheng, M.J. Kramer, A. Cadien, T. Fujita, M.W. Chen. Phys. Rev. B 83, 134118 (2011).
- 11. S. Nose. J. Chem. Phys. 81, 511 (1984).
- 12. W.G. Hoover. Phys. Rev. A **31**, 1695 (1985).
- 13. H.J.C. Berendsen, J.P.M. Postma, W.F. van Gunsteren, A. DiNola, J.R. Haak. J. Chem. Phys. 81, 3684 (1984).
- 14. C.A. Gordon and A.V. Granato. Mater. Sci. Eng. A 370, 83 (2004).
- 15. K.H. Robrock and W. Schilling. J. Phys. F: Met. Phys. 6, 303 (1976).
- 16. L.E. Rehn, J. Holder, A.V. Granato, R.R. Coltman, F.W.Jr. Young. Phys. Rev. 10, 349 (1974).
- 17. J. Holder, A.V. Granato, L.E. Rehn. Phys. Rev. 10, 363 (1974).

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩЕЙ ДОБАВКИ МАРГАНЦА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА НАНОДИСПЕРСНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА (Al=5%Cu) – 10%TiC

#### Луц А.Р., Амосов А.П., Латухин Е.И., Рыбаков А.Д., Шипилов С.И.

СамГТУ, г. Самара, РФ, alya\_luts@mail.ru

В настоящее время объектом внимания многих исследователей являются алюмоматричные композиционные материалы, армированные керамическими тугоплавкими частицами. Для их получения используются, как правило, два принципиально различных подхода: механическое введение в расплав готовых частиц (ex-situ) и синтез армирующих частиц непосредственно в расплаве (in-situ). Последняя группа способов имеет немало преимуществ и является наиболее перспективной, причем в ней следует выделить технологию, основанную на явлении, открытом в 1967 году российским академиком А.Г. Мержановым и названном самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) [1]. Суть его состоит в том, что реакция между частицами исходных реакционно-активных порошков, вводимых в расплав матричного металла, протекает или в режиме послойного горения, или в режиме одновременного сгорания всего объема смеси порошков, инициируемых теплом расплава. Подобная технология впервые была успешно применена учеными СамГТУ с целью получения модифицирующих лигатур Al-Ti, Al-Ti-B, Al-Zr и др. Впоследствии были получены композиционные сплавы состава Al-(5-20)% TiC, причем установлено, что метод СВС позволяет достичь высокой степени усвоения полученных частиц карбида титана, размер которых составляет 2–6 мкм [2]. Дальнейшие исследования показали, что введение в состав шихты галоидной титансодержащей соли (K<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub> или Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>) в количестве 5–10% сверх требуемой массы порошка титана способствует значительному измельчению частиц вплоть до ультрадисперсного и наноразмерного уровня. Повышение дисперсности армирующей фазы позволило существенно увеличить прочностные характеристики, однако при этом наблюдалось и значительное падение пластических свойств, вызванное наличием большого количества агломератов, состоящих из неразъединившихся после синтеза наночастиц карбида титана. С целью удаления агломератов далее было введено в состав алюминиевой основы 5% меди, с расчетом, что образующаяся мелкодисперсная фаза CuAl<sub>2</sub> будет способствовать разделению спекшихся частиц. Кроме того, добавка меди в алюминий оказывает хотя и незначительный, но все же модифицирующий эффект. Добавку меди производили как в присутствии галоидной соли в составе шихты, так и без нее. Структура полученных сплавов в обоих случаях, действительно, оказалась более равномерной: уменьшились и количество, и размер присутствующих агломератов, и одновременно повысились характеристики пластичности [3].

Поскольку первоначальные исследования показали, что легирование открывает новые возможности для упрочнения композиционных сплавов, в данной работе в качестве легирующей добавки был выбран марганец (в количестве до 2 масс.%), который имеет относительно высокую растворимость в алюминии и может способствовать повышению прочностных характеристик. Помимо прочего, совместное присутствие нескольких фаз – тугоплавкого карбида титана и интерметаллидных соединений легирующих элементов (CuAl<sub>2</sub>, MnAl<sub>6</sub>), получаемых в процессе CBC за одну технологическую операцию, может оказать положительное влияние на свойства композиционных сплавов в целом. По результатам целого ряда экспериментов, в ходе которого варьировались различные технологические параметры, удалось синтезировать сплав состава (Al–5%Cu–2%Mn)–10%TiC + 5%Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub> с оптимальной микроструктурой, содержащей значительное количество наноразмерных частиц (рис. 1). В табл. 1 приведены механические свойства полученного композиционного сплава, а также, для сравнения, всех предыдущих сплавов системы Al–TiC.


Рис. 1. Микроструктура образца (Al–5% Cu–2% Mn)–10% TiC + 5% Na<sub>2</sub>TiF<sub>6</sub>

Состав	Предел теку- чести, σ <sub>т</sub> , МПа	Предел проч- ности, σ <sub>в</sub> , МПа	Относитель- ное удлине- ние, δ, %	Относительное сужение, ψ, %
Al-10%TiC*	-	115	19	-
Al-10% TiC + $K_2$ TiF <sub>6</sub> **	155	206	3,8	2,4
(Al-5%Cu)-10%TiC	74	192	16,6	17,0
(Al–5%Cu)–10%TiC + 10% K <sub>2</sub> TiF <sub>6</sub>	-	196	8	11
(Al-5%Cu-2%Mn)- 10%TiC + 5% Na <sub>2</sub> TiF <sub>6</sub>	138	228	5,4	4,5

Табл. 1. Механические свойства композиционных сплавов

\* – частицы карбида титана размером 2-6 мкм; \*\* – частицы карбида титана размером 100-500 нм

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ по проекту № 17-48-630695.

- 1. Амосов, А.П. Применение процессов СВС для получения in situ алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: Обзор / А.П. Амосов, А.Р. Луц, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин // Известия вузов. Цветная металлургия, 2016. №1. С. 39-49.
- 2. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной фазы карбида титана из смесей порошков в расплаве алюминия/ Луц, А.Р., Амосов А.П., Ермошкин А.А., Ермошкин А.А., Никитин К.В., Тимошкин И.Ю. // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2013. № 3. С. 28-35.
- 3. Ермошкин, А.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых алюмоматричных композиционных материалов, армированных наночастицами карбида титана. Автореф. дис. канд. техн. наук: 01.04.17 / Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2015. 17 с.

# ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗДАНИЯ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЗАДАННОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИЕЙ СТРУКТУРЫ

Гречников Ф.В.<sup>1</sup>, Ерисов Я.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия <sup>2</sup>Самарский научный центр Российской академии наук, Самара, Россия <u><sup>1</sup>gretch@ssau.ru</u>, <sup>2</sup>yaroslav.erisov@mail.ru

Разработаны теоретические положения и механизмы, позволяющие сформировать в конструкционных материалах кристаллографическую ориентацию структуры в соответствии с требованиями интенсификации процессов пластического деформирования заготовок и повышения эксплуатационных характеристик изделий.

Для решения задачи формирования в материалах требуемого состава компонент текстуры разработан вариант теории пластичности, основные уравнения которого включают константы кристаллической решетки и ориентационные факторы текстуры:

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\eta_{12} (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + \eta_{23} (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + \eta_{31} (\sigma_3 - \sigma_1)^2}, \tag{1}$$

где  $\sigma_{eq}$  – интенсивность напряжений;  $\sigma_i$  –напряжения;  $\eta_{ij}$  – обобщенные показатели анизотропии:

$$\eta_{ij} = 1 - \frac{15(A' - 1)}{3 + 2A'} \left( \Delta_i + \Delta_j - \Delta_k - \frac{1}{5} \right);$$
<sup>(2)</sup>

A' – параметр анизотропии кристаллической решетки;  $\Delta_i$  – ориентационные факторы кристаллографической ориентировки.

Уравнения связи между главными деформациями и напряжениями с учетом параметров текстуры имеют вид:

$$\varepsilon_{1} = \frac{1}{2} \frac{\varepsilon_{eq}}{\sigma_{eq}} \Big[ \eta_{12} \big( \sigma_{1} - \sigma_{2} \big) + \eta_{31} \big( \sigma_{1} - \sigma_{3} \big) \Big] \text{ IN T.A.}, \tag{3}$$

где  $\varepsilon_{eq}$  – интенсивность деформаций.

На основе полученных зависимостей установлена новая взаимосвязь показателей схем деформированного  $v_{\varepsilon}$  и напряженного  $v_{\sigma}$  состояний, которая в отличие от изотропной среды, где  $v_{\varepsilon} \equiv v_{\sigma}$ , для случая  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$  имеет следующий вид:

$$v_{\varepsilon} = 3 \frac{(\eta_{12} - \eta_{23}) - (\eta_{12} + \eta_{23}) v_{\sigma}}{(\eta_{12} - \eta_{23}) v_{\sigma} - (4\eta_{31} + \eta_{12} + \eta_{23})}.$$
(4)

Установленная взаимосвязь показателей  $v_{\varepsilon}$ ,  $v_{\sigma}$  и  $\eta_{ij}(\Delta_i)$  в виде (4) позволяет моделировать влияние параметров текстуры материалов на характер течения металла при деформировании. Другими словами из формулы (4) следует, что при неизменном напряжённом состоянии ( $v_{\sigma} = const$ ) можно создавать благоприятные условия деформации заготовок путем формирования в них эффективных компонент текстуры.

На основе разработанных теоретических положений проведен анализ влияния параметров текстуры и анизотропии на величину предельной деформации материалов в процессах глубокой вытяжки, обтяжки и гибки (табл. 1), широко применяемых для производства изделий авиационной и ракетно-космической техники.

Процесс	Формула	Примечание
Вытяжка	$K_{np} = \frac{e^{-1.57f} - \frac{S}{2R_M - S}}{1,14\varphi_1 A} + \varphi_1'$ $A = \frac{1}{2}\sqrt{\eta_{31} + \frac{\eta_{12}\eta_{23}}{\eta_{12} + \eta_{23}}} \left[ (\eta_{12} + \eta_{23})^{-\frac{1}{2}} + \left( \eta_{12} + \frac{\eta_{23}\eta_{31}}{\eta_{23} + \eta_{31}} \right)^{-\frac{1}{2}} \right]$	S – толщина заготовки; $R_{M}$ – радиус вытяжной кром- ки матрицы; $\varphi'_{1}$ и $\varphi_{1}$ – константы листово- го материала, связанные с рав- номерным сужением; f – коэффициент трения
Гибка	$\frac{r_{\min}}{S} = \frac{1 - \frac{1}{2} (1 - \psi_{u})^{t}}{(1 - \psi_{u})^{t} - 1}$ $t = -\frac{1}{2} \sqrt{\frac{\eta_{31} + \frac{\eta_{12}\eta_{23}}{\eta_{12} + \eta_{23}}}{\frac{5}{2} - \eta_{12}}}$	$r_{\min}$ — минимально допусти- мый радиус гиба; $\psi_{u}$ — относительное сужение
Обтяжка	$K_{o\delta m}^{np} = 1 + \frac{(\eta_{12} + \eta_{31}) - \eta_{12}m}{\eta_{23}m + \eta_{31}}n$	$m = \sigma_2 / \sigma_1$ – соотношение главных напряжений; n – степенной коэффициент упрочнения

Табл. 1. Формулы для определения предельной деформации материалов

Сформулированы требования к составу компонент текстуры конструкционных материалов в зависимости от схемы их последующего формообразования и формы деталей. В качестве примера в табл. 2 приведен рациональный состав компонент текстуры, обеспечивающий повышение предельного коэффициента вытяжки листов из сплава 3104.

Основные ориентировки	Весовые доли	Ориентационные факторы текстуры			
		$\Delta_1$	$\Delta_2$	$\Delta_3$	
{001}<100>	0,19	0	0	0	
{210}<001>	0,17	0,250	0,314	0,236	
{112}<111>	0,09	0,333	0,250	0,250	
{011}<112>	0,07	0,250	0,333	0,250	
{123}<634>	0,02	0,281	0,278	0,250	

Табл. 2. Рациональный состав компонент текстуры листов из сплава 3104

Таким образом, сформулированные научные основы позволяют спроектировать кристаллографическую ориентацию структуры конструкционных материалов в соответствии с требованиями интенсификации процессов пластического деформирования заготовок и повышения эксплуатационных характеристик изделий, которую затем требуется реализовать путем согласования режимов прокатки и отжига.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-48-630828 р а.

# ВЛИЯНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРОЕНИЯ СТРУКТУР ТВЕРДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИХ РАЗРУШЕНИЕ

#### Ахмедова Т.Ш., Вяткина А.К., Соколовская Э.А., Кудря А.В.

*НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия,* tanya060592@gmail.com

Как не парадоксально, но для рабочих органов сельскохозяйственных машин актуальна не только проблема их износостойкости, но и преждевременного выхода из строя вследствие разрушения. Риск преждевременного разрушения твёрдых сплавов (наплавок рабочих органов) в значительной мере определяется неоднородностью строения их структур, однако механизмы их разрушения изучены недостаточно полно.

С этой целью в работе исследовались твердые сплавы на основе железа. Неоднородность их структур получила своё отражение в строении изломов (рис. 1).



Рис. 1. Пример типичной структуры твердых сплавов (а) и их изломов (б)

Однако то обстоятельство, что строение структур твёрдых сплавов получило прямое отражение в морфологии изломов определяет, с одной стороны практический интерес к изучению механизмов разрушения разнородных структур, а с другой, подтверждает необходимость измерения их неоднородности.

Количественная оценка геометрии изображений структур включала в себя измерения геометрических параметров изображений (площадь, периметр, анизотропия, преимущественная ориентировка на плоскости шлифа, плотность и объемная доля) и их статистическую обработку.

При сопоставлении выборок результатов измерений строения структур твёрдых сплавов следует иметь в виду, что распределение значений параметров их геометрии (например, анизотропии белой составляющей на бинаризированном изображении) имеет ярко выраженный асимметричный характер. Следовательно, использование средних значений для сравнения различных выборок не всегда оправдано. В этой связи для сравнения различных выборок не всегда оправдано. В этой связи для сравнения согласия Колмогорова–Смирнова [1]. С использованием данного критерия показано, что при визуальном сходстве вида гистограмм они могут различаются значимо, что указывает на различие природы исследуемых объектов.

При помощи компьютеризированных процедур в изломах были выделены фрагменты квазивязкой составляющей (так называемые «мосты») – вязкие перемычки, разделяющие участки хрупкого разрушения в изломе, фактор, повышающий сопротивляемость разрушению твердых сплавов [2]. Объемная доля «мостов» характеризует уровень сопротивляемости твердого сплава разрушению. Было показано, что объемная доля элементов структуры и объемная доля «мостов» взаимосвязаны (коэффициент корреляции 0,6) (рис. 2).



Рис. 2. Взаимосвязь параметров структуры (объемной доли элементов) с морфологией изломов (объемной долей «мостов») твердых сплавов

Это означает, что сопротивляемость твердых сплавов преждевременному разрушению зависит от морфологии их структур.

В работе показано, что образующиеся на крупных мезочастицах упрочняющей фазы (карбиды, дендриты) с высоким уровнем анизотропии их геометрии (в диапазоне от 5 до 17) или мезоскоплениях мелких частиц, определяют образование очагов хрупкой трещины. При последующем перераспределении напряжений в процесс разрушения вовлекаются дисперсные частицы микромасштабов и интенсифицируются процессы деформации относительно вязких прослоек между частицами.

Таким образом, различия в морфологии структур твёрдых сплавов играют существенную роль в разрушении твёрдых сплавов, что принципиально важно учитывать при разработке новых составов твердых сплавов с повышенной износостойкостью и сопротивляемостью хрупкому разрушению.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках Соглашения № 14.578.21.0129 о предоставлении субсидии для финансового обеспечения (возмещения) затрат, связанных с выполнением ПНИЭР по теме: «Разработка импортозамещающих твердых сплавов с повышенными износными и технологическими характеристиками для упрочнения быстроизнашиваемых деталей сельхозмашин, эксплуатирующихся в абразивной среде». Уникальный идентификатор ПНИЭР RFMEFI57815X0129.

- 1. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. Использование компьютеризированных процедур для оценки неоднородности структур твёрдых сплавов // Металлург. 2016. №12. С. 77-80.
- 2. Штремель М.А. Эффективность мостов // Физика металлов и металловедение. 2007. т.103. №4. с. 353-363.

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

#### Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В.

#### Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия Makarov@phy.asu.ru

**Введение.** Накопление деформации в алюминиево-магниевых сплавах в условиях нагружения при высоких температурах осуществляется двояким образом: монотонным путем и немонотонным, когда на зависимости наблюдаются макроскопические деформационные скачки [1]. Эти особенности деформационного поведения коррелируют с акустической эмиссией, сопровождающей процесс накопления деформации при высоких температурах: монотонное накопление деформации сопровождается низкоамплитудной акустической эмиссией; скачкообразное накопление деформации характеризуется высокоамплитудными единичными сигналами акустической эмиссии.

Эффект прерывистой текучести в алюминиево-магниевых сплавах при механическом нагружении представляет собой процесс формирования полос деформации, являющиеся областями локализации пластической деформации [2]. Каждый акт прерывистой текучести связан с появлением одной полосы деформации [3]. Прерывистая текучесть сопровождается импульсами акустической эмиссии, коррелирующие с появлением полос деформации, то есть каждому скачку напряжений соответствует импульс акустической эмиссии [3,4].

Например, накопление деформации в алюминиево-магниевом сплаве при нагреве до 550  $^{0}$ С и действии постоянной нагрузки 120 МПа осуществляется монотонным путем до критической температуры, а затем, а в области высоких температур – квазискачкообразный характер накопления деформации представляет собой последовательность макроскопических деформационных актов, перемежающихся участками с монотонным накоплением деформации. Согласно нашим работам [5] при критической температуре 450  $^{0}$ С осуществляется смена механизма накопления деформации. В области низких температур монотонное накопление деформации контролируется преимущественно термически активируемым переползанием дислокаций, в высокотемпературной области накопление деформации контролируется преимущественно зернограничными процессами генерации полных решеточных дислокаций границами зерен [6].

Дискретный характер спектральной плотности сигналов акустической эмиссии свидетельствует, что система образец-волновод представляет собой резонансную систему, состоящую из резонаторов, распределяющих колебательную энергию акустической эмиссии по выделенным спектральным диапазонам (рис. 1a,  $\delta$ ). Колебательная энергия акустической эмиссии может накапливаться на резонаторах (резонансных объемов) системы образец-волновод путем формирования стоячих сдвиговых (диапазон 1, рис.  $1\delta$ ) и продольных (диапазон 2, рис.  $1\delta$ ) акустических волн.

В области низких температур с низкой скоростью накопления деформации  $(v = 0,03 \ \% c^{-1})$  спектральная плотность сигналов акустической эмиссии в диапазонах 40– 50 и 80–95 кГц близка к уровню шума (рис. 1*a*). Очевидно, что спектральная линия с амплитудой 2·10<sup>4</sup> усл. ед. на частоте 35,4 кГц соответствует резонансному колебанию, не связанному с деформационными процессами, а представляет собой шум измерительного тракта. Характерной особенностью спектра сигналов акустической эмиссии, полученного на высокотемпературном квазискачкообразном высокоскоростном (скорость около 0,2 % c<sup>-1</sup>) участке накопления деформации, является наличие высокоинтенсивных спектральных линий в частотных диапазонах около 40–50 (диапазон 1) и 85–95 (диапазон 2) кГц, амплитуды которых на порядки величины превосходят амплитуды спектральных линий при монотонном накоплении деформации (рис. 16).



**Рис. 1.** Мощность спектральной плотности акустической эмиссии для двух участков накопления деформации в области 2, отличающиеся скоростью накопления деформации *v*:  $a - v = 0.03 \text{ c}^{-1}$ ,  $\delta - v = 0.20 \text{ c}^{-1}$ .

В кристаллической среде колебания стоячей волны активируют элементарные деформационные сдвиги в некотором объеме, связанным с длиной стоячей волны, определяющей макроскопический масштаб корреляции. В то же время коррелированные деформационные сдвиги генерируют акустические сигналы, отвечающие условию когерентности, в результате интерференции которых формируется единичный акустический сигнал аномально высокой амплитуды [7].

- 1. Макаров С.В., Лысиков М.В. Накопление деформации в алюминиево-магниевом сплаве в условиях деформационного структурного перехода // Известия АлтГУ. – 2017. – №1.
- Криштал М.М. Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести // ФММ. – 1993. – Т.75, №5.
- 3. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. Взаимосвязь макролокализации деформации, прерывистой текучести и особенностей акустической эмиссии при деформировании алюминиево-магниевых сплавов // ФММ. 1996. Т.81, № 1.
- 4. Криштал М.М., Мерсон Д.Л. Влияние геометрических параметров образца на механические свойства и акустическую эмиссию при прерывистой текучести в Al-Mg сплавах // ΦMM. 1991. № 10.
- 5. Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В., Колубаев Е.А. Накопление деформации и акустическая эмиссия в условиях термомеханического нагружения алюминиевого-магниевого сплава // Известия АлтГУ, 2015, №2.
- 6. Гудкин М.Ю., Овидько И.А., Скиба Н.В. Зернограничное скольжение и эмиссия решеточных дислокаций в нанокристаллических материалах при сверхпластической деформации // ФТТ. 2005. Т.47, № 9.
- 7. Макаров, С.В. Макроскопическая корреляция элементарных деформационных актов в слабоустойчивом состоянии кристаллической решетки ГЦК металлов / С.В. Макаров, В.А. Плотников, А.И. Потекаев // Известия вузов. Физика. – 2014. – Т.57. – № 4.

# СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА Mg–5.8Zn–0.65Zr ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

# Нугманов Д.Р.<sup>1</sup>, Маркушев М.В.<sup>1</sup>, Ситдиков О.Ш.<sup>1</sup>, Виноградов А.Ю.<sup>2</sup>

 Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ
 <sup>2</sup>Департамент механики и промышленной инженерии, Норвежский университет науки и технологий - NTNU, 7491 Трондхейм, Норвегия.

mvmark@imsp.ru

Горячепрессованный пруток сплава MA14 был подвергнут интенсивной пластической деформации (ИПД) до истинных степеней ~9 в области температур горячей деформаций. Схема обработки включала комбинацию двухстадийной всесторонней изотермической ковки при 400 и 300 °C и последующей прокатки при 300 °C.

Исследовали эволюцию структуры, текстуры и механических свойств сплава на различных этапах обработки. Установлено, что ИПД приводила к значительному повышению однородности исходной частично рекристаллизованной структуры вследствие формирования равноосных субзерен и зерен диаметром до ~1.5 и 2.5 мкм, соответственно. При этом исходная аксиальная текстура трансформировалась в процессе ковки в слабую пирамидальную текстуру, а затем, при прокатке - в типичную для нее базисную текстуру. Помимо формирования (ультра)мелкозернистой структуры при ИПД происходили значительные изменения морфологии избыточных фаз. Последние измельчались и приобретали все более равномерное распределение в объеме заготовки в процессе ее обработки. В результате обнаруженных структурных изменений устранялась сильная анизотропия предела текучести, присущая промышленному полуфабрикату, на фоне заметного повышения пластичности сплава.

Обсуждена природа процессов трансформации микроструктуры, в том числе, измельчения зерен, а также взаимосвязь параметров зеренной структуры, вторых фаз, текстуры и механических свойств сплава.

# ВЛИЯНИЕ НИЗКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА Ті–Hf–Ni–Cu

Беляев С.П. <sup>1,2</sup>, Рубаник В.В. <sup>3,4</sup>, Реснина Н.Н. <sup>1,2</sup>, Рубаник В.В. мл. <sup>3,4</sup>, Шеляков А.В. <sup>5</sup>, Непомнящая В.В. <sup>3,4</sup>.

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский государственный университет, г. Санкт-Петербург <sup>2</sup> Петербургский институт ядерной физики им Б.П. Константинова НИЦ Курчатовский институт, Гатчина <sup>3</sup>Витебский государственный технологический университет, г. Витебск <sup>4</sup>Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск <sup>5</sup>Московский инженерно-физический институт, г. Москва <u>niapomniashchaya@mail.ru</u>

Целью данной работы было изучение влияния механоактивации на структуру и свойства аморфного сплава на основе Ti–Hf–Ni–Cu. Аморфные сплавы были приготовлены из сверхчистых металлов с шестикратной переплавкой в дуговой печи в атмосфере аргона. Полученные слитки расплавлялись в кварцевом тигле в атмосфере гелия и экструди-

ровались через узкое сопло в тигле на поверхность быстровращающегося медного диска. Скорость охлаждения при закалке составляла 10<sup>6</sup> К/с. Тонкие ленты имели толщину 40 мкм и ширину 1,5 – 2 мм. Для исследований были выбраны аморфные ленты на основе Ti–Hf–Ni–Cu. Состав лент приведен в таблице 1.

Содержание элементов в ат.%							
Ti Ni Hf Cu							
40,7 44,8 9,5 5							

Таблица 1. Химический состав аморфной ленты

Низкочастотную механоактивацию аморфного сплава осуществляли, нагружая образец повторяющимися циклами «растяжение–сжатие» с частотой 20 Гц в течение 10 минут с амплитудой 1 и 4 мкм. Такое воздействие проводили при температурах 25, 200 и 450 °C [1].

Исследования кинетики кристаллизации аморфных образцов и мартенситные превращения в закристаллизованных образцах проводили в камере дифференциально сканирующего калориметра Mettler Toledo 822e. Образцы массой 1–3 мг помещали в камеру ДСК и нагревали в интервале температур 25–550°С постоянной скоростью 10 К/мин, при этом на калориметрических кривых регистрировали пик выделения тепла (рис. 1), по которому определяли температуры и теплоту кристаллизации.



**Рис. 1.** Калориметрические кривые, полученные при нагреве образцов аморфного сплава Ti<sub>40.9</sub>Hf<sub>9.5</sub>Ni<sub>44.6</sub>Cu<sub>5</sub>, подвергнутых механоактивации

Полученные результаты показали, что температурный интервал кристаллизации практически не зависит от того, были ли образцы подвергнуты механоактивации или нет. Изменение параметров механоактивации (частоты, амплитуды, длительности) также не оказывают влияния на температуры кристаллизации.

Для того, чтобы установить могут ли сплавы претерпевать мартенситные переходы, а так же для того, чтобы определить параметры фазовых переходов, образцы после кристаллизации охлаждали и нагревали в интервале температур от 100 до –100 °C. Были получены калориметрические кривые, по которым определены температуры мартенситных пиков и тепловые эффекты, вычисленные как площади под соответствующими калориметрическими пиками. Данные представлены в таблице 2 и на рисунке 2.

Режим механоактивации	М <sub>н</sub> , [°С]	М <sub>к</sub> , [°С]	А <sub>н</sub> , [°С]	А <sub>к</sub> , [°С]	Е <sub>пр</sub> , [Дж/г]	Е <sub>обр</sub> , [Дж/г]
Без обработки	25	22	69	74	22	19,5
<i>T</i> =25°С, х <sub>А</sub> =1 мкм	11	8,5	58	61	20,73	17,88
<i>T</i> =25°С, х <sub>А</sub> =4 мкм	9,7	7,4	56	60	21,25	17,93
<i>T</i> =200°С, х <sub>А</sub> =1 мкм	11,5	9	58,5	62	21,78	18,03
<i>T</i> =200°С, х <sub>А</sub> =4 мкм	17	14	63	67	23,66	17,9
<i>T</i> =450°С, х <sub>А</sub> =1 мкм	9	6	55	60	21,24	17,84
<i>T</i> =450°С, х <sub>А</sub> =4 мкм	9,5	6	55	58	20,94	17

Таблица 2. Влияние низкочастотной механоактивации на параметры мартенситных переходов



**Рис. 2.** Зависимости температур мартенситных превращений от температур режима механоактивации: *a*) при  $x_A=1$  мкм; *б*) при  $x_A=4$  мкм.

Полученные результаты исследования мартенситных превращений в данном сплаве, показали, что после проведения низкочастотной механоактивации происходит смещение температур мартенситных превращений в область более низких температур. Можно предположить, что эти явления связаны с изменением размера зерна кристаллической фазы.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-58-00093-Бел-а Белорусского фонда фундаментальных исследований № Т16Р-203. Работа Шелякова А.В. выполнена в рамках Программы повышения конкурентоспособности НИЯУ МИФИ при поддержке Министерства образования и науки РФ, Договор 02.А03.21.0005.

Беляев, С.П. Влияние механоактивации на изменение электросопротивления аморфного сплава Ti40.7Hf9.5Ni44.8Cu5 / Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. (мл.), Шеляков А.В., Чеканов В.А., Непомнящая В.В. // Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов научно-технический семинар: сборник тезисов, Москва, 25-28 октября 2016 г. – г.Москва НИТУ «МИСиС», 2016 – С. 91.

# СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ЗАВИСИМОСТЕЙ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Чуканов А.Н.<sup>1</sup>, Яковенко А.А.<sup>2</sup>, Леонтьев И.М.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, Тула, Россия, <sup>3</sup> Тульский государственный университет, Тула, Россия, <sup>2</sup>ООО «Металлург – Туламаш», Тула, Россия alexchukanov@yandex.ru

Введение. В анализе явлений несовершенной упругости актуальными остаются измерения температурных и амплитудных зависимостей внутреннего трения (ТЗВТ и АЗВТ) и динамического модуля упругости (ДМУ), основанные на резонансном методе [1,2]. Для указанных измерений авторы разработали и использовали резонансную установку ИДСМ [3,4]. Частотную регулировку акустических параметров и управление блоком терморегуляции в её схеме осуществляли посредством ПК, используя специальное ПО [5]. Обмен информацией периферийных устройств (блок датчиков, звуковод, образец и терморегулятор) с ПК осуществляли при помощи ПО и СОМ-порта, работающего по протоколу RS-232С. Устройство подключалось к ПК через USB посредством адаптера, эмулировавшего виртуальный СОМ-порт в операционной системе. Созданный в системе СОМ-порт, позволял обмениваться данными и управлять периферийными устройствами. Описанный принцип управления процессом измерений зависимостей ВТ и ДМУ не универсален, требует использования специальных драйверов и имеет не высокое качество передачи информации. Использование адаптера, эмулирующего СОМ-порт, требует специальных драйверов от производителя оборудования. При этом качество передачи данных через них оставляет желать лучшего, нередки сбои, потеря данных.

**Цель работы** – разработать для управления измерениями зависимостей ВТ и ДМУ и их спектрального анализа схему, лишенную описанных недостатков.

Метод решения. Предложили осуществлять связь периферийного оборудования описанных резонансных установок с ПК при помощи класса устройств USB HID. Класс USB HID поддерживает множество предопределённых функций. Они позволяют производителям аппаратного обеспечения разрабатывать продукты, соответствующие спецификации USB HID, использовать его с любым программным обеспечением, поддерживающим эти спецификации. Помимо детальных спецификаций классических устройств ввода стандарт HID определяет особый класс устройств (USB HID Consumer Control) без детальных спецификаций. Этот класс представляет нерегламентированный канал связи с периферийными устройствами. Они пользуются теми же стандартными для операционной системы драйверами, что стандартные устройства ввода. Таким образом, для управления измерениями T3BT, T3MУ и проведения их спектрального анализа предложено использовать USB устройство, которое не требует создания и инсталляции специальных драйверов в большинстве распространенных компьютерных операционных систем. USB HID обладает рядом преимуществ перед СОМ-портом. 1) Универсальность. HID-устройства не требуют специальных драйверов и работают по стандартизованной спецификации, широко использующейся в старых и новых системах. 2) Скорость обмена данными. Протокол RS-232C обеспечивает максимальную скорость 115200 бит/с. USB HID скорости в сотни раз больше. При совмещении процесса измерения с анализом получаемой информации (спектральный анализ на базе ДФП [6]), рост объёма данных потребует значительного увеличения скорости их передачи (производительности системы).

Полученные результаты. Провели экспериментальную проверку измерений и спектрального анализа ТЗВТ и ТЗМУ с передачей информации от периферии (блоки измерения и терморегуляции) посредством USB HID. Анализировали образцы конструкционных сталей (20, 08Г2С, 20ГС). Свободные колебания в исследуемых образцах создавали путем возбуждения изгибных колебаний, а также введением калиброванного электромеханического УЗ импульса. При проведении экспериментов контроль постоянства параметров осуществляли многократным повторением измерений акустических характеристик образца (системы) при неизменных условиях измерений. Исследуемый образец подвешивали на подвесах. Приемник (датчик или микрофон со специализированной платой) фиксировал колебания образца, которые передавались посредством USB HID и АЦП в ПЭВМ. Для определения резонансной частоты образца на него подавали широкополосный сигнал, проводили оптимальную его обработку и спектральный анализ с целью выявления максимумов спектра и расчета по ним требуемых параметров ВТ и ДМУ. Зондирующим сигналом был прямоугольный импульс, длина которого соответствовала ширине диапазона спектра, отвечающего наиболее вероятному положению резонансной частоты образца (системы). Из записанного сигнала формировали спектр, который сравнивали с эталонным спектром. Для оценки состояния контролируемого объекта анализировали полный спектр собственных частот с применения компьютерной программы на базе ДФП.

**Выводы.** Измерения ТЗВТ и ТЗМУ на установке, осуществляющей интерфейс периферийных устройств и управляющего ПО посредством USB HID, подтвердили преимущества этих устройств. Высокую универсальность при работе по стандартизованной спецификации в различных системах. Высокую скорость обмена данными, позволяющую без ущерба для качества измерений совмещать их со спектральным анализом на базе ДФП.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по проекту № 11.6682.2017/8.9 и программы УМНИК (договор 10581У/2015).

- 1. Метод внутреннего трения в металловедческих исследованиях: справочник/ М.С. Блантер, Ю. В. Пигузов, Г.М. Ашмарин. М: Металлургия, 1991. 248с.
- МИ 1699-87. Определение и оценка достоверности данных по внутреннему рассеянию энергии (демпфирующей способности) металлов и сплавов // Левин Д.М., Гончаренко И.А., Головин С.А. и др.– М.: Госстандарт.– 1988. – 13 с.
- Яковенко А.А., Зелевинский А.К. Автоматизация измерений внутреннего трения и модуля упругости в оценке поврежденности сталей//ХІІ Межд. научно-техн. Уральская школа-семинар металловедов - молодых ученых: Сб. научн. тр., Екатеринбург: УрФУ, 2011. – С.137.
- 4. Chukanov A.N., Levin D.M., Yakovenko A.A. Use and Prospects for the Internal Friction Method in Assessing the Degradation and Destruction of Iron-Carbon Alloys// Bulletin of the Russian Academy of Sciences. Physics, 2011,Vol. 75, No 10, pp. 1340-1344.
- 5. Зелевинский А.К., Чуканов А.Н., Яковенко А.А. Программа управления процессом измерения внутреннего трения и модуля упругости// Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ.– Роспатент, № 2012613659.
- 6. Баскаков С.И. Радиотехнические цепи и сигналы /Изд. третье, перераб. и доп. М.: Высшая школа, 2000. 462с.

# ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЗОНЫ В ОКРЕСТНОСТЯХ ГАЗОНАПОЛНЕННЫХ ПОР РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ В СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОЙ СТРЕСС-КОРРОЗИИ

Чуканов А.Н.<sup>1</sup>, Терешин В.А.<sup>1</sup>, Гвоздев А.Е.<sup>1</sup>, Сергеев А.Н.<sup>1</sup>, Яковенко А.А.<sup>2</sup>, Хонелидзе Д.М.<sup>1</sup>, Леонтьев И.М.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Тульский государственный педагогический университет им. Л.Н. Толстого, Тула, Россия, <sup>3</sup>, Тульский государственный университет, Тула, Россия <sup>2</sup> ООО «Металлург-Туламаш», Тула, Россия, <u>alexchukanov@yandex.ru</u>

**Введение.** Исчерпание аккомодационных возможностей у концентраторов в сталях ведет к релаксации напряжений путем пластической деформации или образования свободных поверхностей (трещинообразованию) [1]. Пластические зоны определяют траектории растущих трещин. В условиях электролитической водородной стресс-коррозии концентраторами в низколегированных конструкционных сталях являются газонаполненные поры. Экспериментально и термодинамически в них выявили низкотемпературное обезуглероживание с накоплением метана в порах [2,3]. Напряжения в их окрестностях растут с увеличением внешней нагрузки и внутреннего давления газов (водород, метан) [4].

**Цель работы** – описание условий формирования пластических зон в окрестностях газонаполненных пор, формирующихся при комнатной температуре в конструкционных низколегированных сталях в ходе электролитической водородной стресс-коррозии.

Материалы и методика. Расчеты вели на основе результатов испытаний на длительную прочность образцов сталей Ст 5, 20, 18ГС, 35ГС в ходе электролитического наводороживания (j = 3...60 A/м<sup>2</sup>, различной поляризации) в условиях растягивающих нагрузок 0,6...0,86<sub>в</sub>. Стремились получить решение, обладающее относительной простотой (для инженерных расчетов) математического аппарата и соответствующее математическим образам реальных объектов (морфологии пор в сталях). Этому отвечали полости в виде сферы и сферической (двояковыпуклой) линзы, которые наблюдают у поверхности и в объёме промышленных сталей в условиях электролитической водородной стресс-коррозии [1–4]. Использовали оценку поля напряжений у сферической поры, выполненную в [5]. Методика решения относилась к аппарату теории функций комплексных переменных [6]. В работе использовали моделирование функций, описывающих распределение напряжений около пор, на основе аналогии с полем скоростей идеальной жидкости. Это функции σ<sub>zz</sub>, σ<sub>zo</sub>, σ<sub>op</sub>, (z и ρ – координаты в цилиндрической системе с началом в центре поры). Решаемая задача аналогична описанию потенциального обтекания идеальной жидкостью поверхности твёрдого тела. Вместо силы в ней фигурирует скорость частицы жидкости. Её вектор на поверхности тела направлен по касательной к ней.

**Результаты экспериментов и их анализ. Часть 1.** Описали релаксацию напряжений и образование пластических зон у сферических пор с наибольшим размером перенапряженной зоны [7]. Для плоского потенциального обтекания использовали функцию потенциала скорости ф и функцию тока ψ, сопряжённые гармонически и связанные соотношениями Коши – Римана [8,9]. Для упруго напряжённого состояния среды, использовали термин «силовая линия» (аналог линии тока). Ввели функции: ф (потенциал) и ψ (аналог функции тока).

Анализ результатов. 1. Использованная аналогия с полем скоростей в идеальной жидкости позволила описать распределение напряжений около сферической полости при выполнении критерия Губера – Мизеса – Генки. 2. Уточнили место зарождения (в направлениях  $45^{\circ}$  и  $135^{\circ}$  к оси z), форму и интенсивность развития зоны пластичности (трещинообразования) в зависимости от соотношения внешнего напряжения и давления газов в поре. Часть 2. Описывали релаксацию напряжений и образование пластических зон у пор в форме двояковыпуклой линзы. Опираясь на решение для сферической поры, определяли траекторию силовой линии (границу пластической зоны) от края линзы. Использовали поэтапную замену поверхностей линзы поверхностями сферических пор различных радиусов. 1. Определяли вид функции  $\rho_m(p)$ . Решали уравнение  $p^2 = \rho_1^2 \left[ 1 - \frac{l^4}{p_1^4} \right]$  (1). Около полости в виде сферы с радиусом  $a = (l^2 + L^2)^{1/2}$  и с центром на расстоянии L силовая линия проходит через точку z=0,  $\rho=\rho_1$ . Определяли параметр « $p^1$ ». Определяли расстояние, на котором пройдёт силовая линия с параметром  $p^{1}$  от полости в виде сферы 1 (при z=0). Рассматривали уравнение (1), в котором p= p<sup>1</sup>,  $\rho_1 - \rho_m$ . 2. Определяли вид функции  $\rho(z)$  с параметрами p,l,L. 3. Использовали гипотезу:  $\rho_b^2 \approx \rho_h^2 + l^2$ , где  $\rho_h$  есть  $\rho_z$  при z = h. С помощью уравнения силовой линии определили функции напряжений  $\sigma_{zz}$  и  $\sigma_{zp}$ :  $\sigma_{zz} =$  $(b/\rho)[(\partial \rho/\partial b)_z]^{-1}, \sigma_{z\rho} = (b/\rho)[(\partial z/\partial b)_\rho]^{-1}$  (2). Для выяснения геометрии пластической зоны, рассматривали главные слагаемые, левой части уравнения Губера – Мизеса. Получили численные решения координат точек траектории зон пластичности.

**Выводы.** Использование аналогии с полем скоростей в идеальной жидкости для выяснения эволюции газонаполненных микрополостей при электролитической водородной стресс-коррозии позволяет описывать пластические зоны около полостей различной формы (сфера, двояковыпуклая линза). Траектории радиальных трещин, наблюдающихся металлографически в исследованных сталях, соответствуют расчетным параметрам зон пластичности. Они являются каналами ускоренной диффузии и провоцируют кольцеобразные трещины вокруг пор. Полученные выражения для оценки размера зоны пластичности (доли площади поверхности поры, охваченной зоной пластичности) могут быть использованы для уточнения параметров кинетики процессов деструкции конструкционных сталей в условиях их электролитической водородной стресс-коррозии.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России по проекту № 11.6682.2017/8.9.

- 1. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Яковенко А.А. // Деформация разрушения материалов и наноматериалов (DFMN-2015).– Сб. матер. VI межд. конф., (11–13.11.2015), Москва, ИМЕТ им. Байкова, С. 364–365. – С. 204 – 206.
- 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. <u>Sergeev</u> N.N., <u>Chukanov</u> A.N., <u>Baranov</u> V.P., <u>Yakovenko</u> A.A. // Metal Science and Heat Treatment. – 2015. – vol.57.– № 1–2.– P. 63–68.
- 4. Чуканов А.Н., Сергеев Н.Н., Тихонова И.В., Яковенко А.А., Леонтьев И.М. // Деформация и разрушение материалов.– 2015.– № 6.– С. 37–42.
- 5. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика. В 10-ти т. Т. VII. Теория упругости. Уч. пособие. М.: Наука, Гл. ред. физматлитературы, 1982, 248 с.
- 6. Свешников А.Г., Тихонов А.Н. Теория функций комплексной переменной. М.: Физматлит, 2010. 336 с.
- 7. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
- 8. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения. М.: Металлургия, 1978. 256 с.
- Надаи А. Пластичность и разрушение твердых тел. Под ред. Г.С. Шапиро. В 2-х томах. М.: Мир, 1969. – 863 с.

### СТРУКТУРА ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni-Mn-Sn ПОСЛЕ ОТЖИГА

#### Калетина Ю. В., Герасимов Е. Г., Гавико В. С.

Институт физики металлов им. М.Н, Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия, <u>kaletina@imp.uran.ru</u>

Ферромагнитные сплавы обладают рядом физических свойств и эффектов, которые позволяет получать принципиально новые материалы перспективные для использования в различных областях современной науки и техники. В настоящее время большое внимание привлекают сплавы Гейслера на основе системы Ni–Mn–Z (Z = In, Sn, Sb). В таких сплавах существуют области концентраций, при которых одновременно наблюдаются магнитное упорядочение и мартенситное превращение.

Целью настоящей работы являлось синтезирование сплавов системы Ni<sub>51-x</sub>Mn<sub>36+x</sub>Sn<sub>13</sub> (0≤x≤4) и изучение их структуры после отжига.

Исследуемые сплавы Ni<sub>51-x</sub>Mn<sub>36+x</sub>Sn<sub>13</sub> ( $0 \le x \le 4$ ) после выплавки подвергали гомогенизирующему отжигу при температуре 1123 К в течение 168 ч с последующей закалкой в воду, после чего проводили структурные исследования и магнитные измерения. Все полученные сплавы после отжига при температуре 1123 К находились в поликристаллическом состоянии. В сплавах Ni<sub>47</sub>Mn<sub>40</sub>Sn<sub>13</sub>, Ni<sub>48</sub>Mn<sub>39</sub>Sn<sub>13</sub>, Ni<sub>49</sub>Mn<sub>38</sub>Sn<sub>13</sub> наблюдали высокотемпературную аустенитную структуру. Средний диаметр зерна составил 0,5–3 мм. Размер кристаллитов незначительно изменялся в зависимости от состава сплавов.

В структуре сплавов Ni<sub>51</sub>Mn<sub>36</sub>Sn<sub>13</sub> и Ni<sub>50</sub>Mn<sub>37</sub>Sn<sub>13</sub> кроме аустенитной фазы присутствуют кристаллы мартенсита. Мартенситный рельеф в сплаве Ni<sub>51</sub>Mn<sub>36</sub>Sn<sub>13</sub> представляет полосы, сформированные из тонких мартенситных кристаллов с параллельными гранями. Мартенситный рельеф в сплаве Ni<sub>50</sub>Mn<sub>37</sub>Sn<sub>13</sub> отличается от рельефа в сплаве Ni<sub>51</sub>Mn<sub>36</sub>Sn<sub>13</sub>. Хорошо видны растущие клиновидные мартенситные кристаллы с заостренными концами,со средней линией, подобной мидрибу в кристаллах мартенсита в сплавах Fe–Ni [1, 2].

Рентгеноструктурный анализ при комнатной температуре показал, что сплавы Ni<sub>51-</sub>  $_x$ Mn<sub>36+x</sub>Sn<sub>13</sub> с  $x \ge 2$  имеют аустенитную кубическую структуру типа L2<sub>1</sub> (пространственная группа  $Fm\bar{3}m$ ) с параметром решетки практически не зависящим от концентрации x. В сплавах с x < 2 при комнатной обнаружена мартенситная фаза с кристаллической структурой, описывающейся в рамках ромбической симметрии (пространственная группа *Pnnm*) с параметрами решетки а = 4.265 Å, b=30.151 Å и c=5.645 Å.

Таким образом, в сплавах системы Ni–Mn–Sn при замещении атомов никеля атомами марганца при комнатной температуре наблюдается переход от однофазной структуры с решеткой L2<sub>1</sub> фазы к двухфазной структуре L2<sub>1</sub>+мартенсит.

Работа выполнена в рамках государственного задания (тема «Структура», № 01201463331) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16–03–00043).

- 1. В.М. Счастливцев, Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина. Мартенситное превращение в магнитном поле. УрО РАН, Екатеринбург, 2007. 322 с.
- 2. Ю.В. Калетина. МиТОМ. 2008. № 9. С.10.

# ФОРМА ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСА ПРИ РАЗРУШЕНИИ ПЬЕЗОКЕРАМИКИ В УСЛОВИЯХ ПОСТОЯННОЙ НАГРУЗКИ

Картунова Е.И.<sup>1</sup>, Жога Л.В.<sup>1</sup>, Бакулин П.А.<sup>1</sup>, Шпейзман В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ВГТУ ИАиС, Волгоград, Россия, jenfet@mail.ru, levjog@mail.ru <sup>2</sup>ФТИ им. А.Ф. Иоффе,С.-Петербург, Россия, <u>shpeizm.v@mail.ioffe.ru</u>

В данной работе изучались импульсы тока [1] при постоянной нагрузке когда пьезоэффект можно не рассматривать. Образцы сегнетокерамики ЦТС толщиной h = 0,71 мм и диаметром d = 20 мм нагружались осесимметричным изгибом [1] Для измерения зависимости тока утечки от времени в образце была использована модернизированная схема Мерца [3].

Результаты предоставлены на рисунке 1.



**Рис.1.** Формы импульсов, возникающих при постоянной нагрузке (E = 1,5MB/м,  $\sigma_1 = 26,36$  МПа) в интервале между 120 и 240с;

Вначале подаётся электрическое поле напряженностью E = 1 ,5 MB/м, которое далее остается постоянным. После выдержки 120 секунд проводилось механическое нагружение (MH)  $\sigma_I = 26,36$  MПa (образец 4) (рис.1), еще через 120секунд – 26,36 МПa до значения  $\sigma_3 = 52,72$  МПa. Значениям  $I_0$  соответствуют максимальные значения тока при включении ЭП для каждого отдельного образца.

Испытания были проведены на двадцати образцах. Обычным, с точки зрения кинетики разрушения, представляется поведение образцов после приложения МН [5]. Образец 4 выдержал 120 секунд после первого нагружения, и после второй ступени нагружения разрушился с задержкой в 12 секунд. Использованная методика испытания позволяет получить информацию об изменениях в структуре образцов, поскольку во время нагружения происходит изменения поляризации, о чем свидетельствует изменения поляризационного тока [6–8]. На рис.1 для образца 4 мы видим (в интервале 120–240с) одномодовые импульсы тока при отсутствии активного механического нагружения. Одномодовые импульсы тока при постоянном МН, как видно из рисунка, имеют вид, отличный от сложных большей длительности, полученных при активном нагружении в моменты 120 или 240с.

Отметим, что в момент (120 или 240 с) активного нагружения образцов можно увидеть не только увеличение тока, т.е. рождение импульса за счет явления пьезоэффекта образца, но и его изменения при постоянной механической нагрузке после прохождения максимального значения нагрузки, при этом скачки тока могли превышать значения его пика при росте МН. Это дает возможность считать его единым сложным импульсом, составленным из нескольких одномодовых, но наложившихся друг на друга. Это показано на врезках рис.1 (*a*) и ( $\delta$ ) вблизи 120с и 240с. Можно также отметить тождественность изменения во времени импульса тока при активном механическом нагружении, если образец не разрушался и развития импульса тока, если происходил процесс разрушения образца при постоянном значении МН.

Ток абсорбции, обусловленный поведением свободных зарядов, дает отрицательный импульс и при разрушении образцов 1, 2 и 4 имеет, примерно, одинаковое значение в относительных единицах (относительно максимального значения тока при включении ЭП).

Следовательно, при постоянной нагрузке возникают одномодовые импульсы тока. При активном нагружении появляются многовершинные импульсы длительность которых достигает десятки секунд в течение которых образец разрушается. Следовательно, можно предположить, что природа импульсов при постоянной нагрузке связана с доменными перестройками доменной и дислокационной структуры, а при активном нагружении с пьезоэффектом и с доменными и дислокационными процессами, приводящими к перестройкам во время процесса разрушения образца.

- 1. Ю.В. Подгорный, К.А. Воротилов, А.С.Сигов // Токи утечки в тонких сегнетоэлектрических пленках ФТТ. – 2012. – Т. 54, В. 5. – С. 859–862
- 2. Коренева В.В.// Исследование разрушения сегнетокерамики при одновременном действии электрического поля и механических напряжений: автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук: 01.04.04 / Коренева Вера Викторовна. Волгоград., 2014. 16 с.
- 3. Merz W.J. Domain Properties in BaTiO<sub>3</sub> [текст] // Phys. Rev., 1952. №88 С. 421–425
- 4. Жога Л.В., Шильников А.В., Шпейзман В.В.//Кинетика разрушения пьезокерамики при одновременном действии механических и электрических полей // Изв. РАН сер. физ. 2003. № 8. Т. 67. С. 1207–1210.
- 5. Лалетин Р. А., Бурханов А. И., Жога Л. В., Шильников А. В., Сигов А. С., Воротилов К. А. // Влияние механических напряжений на диэлектрический отклик тонких сегнетоэлектрических пленок РZT ./Физика твердого тела. 2006. Т. 48, N 6. С. 1109–1110.
- 6. Жога Л. В., Нестеров В. Н., Кочергин И. В.//Абсорбционный ток в нагруженной сегнетокерамике./Физика твердого тела. 2009. Т. 51, Вып. 7. С. 1439–1440.
- 7. Жога Л. В., Дмитрук М. И., Габриэлян А. В., Жога И. Л., Захаров К. А.// Релаксация в поликристаллической сегнетокерамике при одновременном действии механических напряжений и электрического поля./ Известия РАН. Серия физическая. 2011. Т. 75, N 10. С. 1479–1483. –

# СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ НА ИЗГИБ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ті–Al–Me

#### Желтякова И.С., Коржов В.П., Прохоров Д.В., Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия terekhova@issp.ac.ru

Разрабатываемые композиционные материалы на основе системы Ti–Al – Ti–Al–Cr, Ti–Al–Mn, Ti–Al–Mo, Ti–Al–V и др. – характеризуются достаточной удельной прочностью, хорошими антикоррозионными свойствами и значительной жаропрочностью при умеренных (до 800–850°С) температурах.

В данной работе представлены результаты исследований структуры и некоторых механических характеристик (прочность на изгиб, трещиностойкость) слоистых композитов системы Ti–Al–Me. Композит получали чередованием пластин сплава Ti–Me и Al–Si и спекали диффузионной сваркой под давлением в 2 этапа. Первый этап был проведен при 530°C в течение 1 часа и давлении 1,45 МПа, второй – при 1020°C в течение 30 мин и давлении 9 МПа.

Анализ структуры, элементного и фазового анализа проводился на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega II XMU с энергодисперсионным INCA Energy 450 и волнодисперсионным INCA Wave 700 спектрометрами.

Кратковременные испытания проводились на испытательной машине «Инстрон» в режиме изгиба при различных температурах. Испытания образцов на трещиностойкость выполнялись при комнатной температуре в условиях трехточечного изгиба с регистрацией нагрузка – прогиб образца.

Структура полученного композита представлена чередующимися прослойками твердого раствора алюминия в Ti-Me и несколькими интерметаллическими фазами Ti<sub>3</sub>Al, TiAl, TiAl<sub>2</sub>, и TiAl<sub>3</sub>.



**Рис.** 1. *а* – Микроструктура поперечного сечения образца слоистого композита, *б* – зависимость кратковременной прочности от температуры испытаний на 3-х точечный изгиб

По результатам кратковременных испытаний на трехточечный изгиб средние значения предела прочности легированного композита находятся на уровне 950 МПа и 1350 МПа при 20 С и 700 С, соответственно.



**Рис. 2.** *а* – зависимость нагрузка – прогиб образцов при испытаниях на трещиностойкость и *б* – поверхность разрушения образец композита Ti–Al–Me после испытаний на трещиностойкость

Трещиностойкость образцов при приложении нагрузки в направлении, параллельном плоскости слоев, в величинах критического коэффициента интенсивности напряжений  $K^* = (6,93\pm0.69)$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Полученный уровень  $K^*$  указывает, что испытанные материалы по трещиностойкости занимают промежуточное положение между хрупкими керамиками и высокопрочными конструкционными металлическими материалами.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке программы РАН «Наноструктуры»

# ВЫНУЖДЕННЫЕ ИЗГИБНЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТЕРЖНЕЙ ИЗ СЛОИСТОГО МОЛИБДЕНА

# Кийко В.М.<sup>1</sup>, Коржов В.П.<sup>1</sup>, Хвостунков К.А.<sup>2</sup>

# <sup>1</sup>Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия <sup>2</sup>Московский государственный университет, г. Москва, Россия kiiko@issp.ac.ru

В работе получены амплитудно-частотные характеристики (АЧХ) вынужденных поперечных колебаний стержней прямоугольного поперечного сечения, вырезанных из слоистых пластин композитных материалов, изготовленных из пакетов плоских молибденовых фольг горячим прессованием под давлением в вакууме [1]. Структура материалов формировалась при различных температурах в диапазоне 800 – 1300°С при давлении 8 МПа в течение 1 часа. Это позволяло изменением одного технологического параметра управлять прочностью границ раздела между фольгами. Вариации прочности границ должна обеспечить различные характеристики затухания колебаний образцов, а также разную скорость накопления повреждений в материале в процессе колебаний консольно закрепленных на вибростенде образцов [2, 3]. На рис. 1 в качестве примера приведена АЧХ одного из образцов, а в подписи к рисунку – результаты обработки полученной зависимости.



**Рис. 1.** АЧХ вынужденных поперечных колебаний образца из слоистого молибдена, изготовленного в режиме $1200^{\circ}$ С – 8 МПа – 1ч; добротность колебательной системы – 25, коэффициент затухания –  $40 \cdot 10^{-3}$ , логарифмический декремент колебаний  $130 \cdot 10^{-3}$ 

Получаемые таким образом результаты являются не только самостоятельными характеристиками материалов, но могут служить и основой для построения экспериментально – расчетных моделей, описывающих поведение материалов под нагрузкой.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-08-01739 А).

- 1. Коржов В.П., Карпов М.И., Кийко В.М. Многослойный композит на основе никеля, армированный интерметаллидными слоями. Физика и техника высоких давлений, 2010, т. 20, 4, 101-108.
- 2. Вибрационный электродинамический стенд ВЭДС-10А. Союзточмашприбор, 1973.
- Кийко В.М. Экспериментальное определение характеристик затухания поперечных колебаний балок. LVIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», 16-19 мая 2017 г., Пермь, Россия, Сборник тезисов, стр. 193.

# КОМПОЗИТНЫЕ ВОЛОКНА ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ

#### Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т.

### Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия <u>kiiko@issp.ac.ru</u>

Необходимость повышения рабочих температур тепловых машин приводит к необходимости использования в конструкционных материалах компонентов прочных с высоким сопротивлением ползучести, но, как правило, хрупких. Для повышения трещиностойкости такого типа материалов предлагается использовать композиты с оксидными или интерметаллидными матрицами, армированными волокнами, в состав которых входят соединения, обеспечивающие нехрупкое, «квазипластичное», поведение под нагрузкой материала в целом. К таким соединениям относится гексаалюминат кальция, имеющий «слабые» плоскости в кристаллической структуре, способные препятствовать распространению трещин.

В качестве примера практического шага в реализации этой задачи на рис. 1 показаны волокна, предназначенные для армирования хрупких матриц, полученные методом внутренней кристаллизации [1], используя расплав смеси оксидов алюминия и кальция. Светлые полосы (рис. 1б), судя по результатам рентгеноструктурного микроанализа и диаграмме состояния системы CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, содержат гексаалюминат кальция, а темные – оксид алюминия.



**Рис. 1.** *а* – общий вид волокон, *б* – поперечные сечения волокон (темные области – оксид алюминия, светлые – кальций содержащие), *в* – результаты испытаний партии волокон на изгиб при комнатной температуре, *г* – поверхность излома волокна

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 A).

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов. 1991, № 5, с. 898-908.

# УСЛОВИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕИСТОЙ И МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА БЕРИЛЛИЯ

Папиров И.И.<sup>1</sup>, Николаенко А.А.<sup>1</sup>, Тузов Ю.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Харьковский физико-технический институт НАН Украины, Харьков <sup>2</sup>Высокотехнологичный Научно-исследовательский Институт Неорганических Материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва, Россия <u>nikolaenko@kipt.kharkov.ua</u>

Ячеистые и ультрамелкозернистые структуры, образующиеся в результате интенсивной пластической деформации металлов, способствуют одновременному повышению прочностных и пластических характеристик, а также снижению температуры перехода в хрупкое состояние. Закономерности образования и роль ячеистой структуры описаны в обзорных работах [1,2]. Образование ячеистых структур при деформации бериллия имеет ряд существенных особенностей:

- 1. При температурах деформации вплоть до рекристализационных (~700 <sup>0</sup>C) плотность дислокаций в ячейках возрастает со степенью обжатия.
- 2. Оптимальная температура образования ячеистой структуры у бериллия находится выше температуры рекристализации и составляет 0.7 *T*<sub>пл</sub>.
- 3. Критический уровень разориентации ячеек, при котором стенки ячеек начинают играть роль границ зерен, оцененный из соотношения  $\theta = 8(1 v^2)$ , у бериллия равен  $8^0$ .
- 4. Отжиг деформированного бериллия сопровождается ростом ячеек, что приводит к снижению величины T<sub>x</sub>, вследствие снижения плотности дислокаций внутри ячеек и увеличения угла разориентации между ними.
- 5. Понижение температуры деформации ведет к ухудшению пластичности (и часто к расслоению заготовок).
- 6. Средний размер ячеек *d* зависит от температуры деформации бериллия и подчиняется эмпирическому соотношению  $d = Ae^{\alpha T}$ , где *A* и  $\alpha$  постоянные, зависящие от состояния примесей, вида и условий деформации.
- 7. Характер ячеистой структуры бериллия определяет степенью деформации. С увеличением степени деформации величина *d* уменьшается, а угол разориентации  $\theta$  возрастает. Однако, с ростом обжатия плотность дислокаций внутри ячеек не снижается; ячеистая структура начинает формироваться при относительно небольших степенях деформации  $\varepsilon$  (~ 20-30%), а при малых обжатиях при  $T \sim T_{\text{рек}}$  характерно образование полигонов вытянутых субзерен с малыми разориентациями ( $\theta \leq 1^0$ ).

Таким образом, реализация в бериллии ячеистой структуры является эффективным способом улучшения его прочностных и пластических характеристик. Такая ячеистая структура может быть получена в процессе последеформационного отжига. Трудности измельчения зерна в литом бериллии путем обработки давлением с последующей рекристализацией связаны с его низкой деформируемостью при температурах до 400–500 <sup>о</sup>C. Чтобы преодолеть эти трудности нами был предложен метод программированной разнонаправленной деформации литого бериллия. Идея заключается в том, что после предварительной высокотемпературной обработки давлением, необходимой для устранения исходной крупнозернистой структуры, слиток подвергают деформации по программе, предусматривающей непрерывное увеличение степени деформации при одновременном снижении температуры. Так как с уменьшением величины зерна пластичность непрерывно возрастает, то условия последующей деформации могут быть все более жесткими. Для того чтобы деформация была однородной, а текстура минимальной, заготовку следует деформировать каждый раз в другом направлении. Для получения ультрамелкозернистого бериллия было использовано два вида обработки:

1 – осадка цилиндрической заготовки попеременно вдоль образующей и в радиальных направлениях;

2 - чередование осадки и выдавливания при постепенно понижающихся температурах.

После программированной интенсивной деформации и окончательной термообработки средний размер зерна в заготовке достигал 10 мкм, прочность – 565 МПа, пластичность –7,5% при комнатной температуре и более 200% при 650 °C.

- 1. Папиров И.И., Тихинский Г.Ф., Пластическая деформация бериллия, Атомиздат, М., 1973.
- 2. Корниенко Л.А., Николаенко А.А., Папиров И.И., и др., Атлас структур бериллия, ОИЯИ, Дубна, 2009, 209 с.

# ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА ЛОКАЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ГРАНИЦ ЗЕРЕН МАРТЕНСИТОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

# Мишин В. М.\*, Филиппов Г. А.\*\*

\* ФГАОУ ВПО Северо-Кавказский федеральный университет, Пятигорск \*\* ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», ИКС, Москва Россия, mishinym@yandex.ru

Границы исходных аустенитных зерен сталей содержащих мартенсит имеют ослабленные структурные зоны [1]. Снижение локальной прочности границ зерен осуществляется за счет следующих процессов: 1) образование областей объемного растяжения на границе – источников «пиковых» остаточных внутренних микронапряжений; 2) образование зернограничных сегрегаций охрупчивающих примесей фосфора, сурьмы, олова и др.; 3) накопление водорода в областях объемного растяжения [1]. Следствием воздействия этих причин реализуется интеркристаллитное разрушение [1,2]. Его наиболее опасным проявлением является замедленное хрупкое разрушение (ЗХР), при котором зарождение микротрещины и последующий ее рост до разрушения происходят в процессе выдержки образца (детали) под постоянной нагрузкой [2,3]. Поэтому актуальным является изучение количественного влияния выше указанных факторов на локальную прочность границ зерен сталей.

Целью работы являлось установление количественного влияния микроструктурных факторов: остаточных микронапряжений, сегрегаций охрупчивающих примесей и водорода на локальную прочность границ зерен сталей содержащих мартенсит.

#### Материал и методика исследования

Для исследований использовали стали различных классов, в которых образование мартенсита проходило разными путем (табл.1).

Сталь	Термообработка
Мартенситная 18Х2Н4ВА	1000°С, 20 мин, зак. в воде
Аустенитно-мартенситная 50Н7Х6, 50Х8Н5	1100°С, масло, холодная деформация
Мартенситностареющая Н18М2Т2	1000°С, масло, старение 3 ч, 425°С.

Таблица 1. Исследуемые стали и термообработка

Для вскрытия границ зерен (интеркристаллитного зарождения и развития трещины) применяли испытания на замедленное разрушение надрезанных образцов (Шарпи) сосредоточенным изгибом [1]. Локальную прочность границ зерен в стали оценивали уровнем растягивающих напряжений  $\sigma_{11max}$  в зоне локального разрушения перед надрезом, которые рассчитывали по экспериментальным результатам методом конечных элементов (МКЭ) [1,5].

# Снижение локальной прочности границ зерен мартенситной стали остаточными микронапряжениями, примесями и водородом

Влияние остаточных внутренних микронапряжений, сегрегаций примеси фосфора и электролитического наводороживания на процесс локального охрупчивания границ зерен изучали на конструкционной легированной стали 18Х2Н4ВА.

Показано, что локальная прочность границ зерен в мартенситной стали (18Х2Н4ВА) (оцениваемая величиной порогового локального напряжения) зависит от их структурного состояния, а в случае водородного охрупчивания и от концентрации водорода в зоне зарождения трещины [1, 5]. Установлено, что снижение локальной прочности границ исходных аустенитных зерен закаленной стали примесями фосфора, сурьмы и олова связано с образованием их сегрегаций на границах зёрен и локализацией на них остаточных внутренних микронапряжений. В наибольшей степени локальную прочность границ зерен снижают сегрегации фосфора, остаточные внутренние микронапряжения, концентрация водорода в водородных ловушках в вершинах мартенситных кристаллов, выходящих на границы исходных аустенитных зерен [1-4].

# Повышение локальной прочности границ зерен аустенитно-мартенситной стали в результате холодной деформации мартенсита

Изменение уровней локальной прочности границ зерен в аустенитно-мартенситных сталях в двухфазном состоянии до и после холодной пластической деформации изучали на сталях 50Х6Н7 и 50Х8Н5. Проводили испытания на ЗХР двух партий образцов, имеющих примерно одинаковое общее содержание мартенсита (75%), но полученное разными способами: 1) охлаждение при –50°С, содержание мартенсита 75% и 2) закалка + холодная прокатка на 27%, содержание мартенсита 75%. Установлено, что сталь в двухфазном состоянии после холодной пластической деформации имеет более высокий уровень порогового  $\sigma_{11max}$ , которое соответствует локальной прочности границ зерен.

Установлено, что повышение локальной прочности границ зерен аустенитомартенситных сталей в двухфазном состоянии после холодной пластической деформации связано с релаксацией остаточных внутренних микронапряжений, локализованных на границах зёрен, в ходе микропластической деформации в процессе холодной прокатки.

# Снижение локальной прочности границ зерен мартенситностареющей стали за счет процессов на межфазных границах интерметаллид – матрица

Влияние старения на процесс локального охрупчивания границ зерен при замедленном разрушении при наводороживании и без наводороживания рассматривали на модельной мартенситностареющей стали H18M2T2 [1].

Количественно показано, что снижение локальной прочности границ зёрен мартенситностареющей стали (H18M2T2) происходит за счёт локализации остаточных внутренних микронапряжений на межфазных когерентных границах интерметаллид – матрица и их обогащением примесными атомами, понижающими межзёренную связь. Насыщение границ зерен водородом в значительной степени снижает их прочность.

- 1. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Физика замедленного разрушения сталей Монография / Мин.-Воды: Полиграфпром, 2013. – 455 с.
- Sarrak V.I., Mishin V.M. Delayed failure of steels // Materials Science. 1992. V. 28. № 5. P. 419–420.
- Баранов В.П. Определение длительности стадии субкритического роста трещин при замедленном разрушении высокопрочных сталей // Известия Тульского государственного университета. Серия Физика. – Тула: ТулГУ. 2005. Вып. 5. С. 205–210.
- 4. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Кинетическая модель замедленного разрушения закаленной стали. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2008. № 3. С.28–33.
- 5. Мишин В.М., Филиппов Г.А. Критерий и физико-механическая характеристика сопротивления стали замедленному разрушению // Деформация и разрушение материалов. 2007. № 3. С. 37-42.

# КОМПОЗИТНЫЕ БРОНЗЫ, АРМИРОВАННЫЕ ДЕНДРИТАМИ ИЗ МАРТЕНСИТНЫХ, АУСТЕНИТНЫХ ИЛИ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ

Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Илюшин В.В.

Уральский государственный лесотехнический университет, г. Екатеринбург, Россия, <u>pba-nn@yandex.ru</u>

Бронзы, предназначенные для использования в узлах трения-скольжения, например, БрО10 имеют низкие технологические свойства: низкая пластичность, не деформируются в горячем состоянии, не свариваются, что обусловлено присутствием в них хрупких интерметаллидов типа Cu<sub>3</sub>Sn.

В связи с этим нами предложена бронза БрЖНА 12-7-1, в которой интерметаллиды «заменены», например, стальными дендритами состава 03H15Ю1, представляющие собой мартенситно-стареющую сталь. Предыдущие исследования показали перспективность данных исследований [1-4] и, особенно для сварки и восстановительной наплавки.

Слитки экспериментальных бронз были изготовлены путем сплавления чистых шихтовых материалов в печи Таммана в восстановительной среде окиси углерода в алундовых тиглях. Слитки-стержни диаметром 7 мм были изготовлены из бронз, полученных путем вакуумного всасывания расплава в кварцевые трубки диаметром 7 мм, длиной 800 мм.

На рисунке представлена морфология структуры бронзы БрЖНА 12-7-1, изготовленная разными способами: слиток кристаллизовался со скоростью 15 °С/мин (*a*), а при формировании отливки вакуумным всасыванием скорость кристаллизации составляла не менее 700 °С/сек (*в*).



**Рис.** Структура бронзы БрЖНА 12-7-1: *а* – отливка, *б* – строение дендрита, *в* – стержневая отливка Ø 7 мм

Механические свойства нескольких экспериментальных бронз представлены в таблице 1.

Коэффициент трения у данных бронз одинаков, а интенсивность изнашивания бронзы БрЖНХА 12-7-5-1 армированной нержавеющими ферритными дендритами на порядок выше, чем у широко применяемой бронзы БрО10 (см. табл. 2).

N⁰	Состав бронз,		Состав	Механические свойства			
	способ получения		стальных дендритов	σ <sub>0,2</sub> , МПа	σ <sub>в</sub> , МПа	ψ, %	δ, %
1	БрО10	слиток, 3 кг		170	215	12	≤ 5
2	БрЖНХА 12-7-5-1	слиток, 3 кг	Х22Н12Ю феррит	173	242	10	9
2	БрЖНА	слиток, 3 кг	Н15Ю	170	364	43	38
3	5 12-7-1 вак.отливка, Ø7мм		мартенсит	220	295	38	16
1	БрЖНОА	слиток, 3 кг	Н28Ю	246	336	10	2
4	12-7-2-1	вак.отливка, Ø7мм	мартенсит	208	220	18	7

Таблица 1. Механические свойства композитных бронз

Таблица 2. Трибологические свойства экспериментальных бронз

	БрО10	БрЖНА 12-7-1 слиток	БрЖНА 12-7-1 вак.отливка	БрЖНХА 12-7-5-1
$f_{ ext{tp}}$	0,016	0,019	0,017	0,013
<i>I</i> , мкм/км	0,025	0,045	0,002	0,001

Примечание: коэффициент трения ( $f_{\rm rp}$ ) определен при скорости скольжения 3,3 м/с и давлении 3 МПа, а износостойкость (I) – на базе 100 км.

Выполненное исследование показало, что экспериментальная композитная бронза БрЖНА 12-7-1 вполне может быть прототипом промышленной бронзы и, в первую очередь, предназначенную для наплавки, сварки изделий и узлов, работающих в условиях трения-скольжения. Отсутствие в ней интерметаллидов группы В и олова обеспечивает ей повышенный уровень механических, технологических и служебных свойств.

- 1. B. Potekhin, A. Hernández, A. Khristolyubov V. Ilushin Formación de la estructura y propiedades de los bronces Fe-Ni-Al // CIM 2011 VI Congreso Internacional del Materiales. 27-30 Noviembre de 2011, Bogotá D.C., Colombia.
- 2. Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Жиляков А.Ю., Илюшин В.В. Особенности формирования структуры композитных бронз, армированных стальными дендритами // Вопросы материаловедения. 2013. № 4 )76). С 43-49.
- 3. Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Жиляков А.Ю. Структурные особенности наплавленных композитных бронз типа БрЖНКА 18-8-2-1 // Вопросы материаловедения. 2014, № 4 (80).
- 4. Потехин Б.А., Илюшин В.В., Христолюбов А.С., Жиляков А.Ю. Формирования структуры композитных бронз, армированных стальными дендритами // Физика металлов и металловедение. 2014. Том 115. № 4. С. 442-448.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, МОДИФИЦИРОВАННОГО НАНОПОРОШКОВЫМИ ЛИГАТУРАМИ

#### Иванова А.Н., Иванова Е.В., Агафонова В.О.

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, <u>a.n.ivanova95@mail.ru</u>, <u>elena1994ivanova@mail.ru</u>, <u>v.fonoff@yandex.ru</u>

Неотъемлемой частью современного технического развития является внедрение новых высокоэффективных материалов и технологий их получения. Композиционные материалы (КМ), которые состоят из матрицы и распределённых в ней армирующих элементов, обладают новыми, а зачастую и уникальными свойствами [1].

В настоящее время известны различные способы введения дисперсных упрочняющих частиц в алюминиевую матрицу: твердофазное спекание и жидкофазные методы с модифицированием [2-5].

Модифицирование является одним из известных способов изменения структуры различных промышленных сплавов, в том числе и на основе алюминия [4].

В задачи исследования входило: определить температурный интервал модифицирования; микроструктуру и свойства полученных слитков.

Для модифицирования использовались спрессованные брикеты лигатур с разными составами. Так как дисперсные частицы SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> очень малого размера (около 150 нм), для удобства введения их в расплав алюминия использовались порошки меди, никеля и алюминия.

Экспериментальным путем было установлено, что наиболее оптимальным режимом плавления является режим, в котором загрузка лигатуры в расплав алюминия производится при 850°С с последующей выдержкой в течение 30 минут. Состав брикетов лигатур и температура модифицирования приведены в таблице 1.

№ об- разца	Основа сплав А7, гр	Состав лигатуры	Температура модифи- цирования, °С	Время выдержки спла- ва, ч
1	100	$Cu+5\% Si_3N_4$	850	0,5
2	100	Ni+2,5%Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	850	0,5
3	100	Al+2,5%SiC	850	0,5
4	100	Ni+3%(SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	850	0,5
5	100	Al+5% $Si_3N_4$	850	0,5

Таблица	1.	Режимы	моди	рици	рования
---------	----	--------	------	------	---------

Для визуальной оценки растворимости частиц модификаторов SiC и Si $_3N_4$  проводилось изучение микроструктуры полученных образцов. Микроструктура образцов представлена на рисунке 1.

По изображениям микроструктуры видно, что носители частиц модификаторов медь и никель равномерно распределяются как по границам зерен алюминия, так и в самом зерне.

Твердость образцов определялась на приборе Роквелла стальным шариком при нагрузке в 100 кг. Замеры проводились по предварительно подготовленной торцевой по-

верхности образцов с шагом 5 мм. Для большей наглядности результаты замеров твердости представлены в виде графиков на рисунке 2.



**Рис.1.** Микроструктура образцов №1–5, увеличение ×500



Рис. 2. Результаты замеров твердости на приборе Роквелла

Также проводились механические испытания на определение предела прочности, условного предела текучести и пластических характеристик.

По результатам работы можно сделать следующие выводы: оптимальным режимом модифицирования составил 850°С с выдержкой 30 минут; носители частиц модификаторов медь и никель, частично растворяются в алюминии, однако их основная часть равномерно распределяется по границам зерен; механические свойства, полученных слитков, свидетельствуют об упрочнении сплава.

- 1. Ермошкин, А. А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых алюмоматричных композиционных материалов, армированных наночастицами карбида титана [Текст] : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. Самара, 2015. 241с.
- 2. Напалков В.И., Махов С.В. Легирование и модифицирование алюминия и магния.[Текст]/ Напалков В.И., Махов С.В.//М.: МИСИС, 2002. – 376 с.
- 3. Никитин В.И., Никитин К.В. Наследственность в литых сплавах[Текст]/ Никитин В.И., Никитин К.В.// изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Машиностроение -1. 2005. С. 476.
- 4. Березовский В.В. Применение дисперсно-упрочненных металлических композиционных материалов на основе алюминиевого сплава, армированного частицами SiC в авиационной промышленности [Текст]/ Березовский В.В. // Научный электронный журнал «Новости материаловедения. Наука и техника» №4, 2013. С.1-11.
- 5. Амосов А.П., Титова Ю.В., Майдан Д.А., Ермошкин А.А., Тимошкин И.Ю. О применении нанопорошковой продукции азидной технологии СВС для армирования и модифицирования алюминиевых сплавов.[Текст]/ Амосов А.П., Титова Ю.В., Майдан Д.А., Ермошкин А.А., Тимошкин И.Ю.// известия вузов. Цветная металлургия, № 1. 2015. С. 68-72.

# СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТИПОВ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА В ГЦК-МОНОКРИСТАЛЛАХ

Алфёрова Е.А.<sup>1</sup>, Лычагин Д.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Томский политехнический университет, г. Томск, Россия, <u>katerina525@mail.ru</u> <sup>2</sup>Томский государственный университет, г. Томск, Россия, dvl-tomsk@mail.ru

Накопленный к сегодняшнему дню экспериментальный материал свидетельствует о том, что деформационный рельеф, формирующийся на поверхности нагруженных различными способами моно- и поликристаллов является самоафинным, например работы [1,2].

Однако существуют поверхности, для которых характерным является наличие холмообразных образований с достаточно регулярным расположением «холмов». Такие поверхности называют «холмообразными» (mounded surface) [3]. В работе [4] приводятся сведения о том, что «холмообразные» поверхности не могут быть описаны только в контексте самоаффинности, т.к. они обладают характерным дальним масштабом длины (длины волны) λ, который является мерой расстояния между «холмами».

Различие между самоаффинной и «холмообразной» поверхностью отражается в корреляционной функции высота-высота, функции спектральной плотности мощности и автокорреляционной функции. В случае «холмообразной» поверхности на графиках функции высота-высота H(r) и автокорреляционной G(r) функции можно наблюдать наличие осцилляций. В то время как для самоаффинной поверхности указанные выше особенности на графиках отсутствуют. На графике функции спектральной плотности мощности P(r)для «холмообразной» поверхности можно наблюдать наличие специфического максимума, который отсутствует на графике для самоаффинной поверхности [5]. В работе [5] величина  $\lambda$  (длина волны, расстояние между холмами) определяется как значение *r*, которое соответствует первому минимуму на функции H(r), или, что тоже самое, как значение, которое соответствует первому максимуму на функции A(r).

В рамках настоящей работы с изложенной выше точки зрения были рассмотрены структурные элементы деформационного рельефа (СЭДР), формирующиеся на боковых гранях ГЦК-монокристаллов никеля, алюминия и сплава Ni<sub>3</sub>Fe в упорядоченном и разупорядоченном состояниях при деформации сжатием. Основными структурными элементами рельефа являются следы сдвига, пачки следов, мезо- и макрополосы, а также складки различной морфологии [6]. На рис. 1 представлены графики функции высота-высота H(r) и автокорреляционной G(r) для монокристаллов никеля и алюминия. Можно наблюдать характерные осцилляции на графиках для монокристаллов никеля, которые указывают на «холмообразный» характер поверхности и отсутствие подобных осцилляций на графиках для образцов алюминия.

Анализ указанных выше графиков позволил установить, что на макроуровне свойствами «холмообразной» поверхности обладают мезополосы, макрополосы, пачки следов сдвига при рассмотрении монокристаллов никеля и пачки следов для монокристаллов Ni<sub>3</sub>Fe в упорядоченном и разупорядоченном состояниях. Для рассмотренных монокристаллов алюминия при формировании следов сдвига свойств «холмообразной» поверхности выявлено не было.

В работе был определён масштаб длины (длины волны) λ для различных СЭДР.



**Рис. 1.** Картина рельефа (*a*, *c*), график функции высота–высота (*б*, *d*), график автокорреляционной функции (*в*, *e*); алюминий (*a*-*в*), никель (*c*-*e*)

Для монокристаллов никеля длина волны  $\lambda$  имеет следующие значения для следующих СЭДР: пачек следов сдвига –  $\lambda = 198\pm2,75$  мкм; мезополос –  $\lambda = 137\pm11,3$  мкм; макрополос –  $\lambda = 227\pm0,5$  мкм. Значения длины волны имеют близкие значения при рассмотренной деформации в пределах 7–22%. Для монокристаллов Ni<sub>3</sub>Fe в упорядоченном состоянии  $\lambda = 46\pm1,0$  мкм (деформация 16%); в разупорядоченном состоянии  $\lambda = 140\pm13,4$  мкм для хорошо развитых пачек следов, формирующихся в приторцевой зоне кристалла и вблизи вершин образца,  $\lambda = 55\pm6,4$  мкм для пачек, сформировавшихся в центральной части кристалла (деформация 20%).

В заключение авторы выражают благодарность к.т.н., м.н.с. ИФПМ СО РАН А.В. Филиппову за помощь в получении экспериментальных результатов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60007 мол\_а\_дк

- 1. Zaiser M. et al. Self-affine surface morphology of plastically deformed metals // Phys. Rev. Lett. 2004. Vol. 93, № 19. P. 1–4.
- 2. Wouters O. et al. Effects of crystal structure and grain orientation on the roughness of deformed polycrystalline metals // Acta Mater. 2006. Vol. 54, № 10. P. 2813–2821.
- 3. Pelliccione M. et al. Mound formation in surface growth under shadowing // Phys. Rev. B Condens. Matter Mater. Phys. 2006. Vol. 74, № 12. P. 1–10.
- 4. Арутюнов П.А., Толстихина А.Л., Демидов В.Н. Система параметров для анализа шероховатости и микрорельефа поверхности материалов в вканирующей зондовой микроскопии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1999. Vol. 65, № 9. Р. 27–37.
- 5. Van Nostrand J.E. et al. Surface morphology during multilayer epitaxial growth of Ge(001) // Phys. Rev. Lett. 1995. Vol. 74, № 7. P. 1127–1130.
- Lychagin D.V., Starenchenko V.A., Yu.V. Soloveva. Classification and scale hierarchy of structure elements in compression-strained fcc single crystals // Phys. Mesomech. 2006. Vol. 9, № 1–2. P. 63–72.

# ИНТЕНСИВНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ НАНОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УДАРНОЙ ВОЛНЫ

### Эбель А.А., Майер А.Е.

### Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия <u>ebel-aa@yandex.ru</u>, mayer@csu.ru

Представлены результаты молекулярно-динамического исследования интенсивной пластической деформации нанорельефа поверхности металла при отражении ультракороткой ударной волны. Наноструктированная поверхность представлена в виде выступов или впадин, осажденных наночастиц, сравнимых по размеру с толщиной импульса сжатия. При отражении ударной волны от свободной поверхности металла возникает волна растяжения, распространяющаяся в обратном направлении. Достаточно большая амплитуда волны растяжения может привести к откольному разрушению или выбросу вещества вследствие развития неустойчивости Рихтмайера-Мешкова. Часть энергии импульса сжатия диссипирует при пластической деформации, вследствие чего уменьшается амплитуда волны растяжения и увеличивается порог нарушения целостности образца в сравнении с плоской свободной поверхностью металла [1,2]. В зависимости от вида нанорельефа определена минимальная амплитуда ударной волны, необходимая для нарушения целостности образца. При рассмотрении нанорельефа в виде слоя осажденных наночастиц показано, что падение последовательных импульсов ударного сжатия последовательно приводит к компактированию слоя в наноструктурное покрытие. Рассмотрены общие закономерности процесса компактирования слоя наночастиц в монолитное покрытие. Результаты расчетов демонстрируют возможность применения различных параметров (амплитуда, длительность и количество импульсов сжатия), приводящих к компактированию наночастиц. Для недопущения нарушения целостности образца и формирования качественного покрытия предлагается многократное использование импульсов сжатия умеренной амплитуды и малой длительности, в отличие от применения одного длительного воздействия. В качестве многократных импульсов можно использовать лазерное излучение в режиме серий импульсов [3,4], воздействующее на противоположную наночастицам поверхность подложки.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ, государственное задание 3.2510.2017/ПЧ, и гранта Президента Российской Федерации, проект MD-7481.2016.1.

- 1. Mayer A.E., Ebel A.A. Influence of free surface nanorelief on the rear spallation threshold: molecular-dynamics investigation J. Appl. Phys. Vol. 120, 2016 165903.
- 2. Ebel A.A., Mayer A.E. Molecular dynamic investigations of the shock pulses interaction with nanostructured free surface of a target J. Phys.: Conf. Ser.774, 2016 012060.
- 3. Z. Qian, A. Mordovanakis, J. E. Schoenly, A. Covarrubias, Y. Feng, L. Lilge, R.S. Marjoribanks, Pulsetrain-burst mode, ultrafast-laser interactions with 3D viable cell cultures as a model for soft biological tissues, Biomed. Opt. Express 5 (2014) 208–222. http://dx.doi.org/10.1364/BOE.5.000208
- 4. V.N. Lednev, S.M. Pershin, P.A. Sdvizhenskii, M.Ya. Grishin, M.A. Davydov, A.Ya. Staverty, R.S. Tretyakov, Laser induced breakdown spectroscopy with picosecond pulse train, Laser Phys. Lett. 14 (2017) 026002. https://doi.org/10.1088/1612-202X/aa4fc0

# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Аксёнова К.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Комиссарова И.А.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2,3</sup>

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

В настоящей работе выполнен сравнительный анализ на различных масштабных уровнях закономерностей эволюции фазового состава и состояния дефектной субструктуры стали с мартенситной и бейнитной структурами при активной пластической деформации до разрушения. Обе стали аустенизировали при температуре 960 °C, 1,5 часа и охлаждали в воде (сталь 38ХН3МФА) или на воздухе (сталь 30Х2Н2МФА). В результате термической обработки в стали 38ХН3МФА была сформирована структура пакетного (реечного) мартенсита, а в стали 30Х2Н2МФА – структура нижнего бейнита.

Нижний бейнит характеризуется выделениями цементита внутри ферритных реек. Длинные оси частиц цементита наклонены под углом ≈60° к направлению роста ферритных реек; большинство частиц находится в контакте со сторонами ферритных реек. Реечный мартенсит низко- и среднеуглеродистых сталей в процессе закалки практически всегда подвергается «самоотпуску», вследствие чего преимущественно в объеме кристаллов обнаруживаются частицы цементита. В отличие от структуры нижнего бейнита, частицы цементита, расположенные в кристаллах мартенсита, ориентированы в трех кристаллографически эквивалентных направлениях. Выполненные в настоящей работе исследования показали, что частицы цементита имеют игольчатую (пластинчатую) форму. Средние размеры частиц цементита, расположенных в объеме кристаллов мартенсита: поперечные 7,6 нм, продольные 85 нм; расположенных в пластинах нижнего бейнита: поперечные 25 нм, продольные 200 нм. Сдвиговой (мартенситный) механизм формирования феррита приводит к образованию в пластинах мартенсита и нижнего бейнита дислокационной субструктуры сетчатого типа с относительно высокой скалярной плотностью дислокаций, составляющей в стали с мартенситной структурой  $\approx 1*10^{11}$  см<sup>-2</sup>; в пластинах нижнего бейнита:  $\approx 0.7 * 10^{11}$  см<sup>-2</sup>.

Таким образом, исследуемые стали в исходном состоянии имеют реечную (пакетную) структуру, сформировавшуюся по сдвиговому механизму  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. В объеме реек присутствуют частицы цементита (более крупные в стали 30Х2Н2МФА с бейнитной структурой) и дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой выше в стали 38ХН3МФА.

Деформация закаленной стали, вплоть до разрушения материала, не приводит к разрушению пакетной (реечной) структуры, сформировавшейся в результате сдвигового превращения (рис. 1, а). Деформация стали с бейнитной структурой сопровождается разрушением границ реек. На стадии деформирования, предшествующей разрушению образца ( $\varepsilon = 40-43$  %), выявляется структура «ориентационного хаоса», характерное изображение которой приведено на рис. 1, в.

Кристаллы мартенсита и нижнего бейнита в исходном состоянии были фрагментированы, т.е. разделены на области с малоугловой разориентацией. Выполненные исследования показали, что продольные размеры фрагментов в кристаллах мартенсита существенно больше, чем в кристаллах нижнего бейнита.



**Рис. 1.** Структура, формирующаяся в результате деформации стали 38XH3M $\Phi$ A (*a*) и стали 30X2H2M $\Phi$ A (*b*); *a*,  $\delta - \epsilon \approx 30$  %; *b*,  $\epsilon - \epsilon \approx 43$  %.

Деформация стали сопровождается уменьшением продольных размеров фрагментов путем деления фрагментов формирующимися субграницами. При этом в кристаллах мартенсита этот процесс протекает более интенсивно. При степени деформации ε >26 % изменение средних размеров фрагментов практически прекращается. Можно предположить, что размеры фрагментов достигают некоторого критического значения (≈ 200 нм). Подобная структура, неспособная к дальнейшей эволюции в процессе деформирования (так называемая критическая структура), является предпочтительным местом формирования микротрещин.

Пластическая деформация стали приводит к увеличению скалярной плотности дислокаций (рис. 2, *a*), при этом тип дислокационной субструктуры не изменяется – сохраняется сетчатая субструктура. Также пластическая деформация исследуемых сталей сопровождается деформационным микродвойникованием. На всем протяжении деформирования плотность микродвойников возрастает, но скорость изменения этой характеристики зависит от структуры стали (рис. 2, *б*). А именно, в стали с мартенситной структурой (рис. 2, *б*, кривая 1) относительное содержание кристаллов с микродвойниками и интенсивность микродвойникования при сравнимых степенях деформации существенно выше, по сравнению со сталью с бейнитной структурой (рис. 2, *б*, кривая 2).



Рис. 2. Зависимости скалярной плотности дислокаций (а) и объемной доли кристаллов с микродвойниками (б) от степени деформации стали 38ХНЗМФА (кривая 1) и стали 30Х2Н2МФА (кривая 2).

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1) и государственного задания 3.1283.2017/4.6.

# ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ С БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Громов В.Е.<sup>1</sup>, Аксёнова К.В.<sup>1</sup>, Ю.Ф. Иванов<sup>2,3</sup>

 Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, gromov@physics.sibsiu.ru
 Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, yufi55@mail.ru

3) Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии выполнен сравнительный анализ эволюции структуры, фазового состава и состояния дефектной субструктуры стали с мартенситной (38ХНЗМФА) и бейнитной (30Х2Н2МФА) структурами при активной пластической деформации до разрушения. Аустенизацию сталей проводили при температуре 950 °C в течение 1,5 часов, сталь 38ХНЗМФА закаливалась в масле на мартенсит, а сталь 30Х2Н2МФА охлаждалась на воздухе для образования бейнитной структуры. Деформацию сталей проводили одноосным сжатием со скоростью ~7·10<sup>-3</sup> c<sup>-1</sup> столбиков размерами 4х4х6 мм<sup>3</sup> на испытательной машине «Инстрон – 1185». Показано, что после термообработки в стали формируется многофазная структура ( $\alpha$ -фаза,  $\gamma$ -фаза, цементит), основу которой составляют мартенсит пакетной морфологии (сталь 38ХНЗМФА) и нижний бейнит (сталь 30Х2Н2МФА). Полученные количественные закономерности изменения параметров структуры стали в процессе пластического деформирования позволили выполнить исследования, направленные на анализ распределения атомов углерода в структуре деформированной стали.

Углерод в структуре стали может находиться в следующих позициях: в частицах карбидной фазы, в твердом растворе на основе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа, на дефектах структуры (дислокации, субграницы, межфазные и внутрифазные границы). Выявлены места локализации атомов углерода в структуре мартенсита (закаленная сталь 38ХНЗМФА) и бейнита (нормализованная сталь 30Х2Н2МФА). Установлено, что деформация сталей сопровождается разрушением частиц цементита. Для закаленной мартенситной стали с увеличением степени деформации суммарное количество атомов углерода, расположенных в твердом растворе на основе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа, снижается, а на дефектах структуры – увеличивается. Особенно интенсивно процесс ухода атомов углерода на дефекты протекает при  $\epsilon \geq 0,2$ .

Перераспределение атомов углерода в стали с бейнитной структурой с увеличением степени деформации заключается в росте атомов С, расположенных в  $\alpha$ -железе, дефектах кристаллической структуры, цементите на внутрифазных границах и уменьшении в частицах цементита, лежащих в объеме пластин бейнита и в  $\gamma$ -железе. 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  $\alpha$ -железа.

Работа выполнена при финансовой поддержке стипендии Президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов (проект СП 1335.2016.1) и государственного задания 3.1283.2017/4.6.

# ПЭМ-АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ ТІВ<sub>2</sub>–Ті–АІ НА ШТАМПОВОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

# Романов Д.А., Гостевская А.Н., Септиков М.А., Гаевой Е.А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия, romanov\_da@physics.sibsiu.ru

Покрытия системы TiB<sub>2</sub>–Ti–Al были сформированы методом электровзрывного напыления. После чего была произведена электронно-пучковая обработка этих покрытий. Фольги для ПЭМ-анализа были вырезаны из переходной области между покрытием и подложкой из стали 5XHM, после отжига на зернистый перлит.



**Рис. 1.** Структура переходной области между покрытием и подложкой из стали 5XHM

Структура поверхностного слоя покрытия состава  $TiB_2-Ti-Al$ , сформированного включениями пластинчатой формы, поперечные размеры которых изменяются в пределах (0,7–1,0) мкм; продольные размеры изменяются в пределах от 0,7 мкм до 3,5 мкм (рис. 1). Включения пластинчатой формы соседствуют с включениями округлой (глобулярной) формы, размеры которых изменяются в весьма широких пределах от 50 нм до 200 нм.

Зерна α-фазы (твердый раствор на основе железа с ОЦК кристаллической решеткой); размер зерен от 0,5 км до 1,5 мкм. По границам зерен α-фазы (рефлексы плоскости [135]α-Fe выделены цветом) располагаются включения Ti<sub>3.3</sub>Al; размеры частиц изменяются в пределах от 30 нм до 50 нм.

Включения пластинчатой формы являются алюминидами титана состава Al<sub>3</sub>Ti (рис. 2).

По границам пластин α-фазы располагаются выделения борида железа состава Fe<sub>3</sub>B. Частицы имеют форму прослоек; размеры частиц Fe<sub>3</sub>B изменяются в пределах 30–50 нм.

Наряду с включениями пластинчатой формы, в поверхностном слое присутствуют включению, форма которых описывается многоугольником. Анализ микроэлектронограммы показывает, что такие включения являются боридами алюминия состава AlB<sub>12</sub>.



Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение структуры переходной области между покрытием TiB<sub>2</sub>-Ti-Al и подложкой из стали 5XHM;
 *a* – светлое поле; *δ* – темное поле, полученное в рефлексе [004]Al<sub>3</sub>Ti;
 *в* – микроэлектронограмма (стрелкой указан рефлекс, в котором получено темное поле)

Исследования, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили формирование в поверхностном слое многофазной структуры, размеры фаз которой изменяются в пределах десяткой нанометров – единиц микрометров. Фазовый состав поверхностного слоя, выявленный при индицировании микроэлектронограмм, представлен следующими фазами: α-фаза (твердый раствор на основе ОЦК кристаллической решетки железа), алюминиды титана (Al<sub>3</sub>Ti, Ti<sub>3.3</sub>Al), алюминиды бора AlB<sub>12</sub>, бориды железа Fe<sub>3</sub>B, ферриты титана Fe<sub>2</sub>Ti.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол\_а\_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.
#### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЛАГОНАСЫЩЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ УГЛЕПЛАСТИКА, ИЗГОТОВЛЕННОГО НА ОСНОВЕ ПРЕПРЕГОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

#### Ершова А.Ю., Мартиросов М.И.

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва, Россия Yershova A@mail.ru

При разработке элементов конструкций современной авиационной техники (AT) с использованием полимерных композиционных материалов (ПКМ) в настоящее время у нас в стране и за рубежом проводятся обязательные испытания таких материалов при следующих температурно-влажностных режимах:

- RTD (Room Temperature Dry) испытания ПКМ при комнатной температуре +23<sup>o</sup>C и влажности – в состоянии поставки образцов (это состояние, в котором находятся образцы сразу после изготовления, содержание влаги в них не превышает 10% от максимального влагонасыщения при относительной влажности 85%);
- СТD (Cold Temperature Dry) испытания ПКМ при отрицательной температуре -55<sup>°</sup>С и влажности в состоянии поставки образцов;
- ETD (Evaluated Temperature Dry) испытания ПКМ при повышенной температуре +80°С и влажности в состоянии поставки образцов;
- ETW (Evaluated Temperature Wet) испытания влагонасыщенных образцов из ПКМ при повышенной температуре +80°C (влажность равновесная при выдержке в условиях влажности 85% и температуре +80°C).

В ряде отраслей машиностроения, использующих детали из ПКМ, весьма актуальной задачей является испытание таких материалов в режиме RTW (Room Temperature Wet): испытания при комнатной температуре влагонасыщенных образцов.

В работе проводятся климатико-прочностные испытания образцов из углепластика с типовой укладкой монослоев  $+45^{\circ}/-45^{\circ}/0^{0}/90^{\circ}/0^{\circ}/-45^{\circ}/+45^{\circ}$  (всего 7 монослоев). Исследуются режимы RTD и RTW. На основе препрега HexPly M21/40%/285T2/AS4C-6K (паспортная толщина монослоя ~0,285 мм) производства американской фирмы Hexcel Composites (углеродная ткань 285T2/AS4C саржевого переплетения на основе углеродного высокомодульного волокна HexTow AS4C 6K GP, пропитанная эпоксидным связующим M21 по технологии Hot Melt) была изготовлена плоская монолитная углепластиковая панель по автоклавной технологии (толщина пакета ~2 мм). Применительно к AT такой препрег может быть использован для производства сильнонагруженных деталей конструкционного назначения. В деталях машиностроения этот препрег также имеет широкое применение.

Для изготовления панели использовался автоклав фирмы MASCHINENBAU Scholz Gmbh & Co.KG (Германия). Далее из углепластиковой панели вырезались стандартные гладкие образцы для испытаний в продольном (24 штуки) и в поперечном (24 штуки) направлениях. Все образцы были подвергнуты неразрушающему контролю. Использовался дефектоскоп ультразвуковой Epoch 1000i фирмы Olimpus (США) и преобразователи этой же фирмы. Кроме проверки на отсутствие внутренних дефектов контроль качества изготовленных образцов проводился на точность их геометрических размеров и отсутствие внешних дефектов. Разработана программа испытаний исследуемых образцов, которая включала следующие эксперименты:

- растяжение в режиме RTD,
- сжатие в режиме RTD,
- влагонасыщение + растяжение в режиме RTW,
- влагонасыщение + сжатие в режиме RTW.

Половина образцов (направления выреза из панели  $0^0$  и  $90^0$ ) были испытаны на растяжение и сжатие в режиме RTD, а остальные – в режиме RTW.

Эксперименты проводились на электромеханической испытательной машине IN-STRON фирмы Instron Engineering Corporation (Великобритания).

Нагружение образцов проводилось с постоянной скоростью. Испытание прекращалось при достижении разрушения образца. Получены диаграммы деформирования в осях P-Δl и σ-ε. Исследовался характер разрушения образцов.

Влагонасыщение образцов проходило в климатической камере TH-TG-1500 производства фирмы Lab Companion (Корея) в соответствии с ГОСТ 12423-2013 и контролировалось на образцах-спутниках. Образцы-спутники помещались в климатическую камеру вместе с образцами, предназначенными для механических испытаний, и служили для оценки количества поглощенной влаги. В камере контролировалась равномерность температуры и влажности. Наиболее интенсивное влагопоглощение наблюдалось в первые дни экспонирования. Этот процесс протекал с убывающей скоростью и обладал свойством насыщения. Считалось, что равновесное насыщение достигнуто, когда три последовательных взвешивания с интервалом 3 суток дают среднее значение изменения массы поглощенной влаги в образце менее 1% от предыдущего значения. Содержание влаги определялось по приращению массы образцов относительно их исходного состояния. Построена кривая влагонасыщения. Проведен теоретический расчет диффузии влаги по закону Фика с учетом зависимости коэффициента диффузии от температуры среды.

Для количественного учета влияния влажности на характеристики статической прочности исследуемых образцов вводятся редукционные коэффициенты  $K_B$ , которые характеризуют изменение расчетных характеристик материала по сравнению с обычными лабораторными условиями. В работе определяются коэффициенты влияния климатических воздействий при статических испытаниях образцов на растяжение  $K_{B+}$  и сжатие  $K_B$  (сравнение режимов RTD и RTW). Исследуется влияние угла вырезки ( $0^0$  и  $90^0$ ) на прочность образцов при растяжении и сжатии.

- Мартиросов М.И., Ершова А.Ю. Деформирование и разрушение элементов авиационных конструкций из полимерных композитов с углеродным наполнителем // Тезисы докладов XXVI Международной конференции «Математическое и компьютерное моделирование в механике деформируемых сред и конструкций». Санкт-Петербург, СПбГУ, 2015 г. С. 216-217.
- Ершова А.Ю., Мартиросов М.И. Экспериментальное изучение влияния температурновлажностных условий окружающей среды на механические свойства полимерных композитов // Материалы XI Международной конференции по неравновесным процессам в соплах и струях. М., МАИ, 2016 г. С. 513-514.

#### О ДИНАМИЧЕСКОМ ТОРМОЖЕНИИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ ДЛИННОВОЛНОВЫХ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ

#### Дежин В.В.

#### Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия viktor.dezhin@mail.ru

Действие внешних переменных механических полей на кристаллы приводит к колебаниям дислокаций, которые в реальных кристаллах являются затухающими за счет различных механизмов. В настоящей работе исследовались низкочастотные длинноволновые изгибные колебания винтовой дислокации, лежащей вдоль оси Oz. Ограничивались случаем малых колебаний дислокации вблизи положения равновесия. Рассмотрен электронный механизм затухания колебаний дислокации. При этом затухание изгибных колебаний дислокации выражалось через затухание продольных и поперечных упругих волн в кристалле [1]. В данной работе, в отличие от предыдущих работ [1-5], в подынтегральном выражении для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости винтовой дислокации в диссипативном кристалле учтены старшие слагаемые по малой величине частоты  $\omega$ . Предполагалось  $\omega << c_{t,l} | k_z |$ , где  $c_t$  и  $c_l$  – скорости поперечных и продольных звуковых волн в кристалле,  $k_z$  – составляющая волнового вектора  $\vec{k}$  вдоль оси Oz. Используя результат работы [1] запишем выражение для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости винтовой дислокации в диссипативном кристалле в рассматриваемом случае:

$$\begin{aligned} \operatorname{Im} g_{s}^{-1}(k_{z},\omega) &= -b_{s}^{2}\omega B_{s} - \frac{\mu b_{s}^{2}}{2\pi} \omega \int_{|k_{z}|}^{k_{m}} kdk \Biggl[ \Biggl( \frac{1}{\omega_{t}^{4}(kl)^{4}} + \frac{2\omega^{2}}{\omega_{t}^{6}(kl)^{6}} \Biggr) \Biggl( 3k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t} - 4\frac{k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \\ &+ 12\frac{k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}^{3}}{c_{t}^{2}k^{4}} - 16\frac{k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}^{3}}{c_{t}^{2}k^{6}} - 6\frac{k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + 8\frac{k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} \Biggr) + \Biggl( \frac{1}{\omega_{t}^{4}(kl)^{4}} + \frac{2\omega^{2}}{\omega_{t}^{6}(kl)^{6}} \Biggr) \times \\ &\times \Biggl( 4k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{l} - 4\frac{k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{l}}{k^{2}} - 16\frac{k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}^{2}\gamma_{l}}{c_{t}^{2}k^{4}} + 16\frac{k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}^{2}\gamma_{l}}{c_{t}^{2}k^{6}} - 8k_{z}^{2}c_{t}^{2}\gamma_{t} + 8\frac{k_{z}^{2}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} + \\ &+ 8\frac{k_{z}^{4}c_{t}^{2}\gamma_{t}}{k^{2}} - 8\frac{k_{z}^{4}\omega^{2}\gamma_{t}}{k^{4}} \Biggr) \Biggr] . \end{aligned}$$

Здесь  $B_s$  – коэффициент торможения прямолинейной винтовой дислокации,  $\mu = \rho c_t^2$  – модуль сдвига,  $\rho$  – плотность материала,  $b_s$  – винтовая компонента вектора Бюргерса дислокации  $\vec{b}$ ,  $k_m$  – максимальное волновое число,  $\omega_{t,l} = c_{t,l}/l$ , l – длина свободного пробега электрона,  $\gamma_t(k)$  и  $\gamma_l(k)$  – коэффициенты электронного затухания поперечных и продольных звуковых волн [6]. В настоящей работе коэффициенты затухания аппроксимировались следующими функциями

$$\gamma_t(x) \approx \frac{4}{3\pi} \gamma^0 \frac{x^2}{x + 20/3\pi} \quad \text{M} \quad \gamma_l(x) \approx \frac{\pi}{6} \gamma^0 \frac{x^2}{x + 5\pi/8},$$
 (2)

где x = kl – безразмерная переменная,  $\gamma^0$  – константа, зависящая от материала. Подставив выражения (2) в (1) и выполнив интегрирование при условии  $|k_z l| << 1$  (длинноволновый случай), получим с учетом старших слагаемых:

$$\operatorname{Im} g_{s}^{-1}(k_{z}, \omega) = -b_{s}^{2} \omega B_{s} - b_{e}^{2} \omega B_{e} - \frac{\rho b_{s}^{2}}{10\pi} \gamma^{0} \omega \left[ \left( 3 - 8\xi + \frac{16}{3} \xi^{2} \right) (k_{z}l)^{2} \ln \frac{1}{|k_{z}l|} - \left( 2 - 4\xi + \frac{8}{3} \xi^{2} \right) (k_{z}l)^{2} - \left( 2\xi - \frac{8}{3} \xi^{2} \right) \frac{\omega^{2}}{\omega_{l}^{2}} + \left( \frac{4\pi}{5} \xi - \frac{515}{45\pi} \xi^{2} \right) \frac{\omega^{2}}{\omega_{l}^{2}} |k_{z}l| \right] = -b_{s}^{2} \omega B_{s} - b_{s}^{2} \omega \beta_{s}.$$
(3)

Здесь  $\xi = c_t^2 / c_l^2$ ,  $\beta_s$  – дополнительный вклад в общий коэффициент динамического торможения винтовой дислокации за счет изгибных колебаний. Сравним полученный результат (3) с результатом работ [3, 4]:

$$\operatorname{Im} g_{s}^{-1}(k_{z}, \omega) = -\frac{\rho b_{s}^{2}}{10\pi} \gamma^{0} \omega \left[ 3 - 8\xi + \frac{16}{3} \xi^{2} \right] (k_{z}l)^{2} \ln \frac{1}{|k_{z}l|}.$$

Видно, что в формуле (3) появляются дополнительные слагаемые за счет разложения подынтегрального выражения для мнимой части обратной обобщенной восприимчивости винтовой дислокации в диссипативном кристалле по малой величине  $\omega/\omega_{t,l}$ .

- 1. Рощупкин А.М., Батаронов И.Л., Дежин В.В. Обобщенная восприимчивость дислокации в диссипативном кристалле // Изв. РАН. Сер. Физическая. 1995. Т. 59, № 10. С. 12-16.
- Батаронов И.Л., Дежин В.В. О мнимой части обобщенной восприимчивости дислокации в диссипативном кристалле в области низких частот // Современные методы прикладной математики, теории управления и компьютерных технологий: сб. тр. VIII Междунар. науч. конф. Воронеж: Научная книга, 2015. С. 50-52.
- Дежин В.В. Математическое моделирование затухания низкочастотных изгибных колебаний дислокации в диссипативной среде при произвольной длине волны // Актуальные проблемы прикладной математики, информатики и механики: сб. тр. Междунар. научно-техн. конф. Воронеж: Научно-исследовательские публикации, 2016. С. 345-348.
- 4. Дежин В.В. О динамическом торможении низкочастотных изгибных колебаний дислокаций // Вестник Тамбовского ун-та. Серия: Естеств. и технич. науки. 2016. Т. 21, вып. 3. С. 959-961.
- Дежин В.В. Электронное торможение длинноволновых изгибных колебаний винтовой дислокации при произвольной частоте // Компьютерное моделирование электромагнитных процессов в физических, химических и технических системах: матер. VII Междунар. семинара. Воронеж: Научная книга, 2016. С. 26-31.
- 6. Киттель Ч. Квантовая теория твердых тел. М.: Наука, 1967. 492 с.

#### ОБ ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЯХ ВИНТОВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКЕ

#### Дежин В.В.

#### Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия viktor.dezhin@mail.ru

Ранее в работах [1-3] была разработана общая теория малых колебаний дислокаций в сегнетоэлектриках и исследованы изгибные колебания краевой дислокации. В настоящем сообщении, как и в работе [4], изучаются изгибные колебания винтовой дислокации, но при этом учтена произвольность плоскости скольжения винтовой дислокации. Рассмотрим конкретный случай винтовой дислокации в одноосном сегнетоэлектрике. Пусть сегнетоактивная ось совпадает с осью  $O_Z$ :  $\vec{P} = (0, 0, P)$ , дислокация также располагается вдоль оси  $O_Z$  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  $\vec{n} = (n_x, n_y, 0)$ . Ограничимся малыми колебаниями дислокации вблизи положения равновесия. Тогда в линейном приближении по смещению дислокации u = u(z, t) получим  $\vec{\tau} = (-n_y \partial u/\partial z, -n_x \partial u/\partial z, -1)$ . Наличие дислокации в сегнетоэлектрическом кристалле приводит к отклонению поляризации  $P_1 = P - P_0$  от равновесного значения  $P_0$  в однородном кристалле [1-3]. Учитывая это и предполагая изотропность упругих и электрострикционных свойств  $g_{lnkm}P_kP_m = = g_1\delta_{ln}P^2 + g_2P_lP_n$ , где  $g_{lnkm} -$  тензор электрострикционных коэффициентов, получим следующую систему уравнений для сегнетоэлектрического кристалла с винтовой дислокацией в линейном приближении по отклонению поляризации  $P_1$ :

$$\frac{1}{c_t^2} \frac{\partial^2 f_\perp}{\partial t^2} - \Delta f_\perp + \frac{3b}{1+\nu} \left( n_x \frac{\partial^2 p}{\partial x \partial z} + n_y \frac{\partial^2 p}{\partial y \partial z} \right) - 2\mu b g_1 P_0 \left( n_x \frac{\partial^2 P_1}{\partial x \partial z} + n_y \frac{\partial^2 P_1}{\partial y \partial z} \right) = (1)$$

$$= -\rho b^2 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \delta(x) \delta(y) + \mu b^2 \left( n_x \delta(x) \delta'(y) - n_y \delta'(x) \delta(y) - n_x^2 \delta(x) \delta''(y) u + n_y^2 \delta''(x) \delta(y) u \right),$$

$$\frac{1}{c_t^2} \frac{\partial^2 p}{\partial t^2} - \Delta p - \frac{1}{3} \frac{1+\nu}{1-\nu} \frac{\mu}{c_t^2} (3g_1 + g_2) P_0 \frac{\partial^2 P_1}{\partial t^2} + \frac{2}{3} \frac{1+\nu}{1-\nu} \mu (2g_1 + g_2) P_0 \Delta P_1 - \frac{2}{3} \frac{1+\nu}{1-\nu} \mu g_2 P_0 \frac{\partial^2 P_1}{\partial z^2} = -\frac{2}{3} \frac{1+\nu}{1-\nu} \mu b \frac{\partial u}{\partial z} \left[ n_x \delta'(x) \delta(y) - n_y \delta(x) \delta'(y) \right], \quad (2)$$

$$\frac{1}{c_t^2} \frac{\partial^2 \sigma_{zz}}{\partial t^2} - \Delta \sigma_{zz} + \frac{3}{1+\nu} \left[ \frac{1}{2c_t^2} \frac{\partial^2 P}{\partial t^2} - \left( \frac{\partial^2 P}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 P}{\partial y^2} \right) \right] - \mu (g_1 - g_2) P_0 \left[ \frac{1}{c_t^2} \frac{\partial^2 P_1}{\partial t^2} - \frac{2g_1}{g_1 - g_2} \left( \frac{\partial^2 P_1}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 P_1}{\partial y^2} \right) \right] = 0. \quad (3)$$

Здесь  $c_t$  и  $c_l$  – скорости поперечных и продольных звуковых волн,  $f_{\perp}$  – проекция силы Пича–Келера на плоскость скольжения дислокации,  $\Delta \equiv \partial^2 / \partial x_i^2$ , v – коэффициент Пуассона, p – гидростатическое давление,  $\mu$  – модуль сдвига,  $\rho$  – плотность вещества кристалла,  $\delta(x)$  и  $\delta(y)$  –  $\delta$  -функции,  $\sigma_{zz}$  – компонента тензора напряжений. Выполним преобразование Фурье системы уравнений (1)–(3). Решив полученную новую систему с учетом дополнительного уравнения [1-3], после преобразований будем иметь уравнение изгибных колебаний винтовой дислокации в сегнетоэлектрике

$$f_{\perp}(k_z, \omega) = \alpha_D^{-1}(k_z, \omega)\widetilde{u}(k_z, \omega),$$

где  $\tilde{f}_{\perp}(k_z, \omega)$  – выражение для Фурье-образа проекции силы Пича–Келера на линии дислокации,  $\tilde{u} = \tilde{u}(k_z, \omega)$  – Фурье-образ смещения дислокации,  $\alpha_D(k_z, \omega)$  – функция линейного отклика дислокации, которая находится по формуле

$$\alpha_D^{-1}(k_z, \omega) = \frac{\mu b^2}{(2\pi)^2} \int k_\perp dk_\perp \left( \frac{2}{1-\nu} \frac{\pi k_\perp^2 (n_x^2 - n_y^2) k_z^2}{k_\perp^2 + k_z^2 - \omega^2 / c_t^2} \left[ k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} - \mu g_2(g_1 - g_2) \chi P_0^2 \left( \frac{2g_1}{g_1 - g_2} k_\perp^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 g_1^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + 2(1+\nu) \mu \chi P_0^2 \left( k_\perp^2 + k_z^2 - \frac{\omega^2}{c$$

$$+ 2\mu\chi g_{1}g_{2}P_{0}^{2}\left[k_{\perp}^{2} - \frac{\omega^{2}}{2c_{t}^{2}}\right]\left]\left\{\left(k_{\perp}^{2} + k_{z}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{l}^{2}}\right)\left(k_{\perp}^{2} + k_{z}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right)\left(k_{\perp}^{2} + k_{z}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right)+ \frac{2}{1-\nu}\left(k_{\perp}^{2} - \frac{\omega^{2}}{2c_{t}^{2}}\right)\right)\right\} \\ + \mu\chi P_{0}^{2}\left[\frac{1+\nu}{1-\nu}g_{1}^{2}\left(k_{\perp}^{2} + k_{z}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right)\left(4k_{\perp}^{2} + 4k_{z}^{2} - 3\frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right) + \frac{g_{1}g_{2}}{1-\nu}\left(k_{\perp}^{2} - \frac{\omega^{2}}{2c_{t}^{2}}\right)\right) \\ \times \left(4k_{\perp}^{2} + 4k_{z}^{2} - 3\frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right) + \frac{1+\nu}{1-\nu}g_{1}g_{2}\left(k_{\perp}^{2} + k_{z}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right)\left(2k_{\perp}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right) + \frac{g_{2}^{2}}{1-\nu}\left(k_{\perp}^{2} - \frac{\omega^{2}}{2c_{t}^{2}}\right)\left(2k_{\perp}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right) - g_{2}(g_{1} - g_{2})\left(k_{\perp}^{2} + k_{z}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right) \times \\ \times \left(\frac{2g_{1}}{g_{1} - g_{2}}k_{\perp}^{2} - \frac{\omega^{2}}{c_{t}^{2}}\right)\right]^{-1} - \frac{\pi k_{\perp}^{2}(n_{y}^{2} - n_{x}^{2}) - \omega^{2}/c_{t}^{2}}{k_{\perp}^{2} + k_{z}^{2} - \omega^{2}/c_{t}^{2}}\right).$$

Здесь  $\chi(\vec{k}, \omega)$  – восприимчивость сегнетоэлектрического кристалла. Собственные частоты изгибных колебаний винтовой дислокации в сегнетоэлектрике можно найти из уравнения  $\alpha_D(k_z, \omega) = 0$ .

- 1. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. Generalized susceptibility of dislocations in ferroelectrics // Ferroelectrics Letters. 1989. V. 10. P. 155-160.
- 2. Дежин В.В., Нечаев В.Н., Рощупкин А.М. Изгибные колебания дислокации в сегнетоэлектрике // Физика твердого тела. 1990. Т. 32. № 4. С. 1148-1155.
- 3. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. Generalized susceptibilily of dislocations in ferroelectrics and ferromagnetics // Z. für Kristallographie. 1990. V.193. P.175-197.
- 4. Нечаев В.Н., Дежин В.В. Уравнение изгибных колебаний винтовой дислокации в сегнетоэлектрике // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2017. Т. 14, № 1. С. 34-38.

#### ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ВИДА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ НА СТОЙКОСТЬ К ВОЗДЕЙСТВИЮ СО<sub>2</sub> КОРРОЗИИ

## Зырянов А.О.<sup>1</sup>, Иоффе А.В.<sup>1</sup>, Выбойщик М.А.<sup>2</sup>

#### <sup>1)</sup> ООО «ИТ-Сервис», <u>zyryanov@its-samara.com</u> <sup>2)</sup> ПГУ

Одним из наиболее распространенных видов коррозионного повреждения насоснокомпрессорных труб является углекислотная коррозия. Оценке влияния химического состава и микроструктуры стали на стойкость к данному виду разрушения посвящено множество работ. И если по влиянию тех или иных легирующих элементов мнения большинства исследователей сходятся, то данные о влиянии микроструктуры зачастую противоречивы.

Целью данной работы является определить влияние микроструктуры и вида термической обработки насосно-компрессорных труб из наиболее часто применяемых сталей на стойкость к воздействию углекислотной коррозии.

Исследуемые образцы из различных марок сталей (38Г2С, 32ХГ, 40Х, 26ХМФА и 20Х3М) помещались в герметичную емкость, изготовленную из инертного к коррозионноагрессивной среде материала, способную выдерживать повышенное давление и температуру. Емкость с образцами заполнялась модельным раствором с необходимым pH, и выводилась на режим испытания:  $P(CO_2) = 1,5$ атм.,  $T = 80^{\circ}$ С.

В ходе всего испытания производились периодические замеры параметров испытательного раствора, таких как pH и концентрация ионов Fe<sup>2+</sup> и растворенной углекислоты. Длительность выдержки образцов в испытательной среде – 240 часов.

По окончании выдержки часть образцов подвергалась очистке от продуктов коррозии для оценки скорости коррозии гравиметрическим методом. Оставшиеся образцы использовались для изготовления микрошлифов, предназначенных для изучения морфологии слоя продуктов коррозии, оценки толщины слоя и глубины локальных повреждений при помощи оптического и растрового электронного микроскопа.

В процессе исследования строения продуктов коррозии на образцах после испытаний были выделены два типа продуктов коррозии. Основной – образуется на месте растворенного металла образцов, состоит из карбоната железа, в своем объеме содержит карбидную составляющую исходной структуры металла, обогащен хромом и при наличии этих элементов в стали. Осадочный слой образуется на поверхности образца, состоит из крупных кристаллов карбоната железа, не содержит цементита и не обогащен элементами, входящими в состав корродирующей стали.

Наличие хрома в стали оказывает существенное влияние на рост и сплошность осадочного слоя. Поэтому для удобства анализа и корректной оценки влияния структуры исследуемые образцы были условно разделены на группы по содержанию хрома в стали: образцы из стали без хрома (38Г2С), с ~1% хрома (32ХГ, 40Х, 26ХМФА) и с 3% хрома (20ХЗМ).

По результатам исследований сделаны следующие выводы:

- Образцы из стали 38Г2С после термической обработки «нормализация+отпуск» при испытаниях в лабораторных условиях показали более высокую стойкость к углекислотной коррозии, чем образцы в горячекатаном состоянии.
- При средней толщине слоя продуктов коррозии на образцах из стали 40Х в горячекатаном состоянии и после нормализации – 23-24мкм присутствуют более глубокие коррозионные повреждения. На горячекатаном образце глубина коррозионных повреждений достигает 45мкм, на образце после нормализации – 61мкм. Большая разница между значениями средней толщины слоя и максимальной глубины коррозионных повреждений свидетельствует о склонности стали к язвенной коррозии.
- Образец из стали 32ХГ после термообработки закалка+отпуск является более подверженным к язвенной углекислотной коррозии, чем образцы из стали 40Х. Для образцов из стали 40Х при равной средней толщине слоя (что говорит о схожей потере массы после испытаний) отмечено различие в максимальной глубине коррозионных повреждений. Самая низкая максимальная и средняя скорость коррозии зафиксирована на образце из стали 40Х в горячекатаном состоянии.
- Образцы из стали 26ХМФА имеют склонность к язвенной коррозии в заданных условиях испытаний. После нормализации и отпуска сталь 26ХМФА обладает чуть более высокой стойкостью к углекислотной коррозии, чем после закалки и отпуска.
- Для стали 20Х3М средняя толщина слоя для образца после нормализации и отпуска составила 31мкм, для образца после закалки и отпуска – 50мкм. Максимальная глубина язвенных повреждений 36 и 55мкм соответственно. Качественных отличий в строении слоя продуктов коррозии в зависимости от режима термической обработки не выявлено. Тем не менее, после нормализации и отпуска сталь 20Х3М обладает чуть более высокой стойкостью к углекислотной коррозии, чем после закалки и отпуска.
- В целом при схожей микроструктуре испытываемых образцов, химический состав стали оказывает гораздо большее влияние на скорость коррозии и характер коррозионного повреждения стали.

#### ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ НАГРУЖЕНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ СИЛОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ТіNi НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИХ ИНДЕНТИРОВАНИИ

#### Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В.\*

ООО «ОПТИМИКСТ ЛТД», Санкт-Петербург, \*Санкт-Петербургский государственный университет. lena@smel.math.spbu.ru

Кольцевые силовые ленточные элементы (КСЛЭ) являются альтернативной конструкцией «металлическим мышцам» используемым в производстве слоистых материалов [1]. КСЛЭ представляет собой кольцо эллиптической формы, изготовленное из ленты шириной 12 и толщиной 1,6 мм из сплава Ti-49,9Ni at.%, претерпевающего обратный мартенситный переход вблизи 100 °С. Во время лабораторных и технологических испытаний КСЛЭ показали способность генерировать усилия 450–500 Н в результате развития эффекта памяти формы [2]. Этот уровень нагрузки не оказал негативного воздействия на работоспособность силовых элементов. Однако их функциональное назначение не исключает возможности перегрузки силовой конструкции в технологическом процессе, что может приводить к ее разрушению. Поэтому существует необходимость поиска способов получения информации о состоянии силовых элементов во время технологических операций.

Как показали исследования [3-5], перестройка кристаллической решетки различных композиций сплава TiNi при внешних термомеханических воздействиях сопровождается изменением параметров генерируемого акустического излучения. Это указывает на возможные перспективы использования акустической эмиссии (АЭ) в качестве индикатора состояния ленточных «металлических мышц» при их нагружении.

На рис. 1 приведена схема экспериментальной установки для изучения АЭ при индентировании КСЛЭ.



**Рис.1.** Схема установки для изучения АЭ при индентировании кольцевых силовых ленточных элементов в исходном (*a*) и нагруженном (*б*) состоянии. 1 – КСЛЭ, 2 – опорная призма, 3 – твердосплавный конический индентор, 4 – датчик АЭ, 5 – нагружающее устройство. *d* – диаметр КСЛЭ

При проведении опытов акустическую эмиссию инициировали внедрением твердосплавного конического индентора 3 в материал КСЛЭ (1). Максимальная нагрузка на индентор достигала 1000 Н. Для регистрации АЭ использовали датчик MSAE-1300WB-C (4) и усилитель MSAE FA010 с общим усилением 80 дБ. Испытания проводили при комнатной температуре. Материал КСЛЭ находился в мартенситном состоянии. Нагружение силового элемента осуществляли при помощи нагружающего устройства в виде регулируемых упоров 5 (рис. 16).

Изучение АЭ показало, что во всех исследованных случаях 90–100% импульсов из всех зарегистрированных являются сигналы с максимумом спектральной плотности на частоте ~ 66 кГц (рис.2). Увеличение усилия F на ленточную «мышцу» уменьшает высоту основного пика относительно уровня, характерного для АЭ отожженного (20 мин при 500°С) состояния. Степень нагружения КСЛЭ контролировали по величине геометрического параметра d, которая изменялась от 70 мм в исходном состоянии до 76 мм при максимальной нагрузке F ~540 H. С увеличением нагрузки наблюдалась также тенденция к снижению энергии сигналов АЭ и росту их медианной частоты (рис.3).



**Рис.2.** Зависимость кривой спектральной плотности мощности АЭ при индентировании КСЛЭ после отжига при F = 0 (1), 135 (2), 360 (3) и 540 H (4)



**Рис.3.** Зависимость энергии (1) и медианной частоты (2) сигналов АЭ при индентировании КСЛЭ после отжига при F = 0, 135, 360 и 540 Н

Таким образом, полученные данные показывают принципиальную возможность контроля с помощью АЭ уровня нагрузки, приложенной к кольцевым ленточным элементам.

- Вьюненко Ю.Н. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов/ Сб. статей Междунар. научного симпозиума «Перспективные материалы и технологии», Витебск, 2011. – С.182-184
- 2. Вьюненко Ю.Н., Турзаков А.С., Хлопков Е.А., Волков Г.А. Деформационно0силовые свойства кольцевых силовых ленточных элементов из сплава TiNi. // Сб. матер. междунар. симпозиума (22–26мая 2017 г., Витебск), Часть 1.– Витебск, Беларусь, 2017 – С. 36-38
- 3. Потекаев А.И., Плотников В.А. Акустическая диссипация энергии при термоупругих мартенситных превращениях. Томск: Изд-во НТЛ, 2004.- 196 с.

- Плотников В.А., Грязнов А.С., Харламов И.В. Обратимый деформационный ресурс при циклировании термоупругих мартенситных превращений в никелиде титана в условиях механического нагружения // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2011. Т. 8. № 2. С. 62-66.
- 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

#### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al-Cu-Si ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ В ИМПУЛЬСНОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

#### Осинская Ю.В., Покоев А.В., Ямщикова К.С.

ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева», Самара, Россия ojv76@mail.ru, a.v.pokoev46@mail.ru, ksya.09.02@mail.ru

Алюминиевые сплавы широко используют в качестве конструкционного материала в авиастроении, авто-, судо- и приборостроении, также в ракетной технике. В настоящее время современная промышленность предъявляет к алюминиевым сплавам все большие требования, а, следовательно, стоит задача улучшения их свойств. Для решения поставленной задачи применяются различные методы термообработки, одним из которых является технология искусственного старения, с помощью которой удается в значительной мере изменить характеристики сплавов. Старение является разновидностью фазового превращения, при котором в решетке сплава образуются фазовые выделения, скорость роста зародышей которых контролируется диффузией, а также зависит от внешних воздействий, в том числе и от приложенного импульсного магнитного поля (ИМП). Рост фазовых выделений значительно влияет на передвижение дислокаций, и тем самым определяет изменение свойств состаренных сплавов.

В работе [1, 2] показано, что наложение ИМП на искусственное старение бериллиевой бронзы БрБ-2 приводит к изменению структуры, размера и количества фаз в сплаве, что и определяет значительное увеличение пластических свойств этого сплава до ~22 %. Представляет интерес выяснить влияние ИМП на свойства и фазовый состав алюминиевого сплава Al–Cu–Si при старении, что позволит, в случае улучшения его свойств, оценить перспективы усовершенствования технологий обработки алюминиевых сплавов. В связи с этим целью работы является экспериментальное исследование влияния ИМП на свойства и процесс фазообразования в состаренном алюминиевом сплаве Al–Cu–Si методом микротвердости и рентгенофазового анализа.

Объектом исследований являлся алюминиевый деформируемый технический сплав Al–Cu–Si, основными легирующими добавками которого являются Cu (3.88 вес. %), Si (1.19 вес. %), Mn (0.73 вес. %) и Mg (0.6 вес. %), и содержащего неконтролируемые примеси до ~0.74 вес. %.

Предварительно образцы подвергали закалке: образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре 450±5 °C в течение 30 мин, затем охлаждали быстрым погружением в воду при температуре 20±0.5 °C. Старение закаленных образцов проводили при температуре 190.0±0.5 °C в вакуумной камере при давлении остаточных паров  $10^{-3}$  Па, времени старения от 2 до 8 ч в ИМП амплитудой напряженности 7.0±0.1 кЭ (557.2±8.0 кА/м) и частотой 2 Гц и без него.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER при нагрузке 100 г и время нагружения 7 с. Каждое значение микротвердости получали усреднением по 10 измерениям. Относительная ошибка среднего значения микротвердости составляла ~ 2 %.

В исходном состоянии среднее значение микротвердости сплава составляет 120 кГ/мм<sup>2</sup> (1176 МПа). После закалки значение микротвердости уменьшилось и достигло своего значения 67 кГ/мм<sup>2</sup> (657 МПа). Полученное значение микротвердости согласуется с литературными данными [3]. Старение при температуре 190 °С без наложения ИМП всегда приводит к увеличению микротвердости исследуемого сплава. Это можно объяснить тем, что при старении металлического сплава выделяются фазы (в частности, Al<sub>2</sub>Cu), которые тормозят движение дислокаций и тем самым, приводят к возрастанию прочностных свойств сплава. Максимальное значение микротвердости сплава достигается при отжиге 8 ч и составляет 102 кГ/мм<sup>2</sup> (1000 МПа).



Рис. 1. Зависимость микротвердости алюминиевого сплава Al-Cu-Si от времени старения

Наложение ИМП на старение исследуемого сплава всегда приводит к уменьшению микротвердости до 35 %, при этом пластические свойства сплава возрастают. Наблюдается, так называемый, положительный магнитопластический эффект (МПЭ) [4, 5]. Минимальное значение микротвердости сплава достигается при времени старения 6 ч и составляет 62 кГ/мм<sup>2</sup> (608 МПа).

Рентгеновский анализ проводили в  $CoK_{\alpha}$ -излучении на дифрактометре ДРОН-2, оснащенном аппаратно-программным комплексом управления, регистрации и обработки результатов измерений. Анализ результатов показал, что наложение ИМП на старение сплава приводит к уменьшению полуширины линий, соответствующих  $\alpha$ -твердому раствору на основе алюминия, что свидетельствует об меньшей искаженности кристаллической решетки. Обнаруживаются линии, соответствующие фазе Al<sub>2</sub>Cu, но их количество уменьшается при наложении ИМП, что свидетельствует о менее интенсивном процессе фазообразования.

- 1. Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2009. Т. 11. №5. С. 56 63.
- 2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // ФММ. 2008. Т. 105. №4. С. 385 390.
- 3. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978.
- 4. Молоцкий М.И. // Физика твердого тела. 1991. Т. 33. № 10. С. 3112-3114.
- 5. Головин Ю.И. // Физика твердого тела. 2004. Т. 46. Вып. 5. С. 769-803.

#### ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al-Si-Fe-Mn-Mg

#### Осинская Ю.В., Покоев А.В., Шахбанова С.Г., Журавлева К.Н.

ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева», Самара, Россия ojv76@mai.ru, a.v.pokoev46@mail.ru, ShakhbanovaSel@mail.ru, zhrvlvksenija@mail.ru

На данный момент известны различные способы использования внешнего воздействия на металлы и их сплавы с целью улучшения физико-механических свойств. Одним из таких методов является технология искусственного старения предварительно закаленного металлического сплава, которая приводит к существенному увеличению прочностных свойств. Преимущественно это обусловлено тем, что во время старения в решетке сплава образуются дисперсные кластеры и фазы, размеры и скорость роста, которых зависят от внешних воздействий. Растущие кластеры существенно влияют на перемещение дислокаций, что приводит к изменению макроскопических свойств состаренных сплавов. В результате ранее проведенных исследований свойств бериллиевой бронзы БрБ–2 после искусственного старения в импульсном магнитном поле (ИМП) были получены данные [1, 2], которые показывают, что ИМП оказывает положительное воздействие на пластические свойства сплава, при этом микротвердость сплава уменьшается. Наблюдается, так называемый, положительный магнитопластический эффект (МПЭ) [3, 4]. В связи с этим, целью данной работы является изучение влияния ИМП на процесс фазообразования в алюминиевом сплаве Al-Si-Fe-Mn-Mg (далее алюминиевый сплав) при старении методами микротвердости и рентгеновского анализа. Последнее будет способствовать пониманию физической картины магнитопластического эффекта в сплавах и возможностей его практического использования.

Объектом исследований являлся алюминиевый литейный технический сплав Al–Si– Fe–Mn–Mg, основными легирующими добавками которого являются Si (~8.0 – 11.0 вес. %), Mg (~0,2 – 0,4 вес. %) и Fe (~1.3 вес. %), и содержащего неконтролируемые примеси до ~1.5 вес. %.

Предварительно образцы подвергали закалке: образцы одновременно выдерживали в печи в атмосфере воздуха при температуре  $535\pm5$  °C в течение 2 ч, затем охлаждали быстрым погружением в воду при температуре  $20\pm0.5$  °C. Старение закаленных образцов проводили при температуре  $175.0\pm0.5$  °C в вакуумной камере при давлении остаточных паров  $10^{-3}$  Па, времени старения от 2 до 8 ч в ИМП с напряженностью  $7.0\pm0.1$  кЭ (557.2±8.0 кА/м) при частоте 2 Гц и без него.

Микротвердость измеряли с помощью микротвердомера HAUSER при нагрузке 100 г и время нагружения 7 с. Каждое значение микротвердости получали усреднением по 10 измерениям. Относительная ошибка среднего значения микротвердости составляла ~ 4 %.

В исходном состоянии среднее значение микротвердости сплава составляет 66 кГ/мм<sup>2</sup> (647МПа). После закалки значение микротвердости увеличилось и достигло своего значения 80 кГ/мм<sup>2</sup> (784 МПа) (рис. 1).

Старение при температуре 175 °С всегда приводит к увеличению микротвердости исследуемого сплава. Это можно объяснить тем, что при старении металлического сплава выделяются фазы (в частности, Mg<sub>2</sub>Si), которые тормозят движение дислокаций и тем самым, приводят к возрастанию прочностных свойств сплава. Максимальное значение микротвердости сплава достигается при отжиге 4 ч и составляет 118 кГ/мм<sup>2</sup> (1156 МПа).



Рис. 1. Зависимость микротвердости алюминиевого сплава Al–Si–Fe–Mn–Mg от времени старения

Наложение ИМП напряженностью 7 кЭ и частотой 2 Гц на старение исследуемого сплава всегда приводит к уменьшению микротвердости до 31 %, при этом пластические свойства сплава возрастают. Наблюдается, так называемый, положительный магнитопластический эффект (МПЭ) [3, 4]. Кроме этого, обнаружено, что при наложении ИМП значения микротвердости практически не изменяются с длительностью старения.

Рентгеновский анализ проводили в  $CoK_{\alpha}$ -излучении на дифрактометре ДРОН-2, оснащенном аппаратно-программным комплексом управления, регистрации и обработки результатов измерений.

Методом рентгеноструктурного анализа были определены параметры тонкой структуры (ПТС) исследуемого сплава. Анализ полученных результатов показал, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ИМП всегда больше, чем в его отсутствие, а величина относительной микродеформации и плотность дислокаций при наложении поля меньше, чем значения, полученные без него. Это свидетельствует о том, что структура сплава при наложении ИМП становится более однородной и совершенной.

Анализ результатов рентгенофазового анализа показал, что наложение ИМП напряженностью 7 кЭ и частотой 2 Гц на старение сплава приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий до 3,8 раз и уменьшению их полуширины по сравнению с отжигом без наложения поля, что также свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава.

- 1. Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2009. Т. 11. №5. С. 56 – 63.
- 2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. // ФММ. 2008. Т. 105. №4. С. 385 390.
- 3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Урусовская А.А., Перекалина Т.М. // Физика твердого тела. 1987. Т.29. №2. С. 467 –470.
- 4. Головин Ю.И. // Физика твердого тела. 2004. Т. 46. № 5. С. 769 803.

#### ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА С ЖЕСТКИМИ ТОРОИДАЛЬНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Красницкий С.А.,<sup>1,2,3</sup> Трофимов А.С.,<sup>3,4</sup> Севостьянов И.Б.,<sup>3</sup> Ради Э.<sup>5</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет, Санкт-Петербург, РФ <sup>2</sup> Университет ИТМО, Санкт-Петербург, РФ <sup>3</sup> New Mexico State University, Las Cruces, USA <sup>4</sup> Сколковский институт науки и технологии, Московская обл., РФ <sup>5</sup> Univertsita di Modena e Reggio Emilia, Via Amendola, Italy <u>Krasnitsky@mail.ru, Trofimovanton0310@gmail.com</u>, <u>Igor@nmsu.edu, Enrico.radi@unimore.it</u>

Изучение эффективных упругих свойств композитных материалов с включениями различной формы представляет интерес в современном материаловеденье. В частности, наша работа посвящена вкладу жестких тороидальных включений в общие упругие свойства композита. Композитные материалы с включениями такого рода благодаря своим функциональным свойствам нашли применение при создании электродов для литиевых батарей [1,2]. Полимерные микроторы используются в биотехнологиях [3]. Однако при аналитическом описании упругих свойств материалов с такой микроструктурой обычно используется подход основанный включениях с эллипсоидальной формой. Это нереалистичное допущение может привести к ошибочным результатам при оценке эффективных упругих свойств композитов.

Применение аналитических методов микромеханики для предсказания эффективных свойств ограничено геометрией включений составляющих композит. На сегодняшний день известно несколько аналитических решений описывающих эффективные свойства композита с торроидальными включениями [4–5]. В [4] с помощью асимптотического подхода определяют вклад от жесткого тонкого тора в упругие свойства. Авторы работы [5] аналитически рассчитали температурные поля вокруг тороидальной полости в теплопроводящей среде и использовали полученные результаты для описания теплопроводящих свойств композитного материала, содержащего множество случайно ориентированных пор такой формы.

Мы получили строгое аналитическое решение граничной задачи теории упругости для абсолютно жесткого включения тороидальной формы в изотропной среде под действием однородной деформации. Решение найдено в форме рядов по присоединенным полиномам Лежандра, следуя методу, изложенному в работе [6]. Полученные упругие поля были использованы для анализа компонентов тензора упругого вклада от абсолютно жесткого включения в зависимости от геометрических параметров тора, упругих свойств матрицы. Эти результаты апробированы с помощью конечно-элементного моделирования. Все это позволило нам впервые строго теоретически предсказать эффективные упругие свойства композитных материалов содержащих множество случайно ориентированных включений тороидальной формы.

- 1. Horstmann B, et al. 2013 J. Phys. Chem. Lett.4 4217
- 2. Chen Y, et al. 2013 Nat. Chem. 5 489
- 3. Alexander L, et al. 2008 Chem. Commun. 30 3507
- 4. Argatov I, et al. 2011 Int. J. Eng. Sci. 49 61
- 5. Radi E, et al. 2016 Proc. R. Soc. A 472
- 6. Krokhmal P 2002 J. Eng. Math. 44 345

#### СТРУКТУРА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО ТИПУ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С СЭНДВИЧ-СТРУКТУРОЙ

#### Гладковский С.В., Каманцев И.С., Кутенева С.В., Веселова В.Е.

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

Все более широкое применение в различных отраслях транспортного и энергетического машиностроения, судостроения и авиакосмической техники находят перспективные слоистые металлические композиты с сэндвич-структурой конструкционного и функционально назначения, относящиеся к общему классу многокомпонентных материалов. Слоистые композиты на металлической основе обладают уникальным сочетанием физикомеханических свойств, а также повышенным сопротивлением хрупкому разрушению в широком температурном диапазоне. Однако особенности формирования структуры металлических слоев в составе композитов в процессе их получения и характеристики сопротивления разрушению данных материалов изучены недостаточно.

В связи с этим в работе методами оптической и электронной микроскопии исследовано строение межслойных границ и микроструктура отдельных слоев, определен комплекс механических свойств и характеристик трещиностойкости при различных условиях нагружения слоистых металлических композиционных материалов (СМКМ) на основе сталей 20, 09Г2С, IF(001ЮТ), ЭП678, 12Х18Н10Т, алюминиевых сплавов АД0, АД1 и АМц. Изученные композиты толщиной от 3 до 10 мм с количеством слоев 3–27 были получены методами сварки взрывом и горячей пакетной прокатки, в том числе в сочетании со сваркой давлением. Проведенные структурные исследования показали, что при сварке взрывом в объеме слоев композита удается сохранить их исходную структуру, сформированную в результате предварительной обработки. Так, установлено, что в слоях мартенситно-стареющей стали в составе полученного сваркой взрывом 7-слойного композита «09Г2С–ЭП678» сохраняется сформированная при исходной теплой прокатке ультамелкозернистая структура, что благоприятно сказывается на комплексе механических свойств и трещиностойкости слоистого материала.

В сталеалюминиевых композитах технологический процесс соединения слоев методом горячей (для алюминия и его сплавов) и теплой (для сталей) прокатки в интервале температур 500–600 °C в результате деформационно-термического воздействия приводит к эволюции структуры компонентов, способствующей улучшению сопротивления разрушению СМКМ. Повышенная температура начала прокатки пакета t = 1050 °C при получении композита типа «сталь–сталь» (09Г2С–ЭП678) не позволяет сохранить исходную структуру стальных слоев. Однако возможность регулирования прочности отдельных слоев и всего композита данного состава может быть реализована за счет проведения последующей закалки и дополнительного нагрева до температуры 500°C, соответствующего упрочняющему старению для слоев стали ЭП678 и смягчающему отпуску для слоев стали 09Г2С.

Результаты испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре показали, что прочностные свойства большинства СМКМ, превосходят значения  $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$  исходных компонент, а также расчетные показатели прочности композитов, полученные по правилу смесей. Сопротивление разрушению изученных СМКМ оценивалось по результатам испытаний на ударную вязкость, статическую, динамическую и циклическую трещиностойкость стандартных образцах толщиной 5 и 10 мм по схеме 3-точечного изгиба при комнатной и пониженной температурах в соответствии с рекомендациями ГОСТ9454-78, в том числе с использованием экспериментальных методов механики разрушения (ГОСТ 25.506-85, РД50-433-82, РД 50-345-82).

Анализ результатов ударных испытаний на инструментированном маятниковом копре «Tinius Olsen IT542» выявил характерные скачки на диаграммах ударного нагружения, связанные с прохождением трещиной границы раздела слоев и/или ее отклонением вдоль этих границ. Установлено, что при неизменном составе, конструкции и технологии получения СМКМ характер их разрушения существенным образом зависит от ориентации надреза по «тормозящему» («crack-arrester») или «разветвляющему» типу («crackdevider»). В первом случае в слоистых материалах достигаются в 3-5 раз более высокие значения ударной вязкости и динамической трещиностойкости по сравнению с образцами с надрезом по «разветвляющему типу». Для всех композитов при ударных испытаниях значения работы распространения трещины существенно превышают значения работы зарождения. Установлено, что исследованные СМКМ сохраняют повышенные значения показателей ударной вязкости и динамической трещиностойкости в области температур испытания до -60 °C, а для отдельных составов и до температуры жидкого азота. При этом часть ударных образцов с ориентацией надреза по «тормозящему типу» в результате отклонения трещины вдоль границ раздела слоев и ее остановки полностью не разрушалась.

По результатам циклических испытаний с использованием высокочастотной резонансной испытательной машины MIKROTRON строились кривые живучести в координатах «*l*–*N*» и кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) в координатах  $\ll dl/dN - \Delta K$ ». Определение момента зарождения и длины растущей усталостной трещины при циклическом нагружении осуществлялось методом фотофиксации и по падению регистрируемой машиной MIKROTRON резонансной частоты нагружения, вызванной изменением жесткости системы «образец-машина» при подрастании трещины. Для мониторинга процесса трещинообразования и состояния поверхности образца в пределах пластической зоны в вершине усталостной трещины был реализован специально адаптированный применительно к СМКМ метод динамической лазерной спекл-интерферометрии. Циклические испытания 3-, 5- и 7-слойных СМКМ на основе сталей 09Г2С, ЭП678, алюминиевых сплавов АДО, АД1 и АМц выявили аномальное снижение скорости роста трещин на КДУР по сравнению с монолитными образцами металла основы. На примере 3слойного 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 стали ЭП678. Показано, что существенный вклад в уровень сопротивления разрушению изученных материалов вносят состав, структура металла основы и конструкция (соотношение толщин и порядок чередования слоев) композитов. По результатам проведенного исследования выявлены основные факторы, способствующие повышению сопротивления разрушению СМКМ с сэндвичструктурой по сравнению с исходными компонентами при различных условиях нагружения.

Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ №16-38-00723\_мол\_а и проекта УрО РАН № 15-15-1-52.

#### ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ВЕЛИЧИНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО И МЕХАНИЧЕСКОГО ГИСТЕРЕЗИСОВ ПРИ РАЗВИТИИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %)

#### Тимофеева Е.Е., Ларченкова Н.Г., Тагильцев А.И., Пичкалёва М.В., Панченко Е.Ю.

Томский государственный университет, Томск, Россия, katie@sibmail.com

Работа посвящена исследованию влияния режима термической обработки на величины термического и механического гистерезисов при развитии мартенситных превращений (МП) в монокристаллах Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %). Известно [1], что при проведении термических обработок в монокристаллах NiFeGa выделяются частицы  $\gamma$  и  $\gamma'$ -фаз (соответственно, ГЦК-структура и L1<sub>2</sub>-структура), которые оказывают существенное влияние на закономерности термоупругих МП при охлаждении/нагреве и под нагрузкой, в том числе на величину гистерезиса.

Монокристаллы Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %) выращены по методу Бриджмена. Монокристаллы Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> были исследованы в исходном состоянии после роста без дополнительных термических обработок и после отжига. Отжиг проводился при температурах от 473 К до 1073 К в течение 1 часа в среде гелия, с последующей закалкой. Образцы для испытаний растяжением были вырезаны на электроискровом станке в форме двойных лопаток с размером рабочей части (16×2,8×1,5) мм<sup>3</sup>. Перед испытанием образцы шлифовали и электролитически полировали в электролите 200 г. H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> + 50г. CrO<sub>3</sub> при T = 293 K, U = 15 В для удаления поврежденного поверхностного слоя. Механические испытания проводили на электромеханической испытательной машине Instron 5969.

По кривым зависимости электросопротивления от температуры  $\rho(T)$  рассчитаны температуры прямого ( $M_s$  и  $M_f$ ) и обратного ( $A_s$  и  $A_f$ ) МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии. Величина термического гистерезиса рассчитывалась как разница  $\Delta T = M_s - A_f$ . Величина механического гистерезиса рассчитана по кривым зависимости напряжение-деформация при развитии сверхэластичности (СЭ) при  $T = A_f + 7-14$  К.

При низких температурах отжига 473–573 К не происходит выделение частиц вторичных фаз [2]. В исходных и не отожженных однофазных кристаллах высокотемпературная фаза имеет L2<sub>1</sub>-структуру. В [011]-монокристаллах Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %) при охлаждении/нагреве в свободном состоянии возникает 14М-мартенсит, а при растяжении развивается последовательность L2<sub>1</sub>–14М–L1<sub>0</sub> МП. Величина термического гистерезиса при L2<sub>1</sub>–14М МП не выше 4 К, величина механического гистерезиса при МП под растягивающей нагрузкой 38 МПа (рис. 1). Отжиг при 673 К и 773 К не изменяет структуру высокотемпературной фазы и последовательность МП при изменении температуры и приложении нагрузки. При этом выделяются мелкие частицы  $\gamma'$ -фазы величиной до 20–35 нм. Не испытывая МП, частицы при зарождении кристаллов мартенсита оказываются включенными в них и деформируются только упруго, приводя к накоплению обратимой (упругой и поверхностной) энергии, способствующей обратному превращению. Частицы существенно упрочняют высокотемпературную фазу. Поэтому в монокристаллах с мелкими частицами наблюдаются узкий термический гистерезис 9–10 К и узкий механический гистерезис при МП под нагрузкой 30–38 МПа.

При увеличении температуры отжига до 873 К и выше изменяется структура высокотемпературной фазы и мартенсита. При охлаждении/нагреве и под нагрузкой наблюдается B2–L1<sub>0</sub> МП. При отжиге свыше 773 К частицы γ-фазы резко увеличиваются в размере, до 600 нм при 1073 К. Увеличение размера частиц приводит к изменению механизма взаимодействия мартенсита и крупных частиц. Кристаллы L1<sub>0</sub>-мартенсита при зарождении не могут включить крупные частицы и растут в межчастичных расстояниях. На межфазной границе между частицей и матрицей при этом могут зарождаться другие варианты мартенсита с ориентацией, отличной от ориентированного мартенсита напряжений. Взаимодействие и пересечение кристаллов мартенсита напряжений и другая морфология мартенсита приводит к увеличению механического гистерезиса в кристаллах с крупными частицами, по сравнению с кристаллами, содержащими наноразмерные частицы. Кроме того, L1<sub>0</sub>-мартенсит содержит более высокую плотность микродвойников, что ухудшает аккомодацию на границе с аустенитом, увеличивает силу трения при движении межфазной границы, по сравнению с 14М-структурой. Все перечисленное приводит к значительному увеличению механического гистерезиса до 18 К (рис. 1), по сравнению с однофазными монокристаллами и кристаллами с мелкими частицами  $\gamma'$ -фазы и L2<sub>1</sub>–14M–L1<sub>0</sub> МП.



**Рис. 1.** Зависимости термического  $\Delta T$  и механического  $\Delta \sigma$  гистерезиса от температуры в [011]-монокристаллах Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента (МК-8884.2016.8).

#### Список литературы

- E. E. Timofeeva, E. Yu. Panchenko, Yu. I. Chumlyakov, N.G. Vetoshkina , H.J. Maier One-way and two-way shape memory effect in ferromagnetic NiFeGaCo single crystals. Materials Science and Engineering A.2015. V. 640, P. 465-470.
- Chumlyakov Y.I., Kireeva I.V., Panchenko E.Y., Timofeeva E.E., Kretinina I.V., Kuts O.A., Physics of Thermoelastic Martensitic Transformation in High-Strength Single Crystals, in: N. Resnina and V. Rubanik (Eds.) Shape Memory Alloys: Properties, Technologies, Opportunities, Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, 2015, pp. 108-174.

#### МЕЖМАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ/НАГРЕВЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni54Fe19Ga27 (ат. %) ПОД СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ

#### Тимофеева Е.Е., Ларченкова Н.Г., Тагильцев А.И., Пичкалёва М.В., Панченко Е.Ю.

Томский государственный университет, Томск, Россия, katie@sibmail.com

Работа посвящена исследованию межмартенситных превращений (ММП) при охлаждении/нагреве в монокристаллах Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %) под сжимающей нагрузкой.

Монокристаллы Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (ат. %) выращены по методу Бриджмена. Монокристаллы Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> были исследованы в исходном состоянии без дополнительных термических обработок. Образцы для испытаний сжатием были вырезаны на электроискровом станке в форме параллелепипедов с размерами ( $3 \times 3 \times 6$ ) мм<sup>3</sup>. Механические испытания проводили на установке ИПМС-1 для измерения эффекта памяти формы.

На рис. 1 представлены кривые напряжение-деформация  $\varepsilon(T)$  для [001]монокристаллов Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>, полученные при охлаждении/нагреве под сжимающей нагрузкой. С увеличением напряжений изменяется вид кривых, увеличиваются температурные интервалы прямого и обратного МП  $\Delta'_1$  и  $\Delta'_2$ , возрастают температуры  $M_s'$ ,  $M_f'$ ,  $A_s'$ ,  $A_f'$ . При определенном уровне напряжений изменяется тип МП по классификации Тонга– Вэймана. При напряжениях ниже ~130 МПа реализуется МП первого типа –  $M'_s < A'_s$  (рис. 1), и превращение характеризуется малыми значениями интервалов  $\Delta'_1$  и  $\Delta'_2$  и малыми значениями накопленной обратимой (упругая и поверхностная энергия) составляющей нехимической свободной энергии. Отношение обратимой к необратимой составляющей  $\Delta G_{rev}/2\Delta G_{irr}$  рассчитано с помощью экспериментальных значений температур  $M_s'$ ,  $M_f'$ ,  $A_s'$ ,  $A_f'$ , как показано в [1]:

$$|\Delta G_{rev}(1)| = (M_s - M_f) \cdot \frac{\Delta S_{ch}}{2} + (A_f - A_s) \cdot \frac{\Delta S_{ch}}{2}, \quad |\Delta G_{irr}| = \frac{\Delta S_{ch}}{2} (A_f - M_s).$$
(1)



**Рис. 1.** Кривые ε(*T*) и зависимости температур МП при охлаждении/нагреве под нагрузкой от приложенных напряжений для [001]-монокристаллов Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> при деформации сжатием

С ростом приложенных напряжений температуры  $M'_{s}$  и  $A'_{s}$  меняются местами  $(M'_{s} > A'_{s})$ , увеличиваются интервалы  $\Delta'_{1}$ ,  $\Delta'_{2}$ , т.е. тип МП изменяется на второй по классификации Тонга–Вэймана. При МП второго типа происходит значительное накопление обратимой энергии, о чем свидетельствует отношение  $\Delta G_{rev}/2\Delta G_{irr}$ , которое становится больше 1.

Известно [2], что в [001]-монокристаллах Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> под сжимающей нагрузкой при T = 330-360 К изменяется последовательность ММП с L2<sub>1</sub>-14M-L1<sub>0</sub> на L2<sub>1</sub>-L1<sub>0</sub>. Необходимо отметить, что значения температурам изменения последовательности ММП под нагрузкой, определенные по кривым  $\sigma(\varepsilon)$  в работе [2], соответствуют значениям напряжений (~130 МПа), при которых происходит изменение типа МП на зависимостях  $M_{\rm s}'(\sigma)$  и  $A_{\rm s}'(\sigma)$ . Следовательно, при изменении последовательности МП под нагрузкой изменяется и соотношение  $\Delta G_{rev}$  и  $\Delta G_{irr}$ . При этом интервал прямого МП  $\Delta'_1$  монотонно увеличивается с ростом напряжений и превышает значения интервала обратного МП  $\Delta'_{2}$ . Следовательно, происходит накопление обратимой энергии в ходе прямого МП, которая расконсервивуется при обратном МП и является его движущей силой. Значения интервала обратного МП  $\Delta'_2$  при развитии L2<sub>1</sub>–14М–L1<sub>0</sub> МП слабо зависят от напряжения при  $\sigma =$ 0÷100 МПа и составляют 5–7 К. При развитии  $L_{21}-L_{10}$  МП значения  $\Delta'_{2}$  резко увеличиваются до 24 К при 140 МПа и далее слабо изменяются до 35 К. Следовательно, МП в L10мартенсит сопровождается увеличением упругой энергии по сравнению с превращением в 14М. Разность  $(\Delta'_2 - \Delta'_1)$  так же растет с напряжениями, что приводит к асимметричным петлям гистерезиса: значение гистерезиса  $\Delta T_{2\sigma} = A_s - M_f$  увеличивается, тогда как  $\Delta T_{1\sigma} =$  $M_s - A_f$  изменяется слабо.

Изменение типа МП по классификации Тонга–Вэймана с ростом напряжений так же наблюдали в сплавах NiTiHfPd в работе [3], где не изменяется структура мартенсита и это явление связывают с изменениями параметров решеток фаз при высоких приложенных напряжениях  $\sigma > 700$  МПа, что влияет на совместность мартенситной и аустенитной фаз. Это может быть общей закономерностью развития термоупругих МП под нагрузкой и не связано с изменением последовательности МП под нагрузкой.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента (МК-8884.2016.8).

#### Список литературы

- Daroczi L., Palanki Z., Szabo S., Beke D.L. Stress dependence of non-chemical free energy contributions in Cu–Al–Ni shape memory alloy // Materials Science and Engineering. 2004. V. 378. P. 274–277.
- Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Maier H.J., Gerstein G. Особенности высокотемпературной сверхэластичности в [001]-монокристаллах NiFeGa при деформации сжатием // Письма в журнал технической физики. 2017. Вып. 6. Стр. 86.
- Karaca H.E., Acar E., Ded G.S., Basaran B., Tobe H., Noebe R.D., Bigelow G., Chumlyakov Y.I. Shape memory behavior of high strength NiTiHfPd polycrystalline alloys // Acta Materialia. 2013. V. 61. P. 5036–5049.

#### ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И БИМОДАЛЬНОЙ СУБМИКРО-МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ, ДИНАМИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ

## Сафин Э.В.<sup>1</sup>, Малышева С.П.<sup>2</sup>, Галеев Р.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия <sup>2</sup> Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия <u>edsafin@ufamail.ru</u> <u>2svufa@mail.ru</u>

Проведены сравнительные исследования механических свойств титанового сплава ВТ6 (Ti–6Al–4V) со стандартной равноосной микрокристаллической структурой (МК) с размером зерен  $\alpha$ -фазы 10 мкм, однородной субмикрокристаллической структурой (СМК) с размером зерен (фрагментов) 0,5 мкм и бимодальной субмикро-микрозеренной структурой, состоящей из матрицы со средним размером зерен 0,8–1,5 мкм и включением в нее зерен  $\alpha$ -фазы размером 5 мкм при статическом, динамическом и циклическом нагружени-ях.

Показано, что сплав с однородной СМК структурой обладает по сравнению с МК сплавом повышенной твердостью, прочностью и сопротивлением усталости, однако, ударная вязкость в сплаве с СМК структурой существенно ниже, чем с МК структурой, что существенно уменьшает перспективы практического применения сплава с такой структурой. В этой связи, практический интерес представляет сплав с бимодальной структурой, который при сопоставимых с СМК состоянием характеристиках твердости, прочности и сопротивления усталости обладает заметно большей пластичностью и ударной вязкостью. Значение ударной вязкости сплава с бимодальной структурой у образцов с наведенной усталостной трещиной (КСТ) составляет 0,15 МДж/м<sup>2</sup>, что значительно выше, чем в сплаве с однородной СМК структурой – 0,08 МДж/м<sup>2</sup>, что позволяет прогнозировать более высокие показатели живучести у деталей из сплава с бимодальной структурой. При этом технологически сформировать бимодальную структуру в заготовке легче, чем СМК, поскольку всесторонняя ковка осуществляется при одной достаточно высокой температуре 750°С, при которой не требуется больших усилий прессового оборудования. Выполненная оценка механических свойств позволяет выработать общие рекомендации, касающиеся формирования типа микроструктуры и размеров структурных составляющих в сплаве ВТ6 в зависимости условий нагружения и предполагаемой температуры эксплуатации деталей.

Состояние	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , МПа	δ, %	ψ, %,	Микротвердость по Виккерсу HV	КСU, МДж/м <sup>2</sup>	КСТ, МДж/м <sup>2</sup>	σ <sub>-1,</sub> МПа
СМК (0,5 мкм)	1302	1178	7,4	60,1	377,0	0,37	0,08	688
Бимодальное (1,5 мкм)	1112	1089	19,4	55,3	362,0	0,38	0,15	720
МК (5 мкм)	1064	950	18,9	42,9	345,3	0,45	0,24	527

Таблица 1. Механические свойства сплава ВТ6 в исследуемых состояниях

#### ЭФФЕКТ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО И ПОВТОРНОГО СТАРЕНИЯ НА НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И ТВЕРДОСТЬ ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

#### Ильясов Р.Р., Маркушев М.В., Автократова Е.В., Крымский С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия ilyasov@imsp.ru

Заготовки диаметром 20×1 мм, вырезанные из прутка алюминиевого сплава Д16 (Al-4Cu-1Mg-0.4Mn), были подвергнуты интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением (КВД) (10 оборотов, P = 6 ГПа,  $T_{\text{ком}}$ ). Исследовали эффект степени гетерогенности исходной структуры на нано-структурирование и упрочнение сплава при ИПД. Для этого заготовки закаливали с 505 °C и старили при 190 °C от 1 до 10 часов. В результате в закаленном сплаве алюминиевая матрица была пересыщена основными легирующими элементами и в ней были однородно распределены частицы T-фазы (Al<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>) (длина и толщина – 330 и 70 нм, соответственно, плотность от 2 до 4 х 10<sup>2</sup> мкм<sup>-3</sup>). А в состаренных состояниях дополнительно к ним формировали зоны и метастабильные наноразмерные пластинчатые выделения S-фазы (Al<sub>2</sub>MgCu), размеры и плотность которых увеличивались с длительностью старения, и к 10 часам достигали 205 х 8 нм при плотности 3–4 х10<sup>3</sup> мкм<sup>-3</sup>, соответственно.

Установлено, что при ИПД в закаленном сплаве формировалась наиболее развитая нанофрагментированная структура со средним размером (суб)зерен ~75 нм, а увеличение длительности старения приводило к все большему подавлению его наноструктурирования и увеличению доли плотных дислокационных стенок.

Микротвердость сплава при предварительной термообработке изменялась типично и отражала происходившие процессы твердорастворного и дисперсионного твердения. Наибольший прирост твердости сплава – до 40–45 Hv, отмечался после 10 часового старения и обеспечил его твердость до 165 Hv. ИПД привела к значительному упрочнению сплава с фиксированием уникально высоких значений микротвердости (255–265 Hv), причем во всех исходных состояниях. При этом упрочняющей эффект ИПД был максимален в исходно закаленном сплаве, и с введением старения, как и с увеличением его длительности, уменьшался. При ИПД упрочнение сплав было обусловлено, преимущественно, двумя факторами – повышением плотности дефектов кристаллического строения (в основном дислокаций и их конфигураций), а также формированием сетки границ зерен. Вклад от последнего был максимален в закаленном сплаве и снижался по мере увеличения длительности старения.

Проведение повторного старения ИПД состояний сплава при 100  $^{0}$ C длительностью до 100 часов привело к их дополнительному упрочнению на 15–30 Hv. При этом прирост твердости и его интенсивность при выдержках до 50 часов в закаленном сплаве были несколько выше, чем в состаренных состояниях, но к 100 часам разница в их твердости нивелировалась.

Обсуждена природа обнаруженного структурно-механического поведения сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, грант № 16-19-10152

#### ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiFeGa

### Беляев С.П.<sup>1</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>, Николаев В.И.<sup>2</sup>, Тимашов Р.Б.<sup>2</sup>, Газизуллина А.Р.<sup>1</sup>, Сибирев А.В.<sup>1</sup>, Аверкин А.И.<sup>2</sup>, Крымов В.М.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия, <sup>2</sup>Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия alekspb@list.ru

Среди большого количества сплавов с эффектом памяти формы, наиболее известными являются сплавы на основе TiNi (никелид титана), поскольку они могут развивать большие усилия и восстанавливать значительную неупругую деформацию, что определяет их широкое применение в различных отраслях техники. Однако сплавы TiNi проявляют низкую стабильность функциональных свойств в режиме многократных теплосмен, что накладывает ограничения на их использование в устройствах многократного действия. Поэтому продолжается поиск новых сплавов с ЭПФ способных заменить сплав TiNi. Одним из таких сплавов является NiFeGa, который демонстрирует рекордные значения эффекта псевдоупругости и проявляет этот эффект в широком температурном интервале. Поэтому можно ожидать, что в сплаве NiFeGa реализация других эффектов памяти формы будет сопровождаться высокой обратимой деформацией, что позволит использовать этот материал вместо сплавов на основе TiNi. Исследование особенностей реализации эффектов памяти формы в сплаве NiFeGa и явилось целью данного исследования.

Объектом исследования являлись образцы монокристалла сплава Ni<sub>55</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub> с ориентацией [001], выращенные методом Чохральского. Образцы были подвергнуты закалке от 900 °C и отжигу от 600 °C (охлаждение в печи). После термообработки в сплаве присутствует фаза L2<sub>1</sub> и частицы  $\gamma$ -фазы. При охлаждении и нагревании фаза L2<sub>1</sub> претерпевает обратимое мартенситное превращение в фазу 10М при температурах  $M_{\rm H} = 50$  °C и  $M_{\rm K} =$ 40 °C,  $A_{\rm H} = 53$  °C и  $A_{\rm K} = 63$  °C.

Полученные результаты показали, что увеличение предварительной деформации приводит к возрастанию величины эффекта памяти формы до тех пор, пока деформирование осуществляется за счет переориентации 10М мартенсита. Появление под нагрузкой 14М и  $L1_0$  фаз не влияет на значение эффекта памяти формы, максимальная величина которого составляет 4,6%. Увеличение напряжения, действующего при охлаждении и нагревании, уменьшает величины эффектов пластичности превращения и памяти формы. Установлено, что это связано с тем, что при нагрузке при температуре выше  $A_{\kappa}$  часть аустенитной фазы переходит в мартенситную фазу, при этом объем сплава, который испытывает мартенситное превращение при охлаждении под напряжением, уменьшается, а значит, уменьшается и величина эффекта пластичности превращения. Чем больше напряжение, до которого образцы нагрузке, и тем меньший объем испытывает мартенситные превращении в аустенитной фазе, тем больший объем сплава переходит в мартенситную фазу, при этом объем испытывает мартенситные превращения и ваустенитной фазе, тем больший объем сплава переходит в мартенситную фазе, тем больший объем сплава переходит в мартенситную фазе, тем меньший объем испытывает мартенситные превращения нагрузке, и тем меньший объем испытывает мартенситные превращения при охлаждении и нагревании.

Работа выполнена при поддержке гранта президента РФ для молодых кандидатов наук МК-1261.2017.8. и гранта РФФИ № 16-08-00346-а

## РАСТВОРНЫЙ СИНТЕЗ СЖИГАНИЕМ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ОКСИДОВ СОСТАВА Сu-Cr-O

#### Жадяев А.А., Новиков В.А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия <u>alexander-zhadyaev@yandex.ru</u>

Одним из современных способов получения нанопорошков, различных материалов, является растворный синтез сжиганием, или, как еще его называют, растворный самораспространяющийся высокотемпературный синтез (P-CBC). В основе этого метода лежит самоподдерживающаяся экзотермическая реакция взаимодействия компонентов в растворе, содержащем металл-окислитель (например, нитрат металла) и топливо. Реакция между топливом и кислородом, образующаяся при разложении окислителя, обеспечивает условия для быстрого высокотемпературного самовоспламенения компонентов[1].



Рис. 1. Р-СВС, источником нагрева является бытовая электроплитка

Основным различием между синтезом «горение растворов» и «классическим» самораспространяющимся высокотемпературным синтезом (СВС) является состояние исходной реакционной среды, отсутствие в необходимости наличия специального, дорогостоящего оборудования, и наличие уникальных свойств у синтезированных продуктов реакции, таких как: [1]

Во-первых, исходная реакционная среда, находящаяся в жидком состоянии (например в растворе дистиллированной воды), позволяет смешивать реагенты на молекулярном уровне, что позволяет получить точный и однородный состав желаемого продукта в наномасштабе. Обычно используются смеси твердофазных порошков и масштаб гетерогенности реакционной смеси обусловливается размером частиц, что обычно составляет 1–100 мкм.[2,3].

Во-вторых, не высокая температура реакции обеспечивает чистоту продукта и нанокристалличность. Эта особенность позволяет пропустить дополнительный этап — высокотемпературного прокаливания продукта, который обычно используется в традиционном золь — гель методе, для достижения желаемого фазового состава.

В-третьих, короткая продолжительность процесса и образование различных газообразных фаз, препятствует росту размеров частиц, и способствует получению нанопорошков. Таким образом, можно сделать вывод, что растворный самораспространяющийся высокотемпературный синтез является эффективным методом получения наноразмерных материалов и используется для производства различных (в настоящее время более 1000) сложных оксидных порошков, для различных передовых применений, включая катализаторы, топливные элементы и биотехнологии [4,5].

Стоит отметить, что полученные сложные оксиды с помощью метода P-CBC обладают высокой удельной площадью поверхности. Это имеет огромное значение для использования их в качестве каталитически активных веществ, веществ иммобилизации реактивных отходов и т. д. [6].

Стехиометрическую равновесную реакцию горения, например, с использованием металлического нитрата в качестве окислителя и глицина, в качестве топлива, можно описать по следующей формуле 1:

$$M^{\nu}(NO_{3})_{\nu} + \left(\frac{5}{9}\nu\phi\right)CH_{2}NH_{2}COOH + \nu\frac{5}{4}(\phi - 1)O_{2} \rightarrow M^{\nu}O_{\frac{\nu}{2}}(s) + \left(\frac{10}{9}\nu\phi\right)CO_{2}(g) + \frac{25}{18}\phi H_{2}O(g) + \nu\left(\frac{5\phi+9}{18}\right)N_{2}(g)$$
(1)

где  $M^{\nu}$  представляет собой -валентный металл,  $\varphi$ — отношение топлива к окислителю (в молях),  $\varphi$ =1, означает, что исходная смесь не требует атмосферного кислорода, для полного сжигания(окисления топлива), тогда как  $\varphi > 1(<1)$  подразумевает богатую (обедненную) топливом смесь.

В данной работе, проводилось сжигание наноразмерных порошков оксидов состава Cu–Cr–O и исследование синтезируемого продукта.

В качестве исходных компонентов были использованы следующие материалы: нитрат меди –  $Cu(NO_3)_2$ , нитрат никеля –  $Ni(NO_3)_2$ , нитрат хрома –  $Cr(NO_3)_3$ , мочевина, в качестве горючего –  $CO(NH_2)_2$ . Шпинели получают из оксидов по реакциям:  $CuO + Cr_2O_3 = CuCr_2O_4$ ,  $2CuO + Cr_2O_3 = 2CuCrO_2 + 0,5O_2$ ,  $NiO + Cr_2O_3 = NiCr_2O_4$ . В проведенных экспериментах концентрация нитратов меди и никеля в смеси с нитратом хрома изменялась от 0 до 100%. Концентрация мочевины изменялась от 30 до 60%. Объем, использованной для растворения дистиллированной, воды изменялся от 25 до 100 мл. С синтезированными порошками проводили следующие виды анализов: рентгенофазовый анализ, исследование структуры на растровом электронном микроскопе, энергодисперсионный рентгеноспектральный микроанализ, измерение удельной поверхности методом БЭТ, измерение температуры горения.

#### Список литературы

- 1. А.Г. Мержанов. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез: Двадцать лет поисков и находок/ Мержанов А.Г. Черноголовка: ИСМАН, 1989 г. 91 с.
- Combustion Synthesis and Characterization of Nanocrystalline CeO2-Based Powders / Mokkelbost T., Kaus I., Grande T., Einarsrud M. // Chem. Mater. – 2004 – №16 – p.5489-5494.
- Direct Synthesis of Iron Oxide Nanopowders by the Combustion Approach: Reaction Mechanism and Properties / Deshpande K., Mukasyan A., Varma A. // Chem. Mater. 2004 №16 p.4896-4904.
- 4. S. T. Aruna, A. S. Mukasyan, Current Op. in Sol. State. Mater. Sci. vol.12 (2008) p.44
- 5. J.J. Kingsley JJ, K.C. Patil, Mater Lett Vol. 6 (1988) p.427
- 6. M. Muthuraman, A.A. Dhas, K.C. Patil, K., Bull. Mater. Sci., Vol .17(6) -1994 p. 977

#### ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ

Литовченко И.Ю.<sup>1, 2</sup>, Аккузин С.А.<sup>2</sup>, Полехина Н.А.<sup>1, 2</sup>, Салова Ю.С.<sup>2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup>Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия litovchenko@spti.tsu.ru

Для формирования субмикрокристаллических структурных состояний в метастабильной аустенитной стали Fe–18Cr–10Ni–Ti были использованы термомеханические обработки с низкотемпературной и последующей теплой деформацией [1, 2]. В условиях таких обработок в процессе прямых и обратных  $\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$  мартенситных превращений при относительно малых (e < 1) степенях деформации формируются субмикрокристаллические структурные состояния. При этом обнаружены микро- и нанодвойники деформации, последние наблюдались внутри субмикрозерен аустенита. Полученные структурные состояния обеспечили значительное (в 3 – 4 раза выше исходных значений) повышение предела текучести стали.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии исследованы особенности структурно-фазовых состояний метастабильной аустенитной стали Fe– 18Cr–10Ni–Ti после термомеханических обработок с дополнительной деформацией в интервале от –196 °C до 700 °C. Целью таких обработок было увеличение объемной доли двойников в структуре стали. Изменение фазового состава стали в процессе обработок исследовали методом рентгеноструктурного фазового анализа. Методом активного растяжения при комнатной температуре изучены механические свойства материала.

Показано, что дополнительная пластическая деформация (после термомеханической обработки с низкотемпературной, последующей деформации при T = 700 °C и отжига) приводит к формированию ламельной субмикрокристаллической структуры с высокой плотностью дислокаций, содержащей деформационные двойники. Деформация при T = -196 °C и T = 20 °C приводит к увеличению объемного содержание мартенсита до  $\approx 50\%$ . Предел текучести при этом повышается и достигает 924 МПа при относительном удлинении 9.4% (деформации при T = 20 °C). Значения предела текучести и относительного удлинения после деформации при T = -196 °C и T = 700 °C составляют 902 МПа и 6.8%, 852 МПа и 8.6%, соответственно. Таким образом, одним из факторов, определяющих повышение предела текучести стали, является увеличение плотности двойниковых границ, которое обеспечивается дополнительной (после термомеханической обработки) пластической деформацией. Максимальный дополнительный вклад в повышение предела текучести стали составляет 84 МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а.

- 1. Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N. // AIP Conf. Proc. 1783, 020001-1–020001-4 (2016); doi: 10.1063/1.4966294.
- 2. Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Тюменцев А.Н. // Письма о материалах 2016. Т.6. №4. С. 290-293.

#### ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Литовченко И.Ю.<sup>1, 2</sup>, Аккузин С.А.<sup>2</sup>, Полехина Н.А.<sup>1, 2</sup>, Салова Ю.С.<sup>2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1, 2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup>Национальный Исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия <u>litovchenko@spti.tsu.ru</u>

В работе [1] показано, что в результате термомеханических обработок с низкотемпературной и последующей теплой деформацией в метастабильной аустенитной стали Fe– 18Cr–10Ni–Ti формируются субмикрокристаллические структурные состояния с различным соотношением фаз аустенит/мартенсит. Указанные структурные состояния обеспечивают повышение предела текучести стали в 3 – 4 раза относительно исходных значений.

В настоящей работе методами просвечивающей электронной микроскопии исследовано влияние кратковременных высокотемпературных отжигов на особенности структурно-фазовых состояний метастабильной аустенитной стали Fe–18Cr–10Ni–Ti после термомеханических обработок. Целью дополнительных отжигов было увеличение объемной доли аустенита, повышение пластичности при сохранении субмикрокристаллической структуры и повышенных значений прочности. Изменение фазового состава стали после отжигов исследовали методом рентгеноструктурного анализа. Механические свойства изучали в процессе активного растяжения при комнатной температуре.

Влияние отжигов исследовано на двух структурных состояниях: после обработки с низкотемпературной и последующей деформации при комнатной температуре, а также низкотемпературной и последующей деформации при T = 400 °C. В указанных структурных состояниях содержание мартенсита в стали составляет 80% и 60%, соответственно.

Показано, что 4 цикла кратковременных отжигов при T = 850 °C, длительностью 30с после первой из указанных выше обработок, не приводят к обратному превращению мартенсита в аустенит, а способствуют формированию ферритно-мартенситной структуры. При этом объемная доля мартенсита (феррита) возрастает до 95%, наблюдается выделение дисперсных частиц TiC. Указанные структурные состояния обеспечивают сохранение высоких значений предела текучести (до 1170 МПа) при относительном удлинении 4.1%

Кратковременные отжиги (1 – 4 цикла) при T = 850 °C стали после второй из указанных обработок, длительностью 2 мин, приводят к обратному превращению мартенсита в аустенит. Предел текучести стали при этом снижается до значений 630 – 712 МПа, относительное удлинение возрастает до значений 11.2 – 18.3%.

Таким образом, кратковременные (0.5 – 2 мин) высокотемпературные отжиги стали после термомеханических обработок в зависимости от времени выдержки позволяют получить структурные состояния с различными значениями прочности и пластичности.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 15-08-07416-а.

1. Akkuzin S.A., Litovchenko I.Yu., Polekhina N.A., Tyumentsev A.N. // AIP Conf. Proc. 1783, 020001-1–020001-4 (2016); doi: 10.1063/1.4966294.

#### ЗАРОЖДЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ В ГЦК НАНОКРИСТАЛЛАХ: НОВЫЙ МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ И РЕЗУЛЬТАТЫ МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Литовченко И.Ю.<sup>1, 2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1, 2</sup>, Корчуганов А.В<sup>1</sup>, Крыжевич Д.С.<sup>1</sup>, Зольников К.П.<sup>1</sup>, Псахье С.Г.<sup>1, 3, 4</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup>Национальный Исследовательский Томский государственный университет, <sup>3</sup>Национальный Исследовательский Томский политехнический университет, *Томск, Россия* <sup>4</sup>Сколковский институт науки и технологий, Сколково, Россия <u>litovchenko@spti.tsu.ru</u>

Движение частичных дислокаций и механическое двойникование являются важными механизмами пластической деформации ГЦК нанокристаллов. При этом механизмы двойникования нанокристаллов могут существенно отличаться от известных полюсных механизмов в крупнокристаллических материалах.

Предложена атомная модель образования дислокаций и двойников деформации путем прямых плюс обратных (ГЦК–ОЦК–ГЦК) коллективных смещений атомов, локализованных в двух или нескольких соседних плоскостях скольжения. В основе модели лежит предположение о достижении в зонах зарождения дефектов локальных внутренних напряжений, сопоставимых с теоретической прочностью идеального кристалла. Такие напряжения способны снизить стабильность исходной кристаллической фазы и обеспечить благоприятные термодинамические условия или движущую силу ГЦК–ОЦК превращения. Неравновесная, после частичной релаксации локальных напряжений, ОЦК фаза обладает термодинамическим стимулом к обратному ОЦК–ГЦК превращению. При наличии нескольких альтернативных систем такого превращения конкретная система определяется геометрией поля напряжений. В основе зарождения сдвигов лежат кооперативные тепловые колебания атомов плотноупакованных плоскостей кристаллической решетки.

Методом молекулярной динамики с использованием потенциала, рассчитанного в приближении Финниса–Синклера, проведено исследование атомных перестроек на стадии зарождения частичных дислокаций и двойников деформации при растяжении модельного кристалла меди.

Показано, что на фронте движения частичной дислокации a/6 <112> атомные ячейки могут перестраиваться в последовательности ГЦК–ОЦК–ГПУ с образованием дефекта упаковки в ГЦК структуре. При этом в атомных ячейках наблюдаются дисторсии того же знака, что и в геометрической модели. Различия в количественных величинах дисторсий могут быть обусловлены тем, что модель построена в рамках приближения твердых сфер и не учитывает особенности потенциального рельефа атомной системы и распределение напряжений в области частичной дислокации.

При напряжениях локального сдвига выше некоторых критических значений механическое двойникование является более предпочтительным, по сравнению с образованием полной дислокации, что позволяет объяснить активизацию этого механизма деформации в нанокристаллических структурных состояниях.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №17-19-01374).

#### МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ 12%-Й ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЧС-139 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ 20 °С ДО 720 °С

# Полехина Н.А.<sup>1, 2</sup>, Литовченко И.Ю.<sup>1, 2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1, 2</sup>, Кравченко Д.А.<sup>2</sup>, Чернов В.М.<sup>3</sup>, Леонтьева-Смирнова М.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия <sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия <sup>3</sup> АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия <u>litovchenko@spti.tsu.ru</u>

В настоящее время для ферритно-мартенситных сталей как конструкционных материалов активных зон ядерных реакторов стоит задача повышения уровня их жаропрочности при сохранении удовлетворительного запаса пластичности. Для решения этой задачи необходимо детальное исследование закономерностей изменения механических свойств сталей в широком интервале температур.

В работе представлены результаты исследований прочностных и пластических свойств перспективной жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЧС-139 (20X12HMBБФАР), полученные методом активного растяжения в интервале от 20 до 720 °C. Испытания образцов проводили после традиционной термической обработки: закалка в воду от T = 1100 °C, 1 ч. + отпуск при T = 720 °C, 3 ч.

На температурной зависимости предела текучести ( $\sigma_{0,1}$ ) можно выделить два интервала. В интервале 20–450 °C наблюдается плавное снижение (от  $\approx 694$  МПа до  $\approx 537$  МПа) предела текучести. Выше  $T \approx 450$  °C происходит усиление зависимости  $\sigma_{0,1}-T$ . Так при повышении температуры от комнатной до 450 °C ( $\Delta T \approx 430$  °C) предел текучести падает на  $\Delta \sigma_{0,1} \approx 157$  МПа. В интервале температур от 450 °C до 720 °C ( $\Delta T \approx 270$  °C) это снижение составляет  $\Delta \sigma_{0,1} \approx 327$  МПа. Таким образом скорость уменьшения прочности  $\Delta \sigma_{0,1}/\Delta T$  в процессе повышения температуры деформации увеличивается примерно в 2 раза (от  $\approx$ 0,37 МПа/град до  $\approx$  0,83 МПа/град). На наш взгляд, это может быть связано с уменьшением выше  $\approx 450-500$  °C величины дисперсного упрочнения, связанным с активизацией процессов переползания дислокациями тормозящих наноразмерных частиц фазы V(C, N).

Обнаружено снижение величины относительного удлинения до разрушения от  $\delta \approx 8,4 \%$  при  $T \approx 20$  °C до  $\delta \approx 4,6 \%$  при  $T \approx 500$  °C. Предполагается, что такое поведение материала связано с эффектом динамического деформационного старения, протекающего вблизи этой температуры. Выше указанной температуры относительное удлинение возрастает и достигает  $\delta \approx 7,5-8,5 \%$  при T = 650-720 °C. Увеличение пластичности при  $T \ge 500$  °C коррелирует с наблюдаемым в температурном интервале T  $\approx (500-720)$  °C снижением прочностных свойств стали.

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 ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МОНО -И ПОЛИКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

#### Фомин Е.В.

#### Челябинский государственный университет, Челябинск. Россия fomin33312@gmail.com

Изучение теоретических моделей поведения металлов при различных нагружениях позволяет заранее определять пригодность материалов для конкретных целей. Также важным является создание образцов для моделирования, например поликристаллов, которые будут показывать хорошее соответствие с реальными данными.

Эта работа посвящена исследованию поведения алюминия при высокоскоростном одноосном растяжении. Конкретно рассматривается предел прочности материала и напряжения кристалла во время деформации. Работа проводится с помощью метода молекулярной динамики в пакете LAMMPS, за образцы берутся монокристалл и поликристаллы алюминия. Эти образцы кубической формы и содержат 500000 атомов. Построение поликристалла возможно двумя путями: методом диаграмм Вороного, методом кристаллизации. В докладе показано, что оба способа применимы для последующего одноосного растяжения.

Применяются 3 скорости деформации:

5\*10<sup>8</sup> 1/c; 2\*10<sup>9</sup> 1/c; 1.

2.

 $1*10^{11}$  1/c. 3.

Анализ атомных конфигураций проводится в пакете OVITO. Наблюдая эволюцию системы при растяжении можно выделить несколько этапов: стадия образование дисклокаций, стадия множественного скольжения дислокаций, скопление дислокаций в определенном месте и последующее образование там полостей, раскол кристалла. Для двух типов поликристалла все эти стадии проходят одинаково, и, так как метод диаграмм Вороного намного проще реализовать, в следующих работах можно использовать только этот способ.

В исследование также показаны различия эволюции системы монокристалла и поликристалла, влияние границы зерна на свойства материала. Граница зерна является барьером для дислокаций, и соответственно этап скопления дислокаций проходит намного быстрее – поэтому и предел прочности намного ниже монокристалла. Но это справедливо для малых скоростей деформации. При больших скоростях одноосного растяжения картина эволюции деформации моно- и поликристалла становятся схожими. Предел прочности обоих образцов сравнивается, а влияние границ зерен уменьшается. На атомном уровне структура кристалла полностью разрушается, так как происходит быстрый переход к стадии множественного скольжения из-за большой энергии деформации. Вследствие этого дислокации обходят барьеры – с этим связан увеличение предела прочности.

По всем результатам моделирования строятся зависимости напряжения от времени. Полученные термодинамические данные из моделирования указывают тенденцию роста предела прочности алюминия с ростом скорости деформации, что соответствует реальным данным.

#### ФРАКТАЛЬНАЯ СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ИЗЛОМОВ

#### Хибник Т.А.

#### Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва, Самара, Россия, tanya\_hib@mail.ru

Современные исследования поверхности разрушения твердых тел ведутся на различных структурных уровнях (макро-мезо-микро) авторами работ [1,2], где реальная структура материала описывается с помощью параметров, характеризующие отдельные элементы структуры, а не структуру в целом.

Поверхность разрушения усталостных изломов представляет собой периодическую структуру, которую можно представить как в виде волн и описать их с помощью волновых уравнений [3], так и в виде фракталов, открытые впервые Мандельбротом [4]. Он предложил описывать фрактал, как объекты присущи которым шероховатость, пористость и раздробленность. Причем указанными свойствами они обладают в единой степени и на любом масштабном уровне (макро-мезо-микро). Фракталы нашли широкое применение в радиотехнике, медицине, компьютерной графике и в других научных дисциплинах.

Автором работы [5] помимо известных типов деформаций (тип I, тип II, тип III) при развитии трещины в классической механике разрушения предложены типы деформаций при условии, что трещина имеет фрактальную структуру, а не линейную (рис.1).



Рис.1. Типы деформаций при развитии фрактальных трещин

Реальную фрактальную структуру линии фронта усталостной трещины можно увидеть в усталостных изломах компактных и цилиндрических образцов (рис.2). Для определения размерности фрактала, Мандельброт предложил использовать размерность Хаусдорфа–Безиковича, где фрактальная размерность Df превышает топологическую размерность Dh. Фрактальная размерность для трещины, траектория которой в плоскости имеет отклонение от горизонтали на угол  $\Theta_0$  определяется по формуле (1) [6]:

$$D_f = \lg 3 / \lg \left[ (5 + 4\cos\Theta_0)^{1/2} \right]$$
 (1)

Учитывая фрактальную размерность усталостной трещины можно установить связь (2) средней скорости роста усталостной трещины  $\left(\frac{da}{dN}\right)_{cp}$  на рассматриваемом отрезке длины и минимальную величину шага усталостных бороздок  $\delta_{min}$  со скоростью роста усталостной трещины  $\left(\frac{da}{dN}\right)$  [6].

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{cp} \left(\delta_{\min}\right)^{1-D_f}.$$
(2)



**Рис. 2**. Фрактальная структура линии фронта усталостной трещины компактных образцов (*a*,*б*,*г*) и цилиндрического образца (*e*): 1 – самоподобная структура (фрактал)

Следовательно, процесс разрушения материалов можно описать на определенном масштабном уровне (макро-мезо-микро) с помощью фрактальной размерности.

#### Список литературы

- Кольцун, Ю.И. Макроструктурный анализ усталостных изломов. Проблемы, достижения и перспективы [Текст] / Ю.И. Кольцун // Проблемы прочности материалов и сооружений на транспорте: сб.докладов VII Международной конференции по проблемам прочности материалов и сооружений на транспорте 23-24 апреля 2008г. – Петербургский государственный ун-т путей сообщений. – Санкт-Петербург, 2008. – С.149-182.
- 2. Панин, В.Е. Физическая мезомеханика поверхностных слоев твердых тел [Текст]/ В.Е. Панин // Физическая мезомеханика. 1999. Т.2(6). 320с.

- 3. Кольцун, Ю.И. Влияние частоты и нагрузки на волновые деформа-ционные процессы при многоцикловой усталости [Текст] / Ю.И. Кольцун, Б.Е. Мельников, Т.А. Хибник, А.А. Прохоров // Вестник Самарского гос. аэрок. ун-та. 2009. № 3. Ч.2. С. 274-282.
- 4. Мандельброт, Б. Фрактальная геометрия природы [Текст]/ Б. Мандельброт М.: Институт компьютерных исследований, 2002. 656с.
- 5. Yavari, A. The mechanics of self-similar and self-affine fractal cracks/ A. Yavari, S. Sarkani, E. Thomas Moyer Jr// International Journal of Fracture 114. 2002. P. 1-27.
- Xie, H. Fractal effects of crack propagation on dynamic stress intensity factors and crack velocities / H. Xie, D. J. Sanderson // Intern. Journ. Fract. – 74. – 1995.P. 29-42.

#### СОРБЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМОСИЛИКАТОВ ДЛЯ КОМПЛЕКСНОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД

#### Абдугаффарова К.К., Дорогов М.В., Викарчук А.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия, a.abdugaffarova@gmail.com

Как известно, в мире находится большое количество запасов пресных вод – рек и озер. Однако практически все они загрязнены вредными веществами [1]. Основные пути загрязнения – это стоки промышленности и сельского хозяйства, а с их развитием, все растут и объемы загрязнения сточных вод. В связи с этим потребность в чистой воде растет.

Существуют различные технологии очистки вод, такие как ионный обмен, обратный осмос, электролитическая коагуляция, мембранная фильтрация. Эти технологии имеют ряд недостатков, таких как: высокая эксплуатационная стоимость, дорогостоящее оборудование, высокая потребность в энергии и др. [2].

Наиболее перспективными направлениями являются ресурсосберегающие технологии, позволяющие при минимальных затратах, наиболее эффективно очищать сточные воды. Одним из таких направлений являются сорбционные методы, широко применяемые для глубокой доочистки сточных вод.

Наиболее универсальными из сорбентов являются активированные угли, из-за сильно развитой поверхности и пористости. Однако главная проблема, возникающая при сорбционной очистке сточных вод активными углями, это их регенерация. Процесс регенерации является экономически и ресурсозатратной процедурой, как и активация самого угля. Кроме того, активные угли эффективно очищают воды от органических и нефтесодержащих продуктов, однако их эффективность по отношению к тяжелым металлам не велика [3].

Целью данного исследования является разработка нового эффективного и дешевого сорбента на основе глины, путем модифицирования ее структуры, для очистки сточных вод от органических и неорганических загрязнений.

Основным материалом для создания сорбционного материала использовали глину из месторождений Самарского региона. Исходную глину предварительно измельчали сначала в фарфоровой ступке, а затем в шаровой мельнице Retsch PM 100, со скоростью вращения 3000 об/мин в течение 30 минут. Таким же образом были подготовлены другие материалы: торф, древесная зола, доломит. Далее, для улучшения характеристик исходной глины ее обогащали путем просеивания через стальное сито с диаметром ячейки 40 мкм. Подготовленные компоненты смешивали в определенном составе, в качестве связующего материала добавляли эмульсию поливинилацетата в воде или дистиллированную воду. Полученную массу формировали в кубическую форму с размером ребра 3–5 мм, и отправляли на сушку при 100 °C в течении 2–4 часов и отжиг в муфельную печь в атмосфере воздуха при 800–1100 °C в течении 2–4 часов с охлаждением в муфельной печи.

Так как в результате термообработки происходит выгорание органических компонентов, добавленных в смесь на стадии формирования гранул, то в сорбенте образуется пористая структура. Модификация глины способствует развитию пористости и удельной поверхности. Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) показывает наличие развитого рельефа и макропор размером около 1 мкм (рис. 1). Удельная поверхность, определённая методом газо-адсорбционной порозиметрии, порядка 2 м<sup>2</sup>/г. Средняя плотность сорбентов, определенная методом гидростатического взвешивания, составляет 1,82 г/см<sup>3</sup>.

Анализ эффективности работы сорбентов оценивали по степени очистки модельного раствора, который содержал растворенные соли металлов, фенолы, метиленовый синий. В качестве эталонного сорбента был взять активированный уголь марки БАУ-А (ГОСТ 6217-74). Разработанные сорбенты практически все металлы сорбируют с эффективностью близкой к эталонному, а в некоторых случаях даже и лучше, например, медь, молибден, цинк.



Рис. 1. Морфология поверхности образцов сорбентов

Полученные результаты показывают высокую эффективность сорбции метиленового синего, фенола и ионов металлов из водных растворов.

Предлагаемые сорбенты, при сохранении качества очистки воды состоят из более дешевого и распространенного сырья, чем существующие аналоги в виде активированных углей и силикагелей. Данный сорбент можно рекомендовать для доочистки сточных вод, например, нефтеперерабатывающих заводов от фенолов и тяжелых металлов, и текстильных предприятий от органических красителей.

Авторы выражают благодарность Фонду Содействия Инновациям, конкурс УМ-НИК 16-12.

- 1. Бочкарев, Г.Р. Комбинированная технология извлечения ионов тяжелых металлов из техногенных растворов и сточных вод / Г.Р. Бочкарев, Г.И. Пушкарева, А.И. Маслий, А.Г. Белобаба // Цветные металлы, 2008. № 1. С. 19–22.
- 2. Nriago J.O. A silent epidemic of metal poisoning // Pollut, 1988. V. 50. P. 139–161.
- Tan G. Sorption of mercury (II) and atrazine by biochar, modified biochars and biochar based activated carbon in aqueous solution / G. Tan, W. Sun, Y. Xu, H. Wang, N. Xu // Bioresource Technology, 2016. – V. 211. - P. 727-735.

#### ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ТРАБЕКУЛЯРНОЙ КОСТИ ОКОЛОСУСТАВНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПРИ СЖАТИИ

## Зайцев Д.В.<sup>1</sup>, Гилев М.В.<sup>2</sup>, Волокитина Е.А.<sup>2</sup>, Антониади Ю.В.<sup>2</sup>, Измоденова М.Ю.<sup>2</sup>, Липин Г.И.<sup>2</sup>.

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург <sup>2</sup>Уральский Государственный Медицинский университет, Екатеринбург.

Лечение внутрисуставных импрессионных переломов требует хирургического вмешательства с использованием метода аугментации костных дефектов. Время жизни кости после восстановления, во многом определяется механической совместимостью используемых материалов с костной тканью. Следовательно, существует необходимость в разработке тканеэквивалентных материалов для остеозамещения в околосуставной локализации. Для этого необходимы достоверные данные о механических свойствах и особенностях деформационного поведения трабекулярной костной ткани. В литературе приведено много информации о механических свойствах кости, однако, детальное описание деформационного поведения проведено не было. Поэтому, целью данной работы было изучение прочностных свойств при одноосном сжатии трабекулярной кости человека околосуставной локализации для получения достоверных данных о ее деформационном поведении.

Для проведения данного исследования 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 диметром 6мм и высотой 6мм. При этом ось цилиндра/направление сжатия совпадала с направлением нагружения кости при ходьбе. Испытания на сжатие выполняли на установке Shimadzu AG-X 50kN с скоростью перемещения траверсы 0,5 мм/мин. Для определения зависимости механических свойств костной ткани от ее плотности, перед проведением механических испытаний определялась плотность образцов путем их взвешивания на электронных весах (точность 0,001 г) и измерения линейных размеров с помощью микрометра (точность 0,005 мкм). Дополнительно была проведена денситометрия на компьютерном томографе.

Испытания показали, что существенных различий в прочностных свойствах между пяточной, лучевой и большеберцовой костями не наблюдалось. Образцы трабекулярной кости упруго/линейно деформировались до 3,26±0,62%, достигая максимального напряжения 8,76±2,57МПа. После чего напряжение снижалось примерно на 50% и образец далее деформировался без разрушения. Модуль Юнга образцов равнялся 0,42±0,16ГПа. Показано, что деформационное поведение трабекулярной костной ткани околосуставной локализации при одноосном сжатии характеризует данный материал как упругопластичный. При проведении компьютерной томографии с вычислением относительной плотности по Хауфилду средняя плотность латерального мыщелка большеберцовой кости составила 218±39HU, дистального эпиметафиза лучевой кости 319±45HU, пяточной кости 328±36HU. При измерении физической плотности 0,93±0,03 г/мм<sup>3</sup>х10<sup>-3</sup>; 0,96±0,02 г/мм<sup>3</sup>х10<sup>-3</sup> и 1,0±0,02 г/мм<sup>3</sup>х10<sup>-3</sup> соответственно. Механические свойства костной ткани зависят от ее плотности как физической, так и денситометрической, когда с увеличением плотности, увеличивается максимальное напряжение, которое способна выдержать ткань без необратимых изменений. Стоит отметить, что плотность зависела, как от типа кости, так и от ее топографии. Полученные значения модуля Юнга, максимального напряжения и упругой деформации могут служить эталоном при подборе остеозамещающего материала. Установлена прямая зависимость механических свойств кости от ее плотности, включая денсиметрическую, что позволяет врачу провести адекватное предоперационное планирование и изготовить имплант с характеристиками наиболее близкими к свойствам ткани пациента.

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

#### НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ БАЛКЕ

Андронов И.Н.<sup>1</sup>, Демина М.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия <u>iandronov@mail.ru</u> <sup>2</sup>Сыктывкарский лесной институт (филиал) Санкт-Петербургского государственного лесотехнического университета, Сыктывкар, Россия mdemina59@mail.ru

При расчете биметаллических или композитных балок используется теория изгиба. В некоторых композитных балках используется металлы с эффектом памяти формы [1-3]. Предполагали, что композитная балка выполнена из двух слоев разных металлов, причем наблюдается пропорциональная связь между деформацией и напряжением [4]. Расчетная схема балки представлена на рис.1.



Рис.1. Расчетная схема балки

На рис.2 изображен фрагмент биметаллической балки, подвергаемой действию изгибающего момента  $M_x$ ,  $h_1$ ,  $h_2$  – толщины слоев различных металлов.



Рис.2. Схема расположения слоев металлов и положение нейтрального слоя балки

Положение нейтрального слоя определяется условием

$$\iint_{F} \sigma dF = b \int_{0}^{h_{2}-\delta} \frac{E_{2}y}{\rho} dy - b \int_{0}^{\delta} \frac{E_{2}y}{\rho} dy - b \int_{0}^{\delta+h_{1}} \frac{E_{1}y}{\rho} dy = 0, \qquad (1)$$

где F – площадь поперечного сечения балки,  $1/\rho$  – кривизна балки,  $\delta$  – линейный параметр, определяющий положение нейтрального слоя,  $E_1$ ,  $E_2$  – модули упругости для 1 и 2 металла соответственно, следует

$$\delta = \frac{h_2^2 - \frac{E_1}{E_2} h_1^2}{2\left(h_2 + \frac{E_1}{E_2} h_1\right)}.$$
(2)

Изгибающий момент  $M_x$  и кривизна балки связаны соотношением:
$$M_{x} = \iint_{F} \sigma dF = b \int_{0}^{h_{2}-\delta} \frac{E_{2}y^{2}}{\rho} dy + b \int_{0}^{\delta} \frac{E_{2}y^{2}}{\rho} dy + b \int_{0}^{\delta+h_{1}} \frac{E_{1}y^{2}}{\rho} dy = = \frac{bE_{2}}{3\rho} \Big[ \delta^{3} + (h_{2} - \delta)^{3} \Big] + \frac{bE_{1}}{3\rho} \Big[ (\delta + h_{1})^{3} - \delta^{3} \Big]$$
(3)

Для двухопорной балки, нагруженной посредине сосредоточенной силой Р,

$$M_x = \frac{Pl}{4}, \tag{4}$$

тогда из (3) следует

$$\frac{1}{\rho} = \frac{3M_x}{bE_2 \left[\delta^3 + (h_2 - \delta)^3\right] + bE_1 \left[(\delta + h_1)^3 - \delta^3\right]}.$$
(5)

Максимальная деформация, обусловленная растяжением, определится как

$$\varepsilon_{p}^{max} = \frac{\sigma_{p}^{max}}{E_{2}} = \frac{h_{2} - \delta}{\rho} = \frac{3M_{x}(h_{2} - \delta)}{bE_{2}[\delta^{3} + (h_{2} - \delta)^{3}] + bE_{1}[(\delta + h_{1})^{3} - \delta^{3}]},$$
(6)

максимальная деформация в сжатом слое может быть определена по формуле

$$\varepsilon_{c}^{max} = \frac{\sigma_{c}^{max}}{E_{1}} = \frac{h_{1} + \delta}{\rho} = \frac{3M_{x}(h_{1} + \delta)}{bE_{2}\left[\delta^{3} + (h_{2} - \delta)^{3}\right] + bE_{1}\left[(\delta + h_{1})^{3} - \delta^{3}\right]}.$$
(7)

Прогиб в среднем сечении балки определяется формулой

$$w = \frac{Pl^3}{48EJ_x},\tag{8}$$

или с учетом соотношения (4)

$$w = \frac{M_x l^2}{12EJ_x}.$$
(9)

Изгибная жесткость балки может быть определена как

$$EJ_{x} = \frac{E_{1}b[(h_{1}+\delta)^{3}-\delta^{3}]}{3} + \frac{E_{2}b\delta^{3}}{3} + \frac{E_{2}b(h_{2}-\delta)^{3}}{3}.$$
 (10)

Из (9) и (10) максимальный прогиб определится как

$$w = \frac{M_{x}l^{2}}{4\left[E_{1}b\left[(h_{1}+\delta)^{3}-\delta^{3}\right]+E_{2}b\delta^{3}+E_{2}b(h_{2}-\delta)^{3}\right]}.$$
(11)

Таким образом, можно получить температурную зависимость модуля упругости для металла 1, например, никелида титана

$$E_{1}(T) = \frac{\frac{M_{x}l^{2}}{4w(T)} - E_{2}b\delta^{3} - E_{2}b(h_{2} - \delta)^{3}}{b[(h_{1} + \delta)^{3} - \delta^{3}]}.$$
(12)

Формулы (5) и (6) позволяют рассчитать максимальные напряжения и деформации в растянутых и сжатых слоях биметаллической балки. Предложенный подход может применяться в экспериментальных исследованиях при термоциклировании биметаллических балок, что позволит интерпретировать результаты экспериментальных исследований.

#### Список литературы

- 1. Belyaev S., Resnina N., Borisov V., Lomakin I., Rubanik V., Rubanik V., Rubanik O. <u>Func-tional properties of bimetal composite of "stainless steel TiNi alloy" produced by explosion welding // Physics Procedia</u>. 2010. №10. P. 52-57.
- Belyaev S., Evard M., Lomakin I., Resnina N., Volkov A., Rubanik V. Functional properties of shape memory bimetal plate // Materials Today: Proceedings 2S. 2015. P.723-726.
- Belyaev S., Resnina N., Lomakin I., Rubanik V. <u>Functional properties of 'Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>-Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>' shape memory composite produced by explosion welding // <u>Smart Materials and</u> <u>Structures</u>. 2014. T. 23, <u>Nv8</u>. 085029 (8 pp).
  </u>
- 4. Моторин А.С. Функционально-механические свойства никелида титана при высокоскоростном растяжении / Автореф. диссер. на соискание ученой степени канд. физ.мат. наук. СПбГУ. 16.03.2016.

#### ОБРАТИМЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА В РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

#### Андронов И.Н., Крючков С.В., Чурилина И.В.

ФГБОУ ВО Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия iandronov@mail.ru

Выполнено систематическое экспериментальное исследование влияния вида термоциклирования образцов никелида титана в условиях кручения нахарактер изменения обратимых деформаций. Использовали три режима термоциклического воздействия.



Рис. 1. Зависимости деформаций памяти формы от числа термоциклов (1 – в первом режиме при нагрузке 300 МПа, 2 – в первом режиме при нагрузке 400 МПа, 3 – во втором режиме при нагрузке 300 МПа, 4 – во втором режиме при нагрузке 400 МПа, 5 – в третьем режиме при нагрузке 300 МПа, 6 – в третьем режиме при нагрузке 400 МПа)

Первый режим – термоциклирование, нагруженных мартенситном состоянии образцов через интервалы мартенситных переходов под постоянным напряжением. Второй режим – нагрев из мартенситного состояния в аустенитное под постоянным напряжением; разгрузка в аустенитном состоянии; охлаждение из аустенитного состояния в мартенситное в разгруженном состоянии; нагрузка в мартенситном состояний до исходного напряжения. Третий режим – нагревание без нагрузки до аустенитного состояния; нагрузка в аустенитном состоянии; последующее охлаждение до мартенситного состояния под напряжением.



**Рис.2.** Зависимость коэффициента совершенности от числа термоциклов (1 – в первом режиме, при нагрузке 300 МПа; 2 – в первом режиме, при нагрузке 400 МПа; 3 – во втором режиме, при нагрузке 300 МПа; 4 – во втором режиме, при нагрузке 400 МПа; 5 – в третьем режиме, при нагрузке 300 МПа; 6 – в третьем режиме, при нагрузке 400 МПа)

Введено понятие коэффициента совершенности термоцикла — как отношение деформации восстанавливаемой в процессе термоцикла к деформации накапливаемой за термоцикл  $k_{c} = \frac{y_{B}}{y_{w}}$ .

На рис. 1 приведены зависимости деформаций обусловленных ЭПФ от числа термоциклов, при этом наибольшие значения сдвиговых деформаций достигаются в третьем режиме, наименьшие во втором, а промежуточные в первом режиме, достигая величин соответственно 16, 8 и 6%. Отметим, что величина деформации ППП в первом и третьем термоциклах достигала 25%, и 13 % в первом режиме, а установившиеся значения названных деформаций составили 18 и 10%.

Показано, что коэффициент совершенности  $-k_c$  монотонно возрастает с ростом числа термоциклов (рис. 2), при этом так же как и по сдвиговой составляющей деформации памяти наибольшие значения коэффициента совершенности достигаются в третьем режиме, наименьшие во втором, а промежуточные в первом режиме. Таким образом установлено, что варьируя схемы термоциклического воздействия имеется возможность управлять величинами обратимых деформаций при термоциклировании.

# КОЭРЦИТИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ КРИВИЗНЫ ПЛАСТИН ИЗ СТАЛИ КО8Ю

#### Андронов И.Н., Савич В.Л.

# ФГБОУ ВО Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия iandronov@mail.ru

Выполнено экспериментальное исследование изменения коэрцитивной силы (КС) в зависимости от кривизны пластины. Показано, что величина КС монотонно возрастает с ростом кривизны. Исследовали пластину из стали КО8Ю, геометрические параметры которой приведены ниже в таблице 1.

Таблица 1.

Геометрические параметры пластины		
Длина, мм	Ширина, мм	Толщина, мм
320	300	4,3
Геометрические параметры вмятины		
Длина, мм	Ширина, мм	Глубина вмятины в центральной точке в мм
300	270	5

Исследования осуществляли на коэрцитиметре КМ-445 согласно методике подробно описанной в [1, 2]. На Рис. 1 приведена фотография реальной пластины имеющей анизотропную вмятину.



Рис. 1. Внешний вид вмятины

Кривизну пластины определяли в плоскостях ҮХ и ҮZ по формулам:

$$\mathbf{K}_{\mathbf{x}} = \frac{1}{\rho_{\mathbf{x}}} = \frac{\left|\frac{d^{2}y}{dx^{2}}\right|}{\sqrt{\left(1 + \left(\frac{dy}{dx}\right)^{2}\right)^{3/2}}}; \ \mathbf{K}_{\mathbf{z}} = \frac{1}{\rho_{\mathbf{z}}} = \frac{\left|\frac{d^{2}y}{dz^{2}}\right|}{\sqrt{\left(1 + \left(\frac{dy}{dz}\right)^{2}\right)^{3/2}}}.$$

Производные находили методом численного дифференцирования, основанного на принципе разностной прогонки при решении краевых задач по центральным точкам с применением пакета Microsoft Office Excel 2007.



Рис. 2. Зависимость величины КС от кривизны в плоскости YX

Рис. 3. Зависимость величины КС от кривизны в плоскости YZ

Из рисунков 2 и 3 следует, что как для направления X так и направления Z справедливы следующие соотношения:  $\frac{dH_e}{dK} > 0; \frac{d^2H_e}{dK^2} < 0$ . Таким образом, можно надеяться, что метод коэрцитиметрического контроля позволит осуществить диагностику качества поверхности пластин, например, в облицовочной части современных автомобилей. Что может быть востребовано современной системой госнадзора за правонарушениями при эксплуатации транспорта, а также в соответствующих государственных организациях, осуществляющих возмещение ущерба владельцам, транспортные средства которых пострадали при дорожно-транспортных происшествиях. Существующие методы дефектоскопии, например, с помощью толщиномера, позволяют обнаружить отреставрированные элементы кузова. Предлагаемый метод позволяет не только обнаружить дефекты пластин после реставрации, но и замену одной кузовной пластины на другую на каркасе кузова.

- 1. Агиней Р.В., Андронов И.Н., Корепанова В.С. Анализ напряженного состояния стенок газопроводных труб коэрцитиметрическим методом // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. Т. 74, № 12. С. 52-54.
- 2. Андронов И.Н., Агиней Р.В., Леонов И.С. Коэрцитиметричекий анализ плосконапряженного состояния магнитных сплавов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79, № 6. С. 55-58.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ГЛАВНЫХ КОМПОНЕНТ ПРИ ВИХРЕТОКОВОМ ИССЛЕДОВАНИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Грачева Я.И.<sup>1</sup>, Лепендин А.А.<sup>1</sup>, Поляков В.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Алтайский государственный университет, г. Барнаул, Россия, <sup>2</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия pvv@asu.ru

Одним из эффективных методов обнаружения и исследования таких дефектов в металлах и сплавах, как трещины, пустоты и макроскопические включения, является метод вихревых токов [1–3]. Результаты вихретоковых испытаний определяются совместным действием большого числа различных факторов – электрическими и магнитными свойствами материала, дефектами структуры, геометрическими параметрами объекта исследований, режимами измерений и особенностями измерительных устройств. Сложность разделения этих факторов является существенным недостатком вихретокового метода, ограничивающим возможности его применения. Перспективный подход для решению данной задачи заключается в обработке результатов измерений с помощью проекционных методов многомерного анализа данных, позволяющих разделить влияние на информативные параметры дефектов структуры и мешающих факторов. В настоящей работе такой подход рассмотрен на примере материалов на основе алюминия.

Исследования образцов, изготовленных из алюминия и алюминий-магниевых сплавов, проводилось с помощью измерительно-вычислительного комплекса, в котором была реализована схема многочастотных вихретоковых измерений [1]. В части образцов создавались искусственные подповерхностные дефекты в виде отверстий различной длины и диаметра, моделировавшие внутренне трещины. Кроме того, образцы имели различные толщины, сопоставимые с глубиной скин-слоя или превышавшие его. Результатом этих измерений являлось получение экспериментальных годографов системы «датчик – образец», строившихся в диапазоне частот от 100 Гц до 10 кГц. Полученные годографы отражали одновременное воздействие на импеданс системы всех влияющих факторов. Годографы для образцов с различиями в структуре существенно отличались, в то же время изза их перекрывания исследовать дефектную структуру было весьма затруднительно.

Для анализа результатов многочастотных вихретоковых измерений был привлечен метод главных компонент [2]. Согласно этому методу совокупность экспериментальных данных, описывавших конкретный образец, рассматривалась как точка многомерного пространства. Проекции этих точек на плоскости главных компонент образовывали кластеры, объединявшие образцы с близкими характеристиками и позволявшие разделить влияние отдельных факторов. Предложенный подход обеспечил повышение надежности и достоверности при обнаружении и исследовании дефектов структуры. Результаты исследований могут быть использованы как научная основа для расширения возможностей неразрушающей вихретоковой дефектоскопии металлических материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №17-08-00914.

- Egorov A.V., Polyakov V.V., Salita D.S., Psakhie S.G., Chernyavskii A.G., Vorobei I.V. Inspection of aluminum alloys by a multi-frequency eddy current method // Defence Technology. 2015. Vol. 11. Pp. 99-103.
- 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.

# ПРИМЕНЕНИЕ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ В МЕТАЛЛАХ ВНУТРЕННЕЙ АРХИТЕКТУРЫ ТИПА ОБОЛОЧКА-СЕРДЕЧНИК

#### Прокофьева О.В., Сапронов А.Н., Прилепо Д.В., Гангало А.Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк prokofok@mail.ru

Традиционно, процессы, относящиеся к классу интенсивных пластических деформаций были нацелены на формирование в материале однородных по объёму субмикрокристаллических (СМК) или нанокристаллических структур. Однако, в последние годы актуальность приобрело направление исследований, связанное с формированием на базе СМК структур гибридных или архитектурных материалов, обладающих усовершенствованными функциональными свойствами. Понятие «гибридности» предполагает наличие в материале двух и более составляющих, комбинация которых и обеспечивает ему приобретение новых свойств, не присущих ни одному из компонентов в отдельности [1]. При этом определяющую роль начинает играть геометрия взаимного расположения составляющих, изменяя которую можно регулировать свойства гибрида.

Предшествующими исследованиями показаны хорошие перспективы для металлических материалов, комбинирующих в своей структуре области с СМК и крупнокристаллической (КК) составляющими. В частности, обладая всеми преимуществами СМК объёмных металлов (сочетание высокого предела текучести с приемлемой пластичностью), такие архитектурные материалы приобретают повышенные значения равномерного удлинения до образования шейки при растяжении (см., напр., [2]). Это повышает устойчивость материала к перегрузкам в случае использования его в конструкциях ответственного назначения, поскольку малое равномерное удлинение – один из недостатков однородных СМК-материалов, снижающий их конкурентоспособность.

Внутренняя СМК-КК архитектура может быть сформирована в металлах с помощью процессов ИПД. В работе [3] продемонстрирована возможность получения коаксиальной двухкомпонентной структуры в металлической заготовке методом винтовой экструзии (СМК-оболочка и КК-сердцевина), а также методом реверсивной закрытой прошивки (СМК-сердцевина и КК-оболочка).

Теоретические основы формирования процессом ВЭ упомянутой внутренней архитектуры представлены в работе [4] на основе математического моделирования методом конечных элементов с последующим применением феноменологической RVA-модели, описывающей эволюцию структуры металла при больших пластических деформациях. Идея метода основана на использовании эффекта пороговости фрагментации металла по амплитуде циклической деформации. На рис. 1 сопоставлены данные изменения вдоль радиуса обработанной заготовки накопленной деформации Е (согласно МКЭ расчёту) и размера зерна D (расчёт по RVA-модели). Видно, что в центральной зоне заготовки вплоть до середины радиуса сохраняется исходный размер зерна в 100мкм, а формирование CMK структуры прогнозируется во внешних слоях заготовки толщиной в несколько миллиметров.

Экспериментальная проверка спрогнозированного теоретически эффекта, была проведена на заготовках из медного сплава М1 шестигранного сечения. Они прошли деформационную обработку в 4 прохода ВЭ через матрицу, удовлетворяющую условиям формирования архитектурного материала.



Рис.1. Изменение накопленной деформации Е и размера зерна D вдоль радиуса заготовки после 1 прохода ВЭ

Замеры твёрдости по Виккерсу вдоль радиусов в поперечном сечении заготовки показали качественное соответствие с данными математического моделирования - рис. 2 (пользуясь симметрией сечения, данные приведены на четвертях шестигранника). При этом следует отметить, что в случае использования стандартных винтовых матриц, после 3–4 проходов ВЭ имело место выравнивание структуры и прочностных свойств металла по всему объёму заготовки.



**Рис. 2.** Распределения по сечению шестигранной заготовки, подвергнутой 4-м проходам ВЭ: *а* – накопленной деформации, полученной МКЭ-расчётом,

б – измерений твёрдости по Виккерсу (точками отмечены места замеров)

Применение такой архитектурный материал сможет найти в любой области промышленности, где востребованы изделия стержневого типа и критично снижение веса без потери в прочностных свойствах элемента конструкции. Примером может служить рулевая тяга транспортных средств (автомобилей, самолётов) - будучи изготовленной из титанового сплава, эта деталь позволит снизить вес всей конструкции и, как следствие, внесёт вклад в уменьшение выброса CO<sub>2</sub>.

- 1. M. Ashby. Designing architectured materials. Scr. Mater., 2013.
- 2. Y.L. Wang, A. Molotnikov, M. Diez, R. Lapovok, H.-E. Kim, J.T. Wang, Y. Estrin. Mat. Sci. and Eng. A., 2015, V.639, P.165–172.
- 3. Прокофьева О.В., Мирошниченко С.В., Прилепо Д.В., Сапронов А.Н. Вестник Луганского национального ун-та им. В.Даля, №2 (4) Ч.1, 2017, С.219-223.
- 4. О.В. Прокофьева, Я.Е. Бейгельзимер, Р.Ю. Кулагин, Ю.З. Эстрин, В.Н. Варюхин. Металлы, №2, 2017, С.76-81.

# ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЫШЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr-Cd-Zr МЕТОДАМИ ИПД

Рааб Г.И.<sup>1</sup>, Аксенов Д.А.<sup>1,2</sup>, Асфандияров Р.Н.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Научно-исследовательский институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа, Россия <sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, Россия spirit13@bk.ru

Упрочнение меди и медных материалов остается актуальной задачей по сей день. Существует два подхода к решению этой задачи, а именно развитие методов деформации (методы ИПД) и микролегирование меди. В зависимости от элемента сплавы можно разделить на деформационно-упрочняемые и дисперсионно-упрочняемые. Последние позволяют увеличить прочность материала в разы за счет дополнительного этапа дисперсионного упрочнения во время пост-деформационного старения материала.

В работе предпринята попытка создать дисперсионно-упрочняемый материал объединяющий сопротивление износу свойственное сплаву системы Cu-Cd и высокую прочность сплава системы Cu-Cr-Zr. Также в работе проведено исследование поведения нового сплава в условиях ИПД.

Сплав системы Cu–Cr–Cd–Zr был получен путем смешивания расплавов медькадмиевого сплава с хром-циркониевой бронзой под углем. После чего заготовки прошли гомогенизационный отжиг при 1050°C 1ч с последующей закалкой в воду. Деформация методом РКУП проводилась при комнатной температуре. Условия деформации: угол пересечения каналов 90°, маршрут Вс, n=8. Полученные образцы были подвержены постдеформационному старению при 400°C в течении 1 часа. Структура материала была исследована методом РЭМ (JSM 6490LV), также проведен химический анализ энергодисперсионным методом. Микротвердость измерялась на установке Micromet. Электропроводность измерялась вихретоковым измерителем удельной электрической проводимости ВЭ-27НЦ. Испытания на износостойкость поверхности проводились на трибометре Nanovea TRB. Контактная пара –шарик из стали ШХ15 диаметром 6мм. Нагрузка 1Н. Длина пути -1000 м, скорость 60 мм/с.

По результатам исследования обнаружено, что кадмий содержится не только в матрице материала, но также присутствует в частицах вторых фаз. Наличие кадмия меняет кинетику постдеформационного старения. Температура старения снижается до 400°С.

Предел прочности материала после РКУП составляет 550 МПа, старение приводит к незначительному приросту прочности в 20 МПа. Однако, износостойкость материала после старения по сравнению с хром-циркониевой бронзой прошедшей промышленную обработку повышается в 1,5 раза.

Работа выполнена в рамках проекта ФЦП Словакия № 14.583.21.0012.

# ФОРМИРОВАНИЕ (УЛЬТРА)МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В Al-Mg-Sc-Zr СПЛАВЕ ПРИ ТЕПЛОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ

#### Гарипова Р.Н., Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия Уфимский государственный технический университет, Уфа, Россия garipovaras@mail.ru

Проведен анализ изменений структуры литого сплава 1570С (Al–5%Mg–0,2%Sc– 0,1%Zr) при «интенсивной» пластической деформации (ИПД) при температуре 325°С (~0,65T<sub>пл</sub>). Сплав относится к комплексно легированным термонеупрочняемым алюминиевым сплавам, легко деформируется при повышенных температурах, в мелкозернистом состоянии демонстрирует уникальные показатели сверхпластичности. В то же время его холодная деформация затруднена из-за высоких напряжений течения, высокой скорости деформационного упрочнения, а также низкой технологической пластичности.

Вызывает интерес возможность получения массивных мелкозернистых заготовок из слитков, подвергнутых термомеханической обработке, основанной на теплой ИПД с использованием промышленных деформационных методов. Для этого ИПД реализовали всесторонней изотермической ковкой (ВИК) при скорости деформации 10<sup>-2</sup> с<sup>-1</sup> до суммарной истинной деформации е ~8,4 при однократной деформации 0,7.

В гомогенизированном состоянии сплав имел равноосную зеренную структуру с размером зерна ~25 мкм и содержал дисперсоиды Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) диаметром 5–10 нм, сохранявшие стабильность (размер и когерентность с алюминиевой матрицей) при выдержке при температуре деформации. ВИК привела к заметному измельчению зерен сплава. При этом формирование новых мелких (суб)зерен, окруженных мало- и большеугловыми границами, начиналось вблизи исходных границ зерен. Средний размер формирующихся (суб)зерен составлял 1,3 мкм. С ростом степени деформации объемная доля и разориентировка таких кристаллитов увеличивались, приводя к практически полной замене крупнозернистой структуры мелкозернистой и повышению твердости сплава при комнатной температуре.

Обсуждены особенности формирования микроструктуры сплава при высокотемпературной ИПД. Измельчение зерен осуществлялось в результате развития динамической рекристаллизации по непрерывному механизму и контролировалось взаимодействием решеточных дислокаций и/или границ (суб)зерен с дисперсоидами, эффективно сдерживающими миграцию границ, а также динамический возврат, ответственный за перераспределение решеточных дислокаций и их аннигиляцию.

Работа была выполнена по гранту РФФИ № 16-08-01189 А.

# ИССЛЕДОВАНИЯ, РАЗРАБОТКА И РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ В ИПСМ РАН

#### Сафиуллин Р.В.

#### Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа dr rvs@mail.ru

Конструкции в виде тонкостенных полых панелей и оболочек широко используются в летательных аппаратах, кораблестроении и ряде инженерных сооружений. Проведенные в последние десятилетия за рубежом и в России исследования показывают, что высокую эффективность при изготовлении многослойных полых конструкций обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки с диффузионной сваркой (СПФ/ДС). Многослойные конструкции, получаемые методом СПФ/ДС, называют ячеистыми, так как они представляют собой тонкостенные оболочки, поделенные изготовленными заодно с ними перегородками на множество полых ячеек (рис.1). Метод СПФ/ДС в настоящее время рассматривается как один из наиболее перспективных, поскольку он обеспечивает гибкость проектирования и изготовления сложных конструкций с экономией по массе до 30% при снижении стоимости изготовления приблизительно на 50% [1].

В работе описаны результаты многолетних исследований по разработке технологии сверхпластической формовки и диффузионной сварки (СПФ/ДС), проводимые в Институте проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук. Проведены исследования процесса формирования твердофазного соединения при сверхпластической формовке листовых титановых сплавов. Разработаны различные методики исследований и выявлено влияние сверхпластической деформации на кинетику и механизм формирования твердофазного соединения. Описаны опытные технологические процессы изготовления типовых изделий авиакосмической техники, разработанные в ИПСМ РАН. Обсуждены последние результаты и перспективы развития технологии СПФ/ДС.



Рис. 1. Образцы трех и четырехслойных ячеистых конструкций

#### Список литературы

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. – Снежинск: Изд-во РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. – 176 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

# Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>, Берендеев Н.Н.<sup>1</sup>, Мурашов А.А.<sup>1</sup>, Короткова В.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве основных объектов исследования выступали алюминий технической чистоты (A99) и сплавы системы Al–Mg (Al–1Mg, Al–3Mg, Al–5Mg), полученные с использованием технологии индукционного литья. Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП) при T=200 °C.

Коррозионные испытания на стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК) проводились при комнатной температуре по ГОСТ 9.021-74 в водном растворе 3% NaCl + 1%HCl. Потенциостатические испытания проводились при помощи потенциостатагальваностата «P-30S»; скорость коррозии определялась стандартным образом по Таффелевским зависимостям «потенциал – плотность тока коррозии». Испытания на коррозионную усталость гладких цилиндрических образцов тип II по ГОСТ 25.502-79 проводились на гладких цилиндрических образцах в 3%-ном водном растворе NaCl; на основании анализа кривых усталости было определено степенное уравнение Басквина:  $\sigma_a = A \cdot N^{-q}$ .

Установлено, что увеличение содержания магния в сплаве приводит к уменьшению среднего размера зерна сплава, а также к повышению микротвердости, предела макроупругости и предела текучести УМЗ алюминия, при этом величина коэффициента Холла– Петча (*K*), определяемая по зависимости микротвердости от размера зерна в координатах  $H_v-d^{-1/2}$ , повышается от 0.19 до 0.38 МПа·м<sup>1/2</sup> с увеличением содержания магния в УМЗ сплавах от 0 до 3 вес.%.

Показано, что увеличение содержания магния в УМЗ сплавах приводит к уменьшению скорости общей коррозии и не изменяет стойкость сплавов к МКК. Установлено, что РКУП приводит к незначительному повышению скорости коррозии. Обнаружено, что в процессе рекристаллизационного отжига, сопровождающегося уменьшением твердости, наблюдается повышение скорости коррозии, связанное с развитием аномального роста зерен, характеризующегося высокими скоростями миграции границ зерен. При дальнейшем повышении температуры отжига наблюдается уменьшение скорости коррозии.

Проведены экспериментальные исследования коррозионно-усталостного разрушения алюминия и сплавов Al–Mg в литом и УM3 состоянии. Показано, что для УM3 образцов разброс экспериментальных данных существенно ниже, чем для литых крупнокристаллических образцов. Установлено, что поверхность крупнокристаллических образцов после коррозионно-усталостных испытаний содержит признаки развитой язвенной коррозии, в то время как на поверхности УM3 образцов следы коррозии не обнаруживаются. Показано, что РКУП повышает коррозионно-усталостную прочность алюминиевых сплавов, при этом увеличение содержания магния приводит к повышению сопротивления коррозионной усталости – в частности, для УM3 сплава Al–3Mg величина условного предела выносливости на базе 3.10<sup>5</sup> циклов на 60% превышает значение предела выносливости крупнокристаллического сплава.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №15-03-08968.

#### АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ДИФФУЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Пирожникова О.Э.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является анализ влияния температуры интенсивной пластической деформации (ИПД) на диффузионные свойства границ зерен субмикрокристаллических (СМК) металлов и сплавов.

На основании анализа литературных данных показано, что в случае чистых легкоплавких сплавов величина предела диспергирования зерен  $d^*$  экспоненциально повышается с увеличением температуры ИПД - зависимость  $d^*(T_{ипд})$  в полулогарифмических координатах  $\ln d^* - T_m/T_{ипд}$  в первом приближении может быть интерполирована прямой линией. Зависимости  $d^*(T_{ипд})$  для медных сплавов и сплавов с более высокой температурой плавления в большинстве случае имеет двухстадийный характер и в области температуры ИПД более интенсивно, чем при  $T_{ипд} < T_1$ .

Полученные оценки величины  $T_1$  хорошо соответствуют температуре, при которой наблюдается изменение характера зависимости  $d^*(T_{ипд})$ , а также хорошо соответствуют температурам смены механизма пластической деформации на картах механизмах деформации, что свидетельствует о том, что двухстадийный характер зависимости  $d^*(T_{ипд})$  обусловлен изменением механизма пластической деформации при повышении температуры ИПД.

Построена модель, позволяющая вычислять величину  $d^*$ , который может быть получен методом ИПД. Показано, что процесс деформационного диспергирования структуры металлов при ИПД может быть описан как аккомодационный процесс, интенсивность которого определяется интенсивностью увеличения мощности стыковых дисклинаций, и интенсивностью их аккомодации путем диффузионного массопереноса, который при малых размерах зерен оказывается более эффективным, чем фрагментация. Это, несмотря на продолжающуюся деформацию, приводит к прекращению «измельчения» зеренной структуры и появлению предела деформационного измельчения зерен  $d^*$ , который не может быть уменьшен при заданных условиях ИПД материала. Получены выражения, описывающие зависимость  $d^*$  от скорости и температуры ИПД. На основании предложенной модели, на основании экспериментальных данных о зависимости  $d^*(T_{und})$ , построены зависимости энергии активации зернограничной диффузии ( $Q_b$ ) от температуры ИПД.

Показано, что повышение температуры ИПД приводит в УМЗ металлах к увеличению  $Q_b$  от значений 3–5  $kT_m$ , соответствующих диффузионным параметрам неравновесных границ зерен, до значений 8–10  $kT_m$ , соответствующих диффузионным параметрам равновесных границ. Установлено, что характер зависимости энергии активации зернограничной диффузии от температуры ИПД определяется кинетикой протекания конкурирующих процессов накопления дефектов на границах зерен и их диффузионной аккомодации.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №15-08-09298 и №СП-866.2015.1.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ α-ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

# Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Тряев П.В.<sup>3</sup>, Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>, Табачкова Н.Ю.<sup>4</sup>, Михайлов А.С.<sup>3</sup>, Ершова А.Е.<sup>4</sup>, Грязнов М.Ю.<sup>1</sup>, Берендеев Н.Н.<sup>1</sup>, Мурашов А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь <sup>3</sup> АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия <sup>4</sup> НИТУ «МИСИС», Москва, Россия nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступал титан ВТ1-0, α-сплав ПТ3В состава Ti-4.73Al-1.88V и псевдо-α сплав ПТ7М состава Ti-2.23Al-2.54Zr. Обработку сплавов проводили методом ротационной ковки (РК) при комнатной температуре с использованием ротационно-ковочной машины фирмы R5-4-21 HIP.

Проведенные исследования показали: после РК во всех сплавах формируется субзеренная структура, при этом деформация распределяется неравномерно по продольному и поперечному сечениям образцов. Результаты измерений микротвердости показывают, что максимальное упрочнение наблюдается в поверхностных слоях толщиной 0.1–0.5 мкм; степень упрочнения зависит от степени деформации при РК. Следует также отметить, что после отжига в интервале температур отжига до 700 °C поверхностный слой образцов имеет более мелкозернистую структуру, чем центральная часть образца.

Проведены исследования механических свойств и стойкости к горячей солевой коррозии (ГСК) мелкозернистых промышленных титановых сплавов ПТЗВ и ПТ7М, мелкозернистая структура в которых была сформирована методом РК с последующими отжигами. Установлено, что в сплаве ПТ7М дополнительный вклад в ускоренное коррозионное разрушение вносит строчечное расположение частиц β-фазы, являющихся дополнительными микрогальваническими парами. Отмечено, что характер ГСК сплавов зависит от времени и температуры испытания – при малых временах испытаний процесс коррозии имеет равномерный или язвенный характер, при больших временах испытаний развивается межкристаллитная коррозия (МКК) (одновременно с язвенной коррозией), а при дальнейшем повышении температуры испытания на поверхности сплавов образуется плотная оксидная пленка и процесс коррозии прекращается. Проведенные исследования показывают, что существует пороговая степень деформации, менее которой ГСК имеет характер общей или язвенной коррозии, а при превышении которой начинает развиваться МКК.

Показано, что титан не обнаруживает склонности к межкристаллитной горячей солевой коррозии ни в одном из исследованных структурных состояний (исходное состояние, состояние после РК на различные степени деформации, состояние после РК и различных отжигов) во всем исследуемом интервале режимов испытаний (температуры испытаний от 150 °C до 320 °C, время испытаний до 150 ч до 520 ч, наличие и отсутствие потока кислорода в испытательную ячейку, различная влажность воздуха в испытательной ячейке и др.). Во всех исследованных случаях титан ГСК титана была незначительна и имела общий равномерный характер.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №16-13-00066.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОЛОВА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Шадрина Я.С.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>, Коротков В.В.<sup>1</sup>, Мурашов А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали оловянные бронзы с различным содержанием олова (Cu–1Sn, Cu–2Sn, Cu–3Sn), хромовая бронза Cu–0.4Cr, а также хромоловянные бронзы Cu–1Sn–0.4Cr, Cu–2Sn–0.4Cr, Cu–3Sn–0.4Cr, полученные методом индукционного литья в вакууме. Обработка сплавов осуществлялась методом прокатки при комнатной температуре (степень деформации составляла 65% и 95%) и методом равноканального углового прессования (РКУП).

Показано, что в литом состоянии олово в меди образует неоднородный твердый раствор с повышенной сегрегацией по границам дендритов. Увеличение содержания олова в сплаве более 1% приводит к увеличению размера и числа областей, обогащенных оловом, при этом концентрация олова вне зон сегрегации остается примерно постоянной (~0.8–1%) и не зависит от содержания олова в сплаве. Пластическая деформация сплавов Cu–Sn и Cu– Sn–Cr не оказывает существенного влияния на характер распределения олова в сплаве.

Исследования термической стабильности сплавов Cu–Sn показывают, что введение в медь олова (до 3%) приводит к повышению температуры начала рекристаллизации  $T_1$  до 350 °C и до 300 °C для образцов, подвергнутых предварительной деформации прокаткой до 65% и 95%, соответственно. Значения температуры  $T_1$  в сплавах Cu–Sn после РКУП соответствуют температуре  $T_1$  в сплавах Cu–Sn, подвергнутых прокатке до степени деформации 95%.

Построены зависимости объемной доли рекристаллизованной структуры от времени отжига при различных температурах, на основании анализа которых с использованием уравнения Авраами определялась величина энергии активации первичной рекристаллизации  $Q_{\rm R1}$ . Показано, что легирование меди оловом приводит к повышению энергии  $Q_{\rm R1}$  от ~5  $kT_{\rm m}$  до ~10  $kT_{\rm m}$ . Степень деформации не оказывает существенного влияния на величину  $Q_{\rm R1}$ .

Энергия активации распада твердого раствора определялась путем анализа зависимостей удельного электросопротивления от времени отжига с использованием уравнения Мела–Аврами–Джонса–Колмогорова. Установлено, что в литых сплавах кинетика распада имеет двухстадийный характер, интенсивность которого контролируется процессом объемной диффузии при низких температурах отжига и диффузией по ядрам решеточных дислокаций при высоких температурах отжига. Кинетика выделения частиц хрома в мелкозернистых сплавах Cu–Cr и Cu–Cr–Sn, полученных методом РКУП, определяется интенсивностью выделения частиц второй фазы на ядрах решеточных дислокаций, поглощаемых мигрирующими границами зерен. Установлено, что увеличение содержания олова в сплаве приводит к повышению энергии активации распада твердого раствора хрома в мелкозернистой меди.

Исследование микротвердости сплавов Cu–Sn–Cr после старения показывает, что «введение» олова приводит к уменьшению интенсивности разупрочнения мелкозернистых хромовых бронз.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №17-03-01198 и №СП-866.2015.1.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

# Берендеев Н.Н.<sup>1</sup>, Мурашов А.А.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали промышленные α- и псевдо-α титановые сплавы (сплавы ВТ1-0, ПТ3В, ПТ7М), широко используемые в атомном машиностроении. Мелкозернистая структура в исследуемых сплавах формировалась методом ротационной ковки и равноканального углового прессования (РКУП). Ротационная ковка осуществлялась при комнатной температуре (до степени деформации 70%), а РКУП – при температуре 450 °С. Испытания плоских и цилиндрических образцов с надрезом проводились по схеме консольный изгиб в 3%-ном водном растворе NaCl. Частота нагружения составляла 50 Гц. Расчет напряжений в вершине концентратора рассчитывалась с учетом локальных пластических деформаций с использованием правила Нейбера.

Показано, что наибольшим сопротивлением коррозионно-усталостному разрушению обладает сплав ПТ-3В. Анализ результатов фрактографических исследований показывает, что зона ускоренного распространения трещины при испытаниях плоских образцов с надрезом имеет хрупкий характер разрушения. Очаг зарождения состоит из нескольких, зародившихся в различных местах, микротрещин. С помощью пакета ANSYS WorkBench построена конечно-элементная модель, описывающая распределение напряжений и деформаций при нагружении по схеме консольный изгиб. Установлено, что концентрация нормальных напряжений и пластической деформации максимальна в области надреза, а максимальные нормальные напряжения концентрируются под надрезом. Это обстоятельство обуславливает хрупкий характер разрушения высокопластичных титановых сплавов при их коррозионно-усталостных испытаниях по схеме «консольный изгиб».

С использованием уравнения Басквина рассчитаны теоретические значения предела выносливости исследуемых титановых сплавов для базы испытаний  $N_6 = 10^7$  циклов. Показано, что сплав ПТЗВ обладает более высокими значениями предела выносливости (550±25 MПа), чем титан BT1-0 (370±25 MПа) и сплав ПТ7М (450±25 МПа).

Проведены исследования особенностей роста усталостных трещин на воздухе и в коррозионно-агрессивной среде. Установлено, что зависимость скорости роста трещины от ее длины имеет степенной характер. Показано, что зависимость скорости роста усталостной трещины от коэффициента интенсивности напряжения в крупнокристаллических сплавах имеет немонотонный скачкообразный характер, обусловленный, с одной стороны, блокировкой распространяющейся трещины границами зерен, и, с другой стороны, неоднородной разнозернистой структурой титановых сплавов в состоянии поставки.

Обобщение результатов коррозионно-усталостных испытаний цилиндрических образцов титана и титановых сплавов ПТЗВ и ПТ7М в состоянии после ротационной ковки, показывает, что формирование мелкозернистой субзеренной структуры за счет использования технологии ротационной ковки существенно увеличивает разброс характеристик сопротивления усталости материала и приводит к повышению сопротивления коррозионно-усталостному разрушению титановых сплавов – у крупнокристаллического сплава ПТ7М в состоянии поставки условный предел выносливости (при базе испытаний  $1.10^6$  циклов нагружения) составляет  $\sigma_{.1}$ =325 МПа, после ротационной ковки эта величина повышается до  $\sigma_{.1}$ =580 МПа. Отмечено, что масштаб увеличения предела выносливости  $\sigma_{.1}$ 

при использовании технологии ротационной ковки (в 1.8 раза) оказывается меньше коэффициента увеличения предела текучести, величина которого после ротационной ковки увеличивается в 2.4 раза. Показано, что одновременно с этим происходит увеличение в ~2 раза угла наклона кривой усталости в области малоцикловой усталости.

Исследования влияния рекристаллизационного отжига на сопротивление мелкозернистых титановых сплавов полученных методом ротационной ковки показали, что рекристаллизационный отжиг приводит к снижению характеристик коррозионно-усталостной прочности – например, увеличение температуры 30-минутного отжига от 500 °C до 650 °C при уровне амплитуд напряжений 600 МПа приводит к уменьшению долговечности мелкозернистого титанового сплава ПТ7М от 7.10<sup>5</sup> до 1.5.10<sup>5</sup> циклов нагружения.

Исследованы особенности распространения коррозионно-усталостных трещин в плоских образцах ультрамелкозернистых (УМЗ) титановых сплавов, полученных методом равноканального углового прессования. Показано, что для крупнокристаллического сплава ПТЗВ с увеличением амплитуды нагружения ( $\sigma_a$ ) от 650 до 715 МПа наблюдается уменьшение числа циклов до зарождения трещины N<sub>0</sub> от 0.9·10<sup>5</sup> до 0.1·10<sup>5</sup> циклов. Для образцов УМЗ сплава число циклов до зарождения трещины N<sub>0</sub> при  $\sigma_a$ =650 МПа и  $\sigma_a$ =715 МПа составляет 18.0·10<sup>5</sup> и 2.7·10<sup>5</sup> циклов, соответственно. Следует отметить, что при  $\sigma_a$ =580 МПа зарождение трещин в образцах УМЗ сплава ПТЗВ происходит после 10<sup>7</sup> циклов, в то время как в образцах крупнокристаллического сплава при  $\sigma_a$ =580 МПа зарождение трещины наблюдается состава после ~19·10<sup>5</sup> циклов нагружения.

Испытания цилиндрических образцов УМЗ титана и титановых сплавов показывают, что характер кривых усталостного разрушения УМЗ образцов в целом аналогичен характеру кривых малоциклового коррозионно-усталостного разрушения образцов титана и титановых сплавов, полученных методом ротационной ковки. При этом формирование более мелкозернистой структуры способствует повышению коррозионно-усталостной прочности титановых сплавов - наиболее высокие показатели долговечности у материала, полученного методом РКУП при трех циклах прессования. При этом угол наклона (параметра А в уравнении Басквина) кривой коррозионно-усталостного разрушения в области малоцикловой усталости при увеличении числа циклов РКУП асимптотически стремятся к значениям параметра А для крупнокристаллического материала в состоянии поставки.

Для объяснения полученных результатов предложена качественная модель зарождения и распространения коррозионно-усталостной трещины в титановых сплавов с различным средним размером зерна, а также различным уровнем неоднородности зеренной структуры (различным характером гистограмм распределения зерен по размерам).

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №16-13-00066.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛЕГКИХ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

#### Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Попов А.А., Ланцев Е.А.

#### ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия boldin@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследования использовались нано- и ультрадисперсные порошки нитрида кремния производства фирм «Alfa Aesar», «Sigma Aldrich» и «Neomat», спекание которых осуществляли методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе используется термин «Spark Plasma Sintering» (SPS)). Для спекания керамик использовалась установка «Dr. Sinter model SPS-625» производства «SPS SYNTEX INC.» (температура спекания от 5 до 2500 °C, скорость нагрева от 10 до 2500 °C/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, защитная среда – азот, автоматическое управление температурой и одноосным давлением). Измерение зависимости усадки от температуры нагрева, на основании которой проводилась оценка энергии активации спекания, осуществляется с помощью высокоточного дилатометра.

Показано, что процесс уплотнения порошков Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в условиях высокоскоростного нагрева имеет двух- или трехстадийный характер в зависимости от дисперсности порошка. Установлено, что каждой стадии соответствует определенный элементарный механизм уплотнения. Предложен метод количественной оценки температурно-временных интервалов усадки, контролируемой различными элементарными процессами.

Проведены исследования влияния режимов высокоскоростного спекания, структуры и состава порошковых композиций из частиц-активаторов спекания и исходных порошков на структуру и свойства керамик на основе нитрида кремния. Установлено, что «введение» в нитрид кремния Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> добавки 0.5% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + 1.5% Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> позволяет сформировать в керамике высокопрочную ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру, упрочненную вытянутыми зернами нитрида кремния. Показано, что выбор оптимальных параметров исходного порошка (дисперсность, фазовый состав, объемная доля активаторов и упрочняющих частиц) и ступенчатых температурно-скоростных режимов ЭИПС позволяет получать керамики на основе нитрида кремния, обладающие повышенной твердостью. Максимальные значения микротвердости керамик составили  $H_v = 27.4$  ГПа при  $K_{1C} = 2.5$  МПа·м<sup>1/2</sup>, максимальные значения трещиностойкости – 6.7 МПа·м<sup>1/2</sup> при  $H_v = 16.5$  ГПа.

Показано, что средний размер зерна керамики определяется размерами частиц исходного порошка, а также размером и объемной доле нанодисперсных частиц второй фазы, препятствующих росту зерен. Установлено, что введение наночастиц TiN или WC препятствует развитию удлиненных зерен. Продемонстрирована возможность изменения параметров структуры жаропрочных керамик путем введения в состав исходных порошков дисперсных частиц второй фазы.

Установлено, что кинетика спекания Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>-керамик, упрочненных многостенными нанотрубками, контролируется диффузией по неравновесным границам зерен и диффузией, протекающей в условиях фазового перехода. Показано, что введение упрочняющих волокон приводит к стабилизации зеренной структуры керамик и получению высокой трещиностой-кости керамик на основе нитрида кремния Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

Показано, что изменение величины приложенного давления, а также момента его приложения, оказывают существенное влияние на параметры структуры и прочностные свойства керамик. В случае приложения максимального давления до стадии начала термической усадки удается получить образцы с наибольшей плотностью, обладающие максимальными значениями микротвердости и трещиностойкости.

Установлено, что использование в качестве упрочняющих волокон многостенных углеродных нанотрубок, покрытых оксидом вольфрама, предпочтительнее, чем введение в нитрид кремния чистых углеродных нанотрубок, что позволило получить образцы композиционной керамики на основе нитрида кремния Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> с повышенным коэффициентом трещиностойкости ( $K_{1c}$ =5.3 МПа·м<sup>1/2</sup>).

Работа выполнена при поддержке проекта Минобрнауки РФ №11.1114.2017/4.6.

### АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ, В УСЛОВИЯХ ВОЗВРАТА И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является изучение особенностей возврата механических свойств при низкотемпературных отжигах ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

В качестве объектов исследования выступали УМЗ медь М1, а также промышленные магниевые сплавы МА2-1, АZ91 и сплав МА14. Варьирование размера зерна и уровня неравновесности границ зерен осуществлялось за счет варьирования температуры РКУП от 20 до 380 °С и числа циклов РКУП.

Для аттестации структуры использовались методы электронной и атомно-силовой микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии, а также метод измерения твердости. Степень распада твердого раствора контролировалась с использованием методики измерения удельного электросопротивления. Для измерения величин предела макроупругости и предела текучести УМЗ металлов использована методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие.

Установлено, что в отличие от крупнозернистых материалов, в которых зависимость предела макроупругости от времени дорекристаллизационного отжига  $\sigma_0(t_{отж})$  имеет степенной характер, определяемый процессом диффузионного ухода решеточных дислокаций, в УМЗ металлах зависимость  $\sigma_0(t_{отж})$  имеет экспоненциальный характер, при этом показатель степени, характеризующий интенсивность процесса возврата, зависит от размера зерна УМЗ материала, температуры отжига и режимов РКУП. Показано, что в зависимости от начального размера зерна и начального уровня неравновесности границ зерен возможны различные механизмы процессов возврата, интенсивность которых лимитируется либо процессом делокализации дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН), либо процессом диффузионного «ухода» скользящих компонент делокализованных дислокаций. Каждый из этих механизмов возврата характеризуется различной кинетикой (зависимостью плотности дефектов от времени отжига), что, в свою очередь, обуславливает различия в показателях экспоненциальной зависимости  $\sigma_0(t_{отж})$ .

Показано, что температура начала рекристаллизации (THP) УМЗ металлов немонотонно зависит от времени возврата и температуры предварительного дорекристаллизационного отжига, что обусловлено одновременным уменьшением плотности дефектов в границах зерен, приводящем к повышению энергии активации зернограничной диффузии, и увеличением подвижности границ зерен вследствие увеличения времени выдержки. Установлено, что мигрирующие границы зерен «заметают» решеточные дислокации, приводя к повышению плотности дефектов на границах зерен УМЗ материалов, и, как следствие, способствуют повышению интенсивности возврата.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 15-08-09298 и №СП-866.2015.1.

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Сu–Ag И Cu–Cr–Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Терентьев А.В.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>, Смирнова Е.С.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Короткова В.В.<sup>1</sup>, Мурашов А.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является исследование влияния малых добавок серебра на термическую стабильность структуры сильнодеформированной высокочистой меди и сплавов Си– Сг. Сплавы получались методом индукционного литья, содержание серебра и хрома варьировалось от 0.1 до 0.5 вес.%. После литья сплавы подвергались закалке. Мелкозернистая структура формировалась методами прокатки и РКУ-прессования при комнатной температуре. Сплавы Си–Сг–Ад получались методом РКУ-прессования при температуре 450 °С.

С использованием методов металлографии и растровой электронной микроскопии измерялась объемная доля рекристаллизованной структуры и средний размер рекристаллизованного зерна в зависимости от температуры и времени отжига. На основании анализа зависимости объемной доли рекристаллизованной структуры от времени отжига с использованием уравнения Аврами определялись значения энергии активации первичной рекристаллизации  $Q_{R1}$  в чистой меди. Микротвердость ( $H_{\mu}$ ) сплавов измерялась при помощи твердомера Duramin Struers-5. Для оценки степени распада твердого раствора использовалась методика измерения удельного электросопротивления (УЭС).

Проведены экспериментальные исследования термической стабильности структуры и микротвердости сильнодеформированной меди с различным содержанием серебра. Показано, что «введение» серебра не оказывает существенного влияния на микротвердость высокочистой меди. Установлено, что легирование серебром (до 0.5 вес.%) приводит к повышению температуры начала первичной рекристаллизации микрокристаллической меди от 225°C до 350–400°C для прокатанной меди и от 180 °C до 350 °C для микрокристаллической меди после РКУП, а также снижению интенсивности процесса рекристаллизации. Показано, что легирование серебром РКУ-меди приводит к повышению энергии активации  $Q_{R1}$  от ~5  $kT_m$  до ~10  $kT_m$ ; энергия активации  $Q_{R1}$  для образцов после прокатки при этом увеличивается от 5.9  $kT_m$  до 13.8  $kT_m$ .

Проведены экспериментальные исследования влияния серебра на кинетику распада хрома в мелкозернистой меди, полученной методом РКУП. Установлено, что легирование серебром приводит к увеличению твердости и уменьшению интенсивности распада твердого раствора. Анализ зависимостей УЭС ( $\rho$ ) от времени отжига с использованием уравнения Мела–Джонса–Авраами–Колмогорова показал, что распад твердого раствора в сильнодеформированных сплавах Си–Сг–Аg связан с выделением частиц хрома по ядрам решеточных дислокаций. Установлено, что энергия активации распада твердого раствора в РКУ-сплаве Сu–0.4Cr составляет 9.5  $kT_m$ , а его легирование 0.1%Ag и 0.5%Ag приводит к повышению энергии активации распада твердого раствора до 11.8  $kT_m$  и 14  $kT_m$ , соответственно.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 17-03-01198 и №СП-866.2015.1.

#### ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ КЕРАМИКИ ИЗ ЧИСТОГО КАРБИДА ВОЛЬФРАМА С ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬЮ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

# Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1</sup>, Болдин М.С.<sup>1</sup>, Ланцев Е.А.<sup>1</sup>, Попов А.А.<sup>1</sup>, Шотин С.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Благовещенский Ю.В.<sup>2</sup>, Исаева Н.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве исходных материалов были использованы нанопорошки на основе карбида вольфрама с различным начальным размером частиц и объемной долей частиц монокарбида  $\alpha$ -WC, полученные методом плазмохимического синтеза и последующего восстановительного отжига. Полученные нанопорошки состояли из смеси W<sub>2</sub>C,  $\beta$ -WC (WC<sub>1-x</sub>), W и  $\alpha$ -WC с преобладанием (до 95 об.%) фазы  $\alpha$ -WC. Для анализа влияния избыточного углерода в полученные плазмохимические порошки методом смешивания добавляли графит.

Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) осуществлялось на установке «Dr.Sinter model SPS-625» в интервале температур от 1400 до 1950 °С со скоростью нагрева от 25 до 2400 °С/мин в вакууме. При помощи дилатометра, входящего в комплект установки, определялась зависимость скорости усадки нанопорошков от температуры нагрева. При помощи дилатометра определялась зависимость усадки нанопорошков от температуры нагрева. При нагрева L(T), на основании анализа которой определялась энергия активации спекания.

Показано, что при ЭИПС нанопорошков карбида вольфрама, содержащих частицы нестехиометрической фазы ( $W_2C$ ,  $\beta$ -WC ( $WC_{1-x}$ ), W) наблюдался аномальный рост зерен. Установлено, что при нагреве порошков монокарбида вольфрама наблюдается их распад с образованием фазы  $W_2C$ ; введение в порошки избыточного углерода (графита) позволяет уменьшить интенсивность распада монокарбида вольфрама  $\alpha$ -WC. Определено оптимальное содержание избыточного углерода, позволяющее обеспечить формирование структуры, практически полностью состоящей из монокарбида вольфрама  $\alpha$ -WC.

Установлено, что наличие нестехиометрической фазы в исходной нанопорошковой композиции приводит к аномальному росту зерен, в то время как в образцах, спеченных из нанопорошков полностью состоящих из  $\alpha$ -WC наблюдается нормальный рост зерен и имеет место мономодальное распределение зерен по размерам (средний размер зерна для образцов, спеченных при температурах 1400 и 1800°C, составляет 90 нм и 350 нм, соответственно).

Показано, что при ЭИПС наблюдается «быстрое» спекание с аномально низкими значениями энергии активации и «медленное» спекание, когда энергия активации зернограничной диффузии соответствует обычным значениям диффузии <sup>14</sup>С в карбиде вольфрама. Отмечено, что в материалах первой группы наблюдается аномальный рост зерен, а в образцах второй группы формируется однородная ультрамелкозернистая структура.

Предложена модель эволюции структуры при ЭИПС, позволяющая объяснить наблюдаемые закономерности, в том числе – возможность низкотемпературного спекания нанопорошков карбида вольфрама в условиях высокоскоростного нагрева в условиях нормального и аномального роста.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ №НШ-7179.2016.8.

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ОКСИДОВ МАГНИЯ, ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ НА КИНЕТИКУ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ, СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕЛКОЗЕРНИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

#### Болдин М.С., Попов А.А., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия nokhrin@nifti.unn.ru

Объектами исследования выступали порошковые композиции на основе субмикронного  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с добавками 0.5 об.% субмикронных частиц MgO, ZrO<sub>2</sub> и TiO<sub>2</sub>. Компактирование образцов проводилось методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) в установке «Dr. Sinter model SPS-625». Зависимость усадки от температуры нагрева, на основании анализа которой проводился расчет энергии активации спекания, контролировалась при помощи прецизионного дилатометра.

Показано, что введение добавки 0.5%MgO в порошок  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не оказывает заметного влияния на плотность керамики – в диапазоне скоростей нагрева 10–700 °C/мин плотность оксида алюминия и композита Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+0.5MgO составляет ~99.5%. Характер влияния ZrO<sub>2</sub> на плотность керамики имеет более сложный характер – «введение» добавки 0.5%ZrO<sub>2</sub> не оказывает влияния на плотность при скоростях нагрева менее 100 °C/мин, однако увеличение скорости нагрева до 700 °C/мин приводит к снижению плотности керамики Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+0.5ZrO<sub>2</sub> от ~99.5% до 98.5%. Следует также отметить, что введение добавки 0.5%об. TiO<sub>2</sub> в порошок  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не оказывает заметного влияния на плотность и в диапазоне скоростей нагрева 10–700 °C плотность керамики Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+0.5%TiO<sub>2</sub> составляет ~ 99.2– 99.5%.

Установлено, что энергия активации спекания  $Q_s$  на стадии интенсивной усадки для всех исследуемых керамик не зависит от типа частиц-модификаторов (MgO, ZrO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub>) и в интервале скоростей нагрева от 10 <sup>0</sup>С/мин до 700 <sup>0</sup>С/мин совпадает с энергией активации зернограничной диффузии кислорода в  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Анализ данных по росту зерен показывает, что добавки оксида магния и оксида циркония оказывают заметное влияние на интенсивность роста зерен оксида алюминия. «Введение» 0.5%ZrO<sub>2</sub> и MgO в состав оксида алюминия приводит к получению керамики с меньшим средним размером зерна. При режиме спекания T = 1520 <sup>0</sup>C, t = 30 мин средний размер зерна керамики из чистого оксида алюминия составляет 16.5 мкм, а для керамик содержащих MgO и ZrO<sub>2</sub> – 3.0 мкм и до 1.9 мкм, соответственно. Таким образом, «введение» 0.5% ZrO<sub>2</sub> позволяет уменьшить средний размер зерна оксида алюминия примерно в 5 раз, а MgO – более чем в 8 раз. Анализ данных по росту зерен показывает, что энергия активации роста зерен оксида алюминия не изменяется при введении частиц MgO и ZrO<sub>2</sub> и составляет ~30  $kT_m$ . Таким образом, механизм стабилизации структуры оксида алюминия за счет введения частиц MgO не отличим от механизма стабилизации частицами ZrO<sub>2</sub> и связан с действием силы Зинера.

Анализ данных по росту зерен в оксиде алюминия показывает, что «введение» 0.5% TiO<sub>2</sub> повышает средний размер зерна оксида алюминия примерно в 1.5 раз, а также приводит к понижению значения энергии активации роста зерен до ~24.5  $kT_m$ . Таким образом, причиной ускорения роста зерен в керамике Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+0.5% TiO<sub>2</sub> является уменьшение коэффициента зернограничной диффузии.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №15-48-02585.

#### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, СПЕЧЕННЫХ ИЗ НИХ

#### Сахаров Н.В., Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Ланцев Е.А., Попов А.А., Мелехин Н.В.

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <u>nokhrin@nifti.unn.ru</u>

В качестве объектов исследования выступали промышленные вольфрамовые сплавы ВНЖ-90 (90W–7Ni–3Fe) и ВНЖ-95 (95W–3.5Ni–1.5Fe), а также сплав W–11Ni. Порошковые композиции получали смешиванием исходных мелкозернистых порошков в планетарной мельнице. Спекание порошков осуществляли в водородной печи «Nabertherm RS 120/750/13» и методом электроимпульсного плазменного спекания в вакууме («Spark Plasma Sintering» (SPS)) с использованием установки «Dr. Sinter model SPS-625».

Проведены эксперименты по исследованию влияния параметров прессования механоактивированного порошка, в том числе – с добавлением пластификатора, на плотность прессовок после водородного отжига, а также исследовано влияние температуры водородного отжига на плотность порошковых прессовок. Показано, что главный фактором, тормозящим процесс уплотнения при прессовании заготовок из тяжелых вольфрамовых сплавов, является трение. Предложена процедура расчёта, позволяющая оценить влияние давления в закрытых порах и межчастичного трения на процесс прессования.

Исследовано влияние предварительной обработки порошков на плотность после ЭИПС в вакууме. Установлено, что плотность заготовок из вольфрамовых сплавов зависит от ряда ключевых параметров, характеризующих процесс предварительного водородного отжига (восстановления) порошка, дисперсность и фазовый состав порошка, а также технологию его изготовления. Показано, что увеличение температуры и времени ЭИПС приводит к повышению плотности образцов, в то время как влияние усилия прессования на плотность заготовок вольфрамовых сплавов, получаемых методом ЭИПС, не значительно.

Проведены исследования влияния параметров предварительной обработки порошков и режимов их спекания на механические свойства тяжелых вольфрамовых сплавов (твердость, трещиностойкость, предел макроупругости, предела текучести). Определены оптимальные режимы спекания, обеспечивающие получение образцов с рекордными механическими свойствами.

Предложена полуфеноменологическая модель расчета зависимости плотности от температуры нагрева, с помощью которой можно определить механизм припекания частиц порошка в ходе свободного спекания. Показано, что энергия активации спекания мелкозернистых порошков W–11Ni близка к энергии активации диффузии по равновесным границам зерен никеля, а энергия активации спекания механоактивированных порошков сплавов ВНЖ-90 и ВНЖ-95 оказывается близка к энергии активации диффузии по неравновесным границам зерен. Предложена модель, позволяющая оценить влияние плотности решеточных дислокаций и уровня неравновесности границ зерен на кинетику спекания тяжелых вольфрамовых сплавов.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ №НШ-7179.2016.8.

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

Болдин М.С.<sup>1</sup>, Ланцев Е.А.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Благовещенский Ю.В.<sup>2</sup>, Исаева Н.В.<sup>2</sup>, Шотин С.В.<sup>1</sup>, Зеленов А.Ю.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия <u>boldin@nifti.unn.ru</u>

В качестве объектов исследования в работе выступили нанопорошки WC–Co–1% VC, полученные методом плазмохимического синтеза, отличающиеся содержанием углерода (от 5.46% до 5.77%) и объемной долей частиц фазы W<sub>2</sub>C. Содержание кобальта варьировалось от 3% до 10%. В порошки вводилась добавка свободного углерода в виде коллоидного графита путем перемешивания в среде этилового спирта. Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) проводилось на установке «Dr. Sinter model SPS-625» по двухстадийному режиму, включающего стадию низкотемпературной (дегазационной) выдержки и стадию высокотемпературной выдержки при оптимальной температуре процесса спекания. Величина приложенной нагрузки составляла 70 МПа.

Проведенные исследования структуры твердых сплавов показывают, что структура полученных материалов характеризуется аномальным ростом зерен и присутствием частиц η-фазы. Отмечено, что объемная доля частиц η-фазы (~15–20%) и средний размер крупных (аномальных) зерен (~1–1.5 мкм) слабо зависят от содержания исходного углерода в порошке. Показано, что увеличение содержания кобальта приводит к увеличению объемной доли η-фазы, но не оказывает существенного влияния на размер крупных зерен. Плотность спеченных твердых сплавов варьируется от 97 до 100%.

Установлено, что изменение температуры дегазационной выдержки не приводит к изменению среднего размера и объемной доли крупных зерен, а также не оказывает существенного влияния на плотность твердых сплавов. Исследования показали, что зависимость плотности от температуры нагрева имеет немонотонный характер, обусловленный распадом монокарбида вольфрама и увеличением объемной доли  $\eta$ -фазы в процессе ЭИПС – величина объемной доли частиц  $\eta$ -фазы в сплаве ВК10 при нагреве от 1000 °C до 1100 °C увеличивается от ~5% до ~50%, при этом средний размер зерна увеличивается от ~1–1.5 мкм до ~2–2.5 мкм. Показано, что уменьшение содержания  $\theta$ -фазы в структуре спеченного твердого сплава увеличивает коэффициент трещиностойкости, уменьшает микротвердость, а также увеличивает объемную долю крупных зерен.

Анализ влияния содержания кобальта на процесс спекания нанопорошковых композиций WC–Co показал, что снижение содержания кобальта от 10% до 3% приводит к повышению энергии активации процесса спекания от ~16  $kT_m$  до ~30  $kT_m$ . Показано, что уменьшение энергии активации зернограничной диффузии с увеличением содержания кобальта в составе нанопорошков может быть связано с уменьшением концентрации углерода в составе твердого раствора внедрения с кобальтом.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ №НШ-7179.2016.8.

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА КИНЕТИКУ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ

Болдин М.С.<sup>1</sup>, Сахаров Н.В.<sup>1</sup>, Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Мелехин Н.В.<sup>1</sup>, Попов А.А.<sup>1</sup>, Ланцев Е.А.<sup>1</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Баранов Г.В.<sup>2</sup>, Белов В.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», Саров, Нижегородская обл., Россия <u>boldin@nifti.unn.ru</u>

В качестве объекта исследования выступал сплав 95%W–3.5%Ni–1.5%Fe. Получение нанопорошковых композиций проводилось путем механоактивации (MA) в высокоэнергетической планетарной мельнице АПФ-3 с ускорением мелющих тел 60g (скорость вращения  $V_{\rm Ma}$ =1450 об/мин, время MA  $t_{\rm Ma}$ =20 мин).

Спекание образцов в среде водорода проводилось по двухступенчатому режиму – нагрев со скоростью 25 °С/мин до 950 °С, выдержка при этой температуре в течение 2 ч и нагрев до температуры спекания со скоростью  $V_{\rm H} = 5$  °С/мин. Температура 30-минутного спекания в водороде варьировалась в интервале от  $T_{\rm sint} = 1200$  до 1500 °С. ЭИПС осуществлялось на установке «Dr. Sinter model SPS-625» в вакууме (6 Па). Температура спекания варьировалась в интервале от 50 до 200 °С/мин; величина приложенного одноосного давления составляла 70 МПа.

Средний размер частиц вольфрама после МА не превышает 100 нм. Анализ дифрактограмм показывает, что с увеличением времени МА наблюдается уширение рентгеновских пиков, соответствующих  $\alpha$ -W, а также несимметричное уширение пика (110)  $\alpha$ -W в сторону больших углов отражения. Это свидетельствует об образовании пересыщенного твердого раствора никеля и железа в поверхностном слое частиц  $\alpha$ -W.

Зависимость плотности от температуры спекания в водороде имеет двухстадийный характер: увеличение температуры спекания  $T_{sint}$  от 1100 °C до  $T_1$ ~1300 °C приводит к повышению плотности от 15.86 до 18.02 г/см<sup>3</sup> (от 87.6% до 99.6% от теоретической плотности сплава  $\rho_{th}$ ), а дальнейшее увеличение  $T_{sint}$  до 1450–1500 °C приводит к снижению плотности до 17.37–17.48 г/см<sup>3</sup> (96.0–96.6% от  $\rho_{th}$ ). Таким образом, оптимальная температура спекания  $T_1$  механоактивированных порошков в водороде составляет 1300 °C, что на 150–200 °C меньше, чем оптимальная температура спекания крупнозернистых порошков (~1450–1500 °C).

Установлено, что оптимальная температура ЭИПС механоактивированных порошков при скорости нагрева  $V_{\rm H}$ =100 °С/мин составляет  $T_1$ ~1100 °С. Уменьшение скорости нагрева приводит к смещению оптимальной температуры ЭИПС в область более высоких значений: нагреве со скоростью 50 °С/мин оптимальная температура ЭИПС при составляет  $T_1$ =1200 °С. Оптимальная температура ЭИПС крупнозернистых порошков составляет ~1300 °С.

Подчеркнем, что максимальные значения плотности при спекании в водороде и ЭИПС механоактивированных нанопорошков достигаются в области твердофазного спекания, в отличие от традиционного спекания крупнозернистых порошков, для которых максимальные значения плотности обеспечиваются лишь в случае жидкофазного спекания при температурах более 1450–1500 °C.

Обобщая результаты экспериментальных исследований, следует, в первую очередь, отметить два важных результата: 1) снижение оптимальной температуры спекания механоактивированных нанопорошков и 2) увеличение интенсивности спекания нанопорошков в условиях высокоскоростного нагрева.

Предваряя анализ полученных результатов, отметим, что интенсивность процесса диффузионного массопереноса (*I*) пропорциональна величине коэффициента диффузии *D*, экспоненциально зависящего от энергии активации диффузионного процесса Q ( $D = D_0 \exp(-Q/kT)$ ), и градиенту концентрации диффундирующего вещества (*C*):  $I \sim -D \cdot \operatorname{grad} C$ , где  $D_0$  – предэкспоненциальный множитель, k – постоянная Больцмана.

Энергию активации процесса уплотнения порошков можно определить по углу наклона зависимости  $\rho/\rho_{th}(T_{sint})$ , представленной в двойных логарифмических координатах от обратной температуры  $T_m/T_{sint}$ :  $\ln(\ln[(\rho/\rho_{th})/(1-\rho/\rho_{th})]) - T_m/T_{sint})$ . (Здесь  $T_m=1738$  К – температура плавления  $\gamma$ -фазы). Энергия активации спекания в водороде крупнозернистых порошков составляет  $Q_{sint} = 163-169$  кДж/моль ~11.5–11.9  $kT_m$ . Это значение близко к энергии активации зернограничной диффузии  $Q_b$  вольфрама в  $\gamma$ -фазе, величина которой составляет ~(0.5–0.6) $Q_v$ , где  $Q_v$  – энергия активации объемной диффузии.

Энергия активации ЭИПС крупнозернистых порошков (7.9–8.8  $kT_{\rm m} \sim 112-125$  кДж/моль) оказывается ниже энергии активации процесса спекания таких порошков в водороде, что связано с влиянием приложенного давления при ЭИПС. Энергия активации процесса спекания в водороде механоактивированных нанопорошков составляет ~6.8–7.0  $kT_{\rm m}$ . Энергия активации ЭИПС нанопорошков зависит от скорости нагрева и при увеличении  $V_{\rm H}$  от 50 °С/мин до 100 °С/мин приводит к уменьшению энергии активации спекания от 8.3  $kT_{\rm m}$  до 6.2  $kT_{\rm m}$ .

По нашему мнению причиной уменьшения оптимальной температуры спекания УМЗ вольфрамовых сплавов является низкая энергия активации спекания  $Q_{sint}$ , обусловленная низкой энергией активации зернограничной диффузии  $Q_b$  в механоактивированных порошковых материалах.

Причиной снижения энергии активации зернограничной диффузии является увеличение свободного объема границ зерен, величина которого пропорциональная плотности дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН), попадающих в границы зерен при интенсивной пластической деформации. В процессе МА происходит путем формирование в частицах γ-фазы границ зерен, содержащих повышенную плотность ДОН, что приводит к повышению их диффузионной проницаемости (по сравнению с «обычными» границами зерен в γ-фазе, образующихся при спекании отдельных частиц γ-фазы друг с другом). Это приводит к к повышению интенсивности диффузии вольфрама через γ-фазу и, как следствие, к уменьшению оптимальной температуры спекания УМЗ сплава.

Причиной ускорения спекания является изменение градиента концентрации вольфрама grad( $C_w$ ) между частицами  $\alpha$ -W и  $\gamma$ -фазой, представляющей собой твердый раствор железа и вольфрама в никеле. Неравновесная концентрация атомов Ni и Fe в поверхностном слое частиц  $\alpha$ -W после механоактивации приводит в условиях нагрева при спекании к диффузионно-контролируемому «уходу» атомов Ni и Fe из кристаллической решетки  $\alpha$ -W в  $\gamma$ -фазу. Это приводит к повышению локальной концентрации атомов Ni и Fe в  $\gamma$ -фазе вблизи межфазной границы ( $\alpha$ -W) – ( $\gamma$ -фаза) и, как следствие, к увеличению градиента концентрации вольфрама между частицами  $\alpha$ -W и  $\gamma$ -фазы, что способствует увеличению интенсивности диффузионного массопереноса вольфрама через  $\gamma$ -фазу и ускорению спекания.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ №НШ-7179.2016.8.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

# Нохрин А.В.<sup>1</sup>, Козлова Н.А.<sup>1</sup>, Чегуров М.К.<sup>1</sup>, Пискунов А.В.<sup>1</sup>, Бобров А.А.<sup>1</sup>, Копылов В.И.<sup>1,2</sup>, Чувильдеев В.Н.<sup>1</sup>, Короткова В.В.<sup>1</sup>, Зеленов А.Ю.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия <sup>2</sup> Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследований выступали чистый Al (A99), сплавы системы Al-Mg (Al-1Mg, Al-3Mg, Al-5Mg) и сплавы системы Al-Zn (Al-1Zn, Al-3Zn, Al-5Zn), полученные методами вибрационного литья (литьевая вакуумная машина «INDUTHERM VTC-200») с последующей холодной деформацией прокаткой (степень предварительной деформации составляла 95%). В качестве объектов сравнения выступали промышленные сплавы AMr2 и AMr6. Ультрамелкозернистая (УM3) структура в сплавах была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре T = 200-250 °C с использованием гидравлического пресса «Ficep HF400L».

Коррозионные испытания на стойкость к межкристаллитной коррозии проводились при комнатной температуре по ГОСТ 9.021-74 в водном растворе 3% NaCl + 1%HCl, провоцирующем межкристаллитную коррозию в алюминиевых сплавах. В тех же условиях проводились гравиметрические испытания, а также потенциостатические испытания посредством снятия поляризационных кривых при помощи потенциостата-гальваностата «Р-30S». Скорость коррозии (плотность тока коррозии) определялась стандартным образом по Таффелевским зависимостям «потенциал – плотность тока коррозии».

Установлено, что легирование алюминия магнием (до 5%) приводит к повышению температуры рекристаллизации от  $250^{\circ}$ C до  $300^{\circ}$ C– $350^{\circ}$ C. Легирование алюминия цинком (до 5%) приводит к уменьшению температуры рекристаллизации от  $250^{\circ}$ C до  $200^{\circ}$ C. Показано, что введение магния в мелкозернистый алюминий не приводит к существенному изменению коэффициента Холла–Петча – величина коэффициента  $K_{\rm HP}$  составляет 0.16–0.34 МПа·м<sup>1/2</sup>. Введение цинка в алюминий приводит к повышению величины  $K_{\rm HP}$  от 0.23 МПа·м<sup>1/2</sup> до 1.29 МПа·м<sup>1/2</sup>, обусловленному выделением частиц второй фазы по границам рекристаллизованных зерен.

Для определения энергии активации  $Q_{\rm R2}$  строились зависимости среднего размера зерна от температуры отжига в полулогарифмических координатах  $\ln(d^2-d_0^2) - T_{\rm m}/T$  (где  $T_{\rm m}$  – абсолютная температура плавления (в К)). Установлено, что повышение концентрации магния в алюминии от 0% до 5% приводит к увеличению энергии активации зернограничной диффузии от 10.4  $kT_{\rm m}$  до 16.7  $kT_{\rm m}$ , а повышение концентрации цинка от 0% до 5% приводит к уменьшению энергии активации зернограничной диффузии от 10.4  $kT_{\rm m}$  до 8.3  $kT_{\rm m}$ .

Установлено, что увеличение содержания цинка в алюминии приводит к повышению скорости как общей, так и МКК, в то время как увеличение концентрации магния приводит к уменьшению скорости общей коррозии и практически не изменяет склонность сплава к МКК. Показано, что различный тип коррозионного поведения сплава Al–Mg и Al–Zn обусловлен различным характером влияния магния и цинка на величину электрохимического потенциала границы зерна.

Показано, что холодная пластическая деформация прокаткой приводит к незначительному повышению скорости коррозии сплавов Al–Mg, обусловленному накоплению дефектов на границах зерен сплава. В процессе рекристаллизационного отжига, приводящего к уменьшению твердости, наблюдается повышение скорости коррозии, связанное с развитием аномального роста зерен, характеризующегося высокими скоростями миграции границ зерен. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии.

Отработаны методики испытаний на общую и межкристаллитную коррозию алюминиевых сплавов различного химического состава, находящихся в различных структурных состояниях. Проведены исследования влияния отжига на коррозионную стойкость промышленных и модельных УМЗ алюминиевых сплавов, полученных методом РКУП. Показано, что как и в случае холодно-деформированных сплавов, зависимость скорости коррозии от температуры отжига имеет сложный немонотонный характер, определяемый кинетикой накопления и аннигиляции дефектов на мигрирующих границах зерен.

Установлено, что увеличение содержания магния в сплаве приводит к уменьшению среднего размера зерна сплава, а также к повышению микротвердости, предела макроупругости и предела текучести УМЗ алюминия, при этом для исследуемых сплавов выполняется соотношение Холла–Петча – зависимости микротвердости от размера зерна в координатах  $H_v-d^{-1/2}$  с хорошей точностью могут быть интерполированы прямыми линиями, угол наклона которых соответствует коэффициенту зернограничного упрочнения К. Отметим, что величина коэффициента *K* повышается от 0.19 МПа·м<sup>1/2</sup> до 0.38 МПа·м<sup>1/2</sup> с увеличением содержания магния в УМЗ сплавах от 0 до 3 вес.%.

Проведены экспериментальные исследования влияния концентрации магния на склонность УМЗ алюминия к общей, электрохимической и межкристаллитной коррозии. Показано, что увеличение содержания магния в УМЗ алюминиевых сплавах приводит к уменьшению скорости общей коррозии и не изменяет стойкость сплавов к межкристаллитной коррозии. Установлено, что интенсивная пластическая деформация методом РКУП приводит к незначительному повышению скорости коррозии алюминиевых сплавов Аl–Mg, обусловленному накоплению дефектов на границах зерен сплава (в первую очередь – дислокаций ориентационного несоответствия, приводящих к некоторому увеличению «мощности» микрогальванических пар «граница зерна – кристаллическая решетка»). Обнаружено, что в процессе рекристаллизационного отжига, сопровождающегося уменьшением твердости сплавов, наблюдается повышение скорости коррозии, связанное с развитием аномального роста зерен, характеризующегося высокими скоростями миграции границ зерен. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии до значений, меньше значений скоростей коррозии характерных для исходного литого материала.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №15-03-08969.

# СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ГИДРОЭКСТРУЗИИ

Горулева Л.С.<sup>1)</sup>, Горкунов Э.С.<sup>1)</sup>, Задворкин С.М.<sup>1)</sup>, Макаров А.В.<sup>1,2)</sup>

<sup>1)</sup>Институт Машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия, <u>sherlarisa@yandex.ru</u> <sup>2)</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Одним из перспективных направлений улучшения свойств металлических материалов является формирования ультрамелкозернистой структуры, в частности, с помощью интенсивного деформационного воздействия. Отличительной особенностью такого метода ИДВ как гидроэкструзия является возможность обработки хрупких материалов (в частности, высокоуглеродистых сталей) в широком диапазоне деформаций [1]. Кроме того, такой способ деформирования препятствует образованию трещин в обрабатываемом материале. Влиянию деформирования на структуру и механические свойства чистых металлов и сплавов, в том числе таких широко распространенных материалов как стали, посвящено большое количество работ [2,3]. Однако в литературе гораздо меньше внимания уделено изучению физических характеристик материалов, упрочненных с помощью ИДВ. Подобные исследования необходимы для разработки неразрушающих физических методов диагностики состояния таких материалов.

Объектом исследования служила прутковая горячекатаная сталь У8А (0,8 вес. % С) со структурой зернистого перлита, подвергнутая гидроэкструзии при комнатной температуре. Показано, что с увеличением истинной деформации при гидроэкструзии происходит измельчение структурных элементов высокоуглеродистой стали У8А: с увеличением истинной деформации до 2.19 средний размер зерна уменьшается на два порядка. При экструдировании в ферритной составляющей перлитной структуры стали происходит формирование ячеистых, фрагментированных и субмикрокристаллических структур в условиях протекания динамического возврата, непрерывной динамической и постдинамической рекристаллизации, обусловливающих уменьшение плотности дислокаций в теле зерна при истинной деформации более 1.62.

Установлено, что такие параметры как коэрцитивная сила, число скачков МШБ, максимальная магнитная проницаемость, остаточная индукция и скорость распространения упругих волн более чувствительны к изменению плотности дислокаций, чем к диспергированию структуры экструдированной стали У8А.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 16-38-00586.

- 1. Береснев Б.И., Трушин Е.В. Процесс гидроэкструзии. М.: Наука, 1976. 200
- 2. Gorkunov E.S., Zadvorkin S.M., Goruleva L.S., Tueva E.A., Veselov I.N., Yakovleva S. P., Makharova S.N., Mordovskoi P.G. The effect of equal channel angular pressing on the mechanical and magnetic properties of 09G2S steel // Russian Journal of Nondestructive Testing. 2012. T. 48. № 10. P.568-575.
- 3. Гундеров Д.В., Поляков А.В., Ситдиков В.Д., Чуракова А.А., Головин И.С. Внутреннее трение и эволюция ультрамелкозернистой структуры при отжиге титана grade-4, подвергнутого интенсивной пластической деформации // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. №12. С. 1136.

#### ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ НАВОДОРОЖЕННЫХ СТАЛЕЙ

# Мерсон Е.Д.<sup>1</sup>, Полуянов В.А.<sup>1</sup>, Мягких П.Н.<sup>1</sup>, Мерсон Д.Л.<sup>1</sup>, Виноградов А.Ю.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия <sup>2</sup>Норвежский технологический университет, г. Тронхейм, Норвегия Mersoned@gmail.com

#### 1. Введение

Водородная хрупкость (BX) на протяжении десятков лет является распространенной причиной аварий и выхода из строя деталей и оборудования нефтегазовой, химической и других отраслей промышленности. Несмотря на это, природа данного явления, вследствие своей сложности надежно не установлена и, по-прежнему, остается предметом многочисленных исследований. Одним из ключевых и наиболее дискуссионных остается вопрос о механизме разрушения сталей и других металлов и сплавов, насыщенных водородом. Установлено, что в зависимости от химического состава, микроструктуры и механических свойств материала его разрушение под действием водорода может сопровождаться меж-зеренным растрескиванием, транскристаллитным сколом, квази-сколом, образованием ви-

доизменного ямочного рельефа, появлением в изломе флокенов и дефектов «рыбий глаз» и т.д. Тем не менее, конкретные причины, обусловливающие включение в работу того или иного механизма разрушения при введении в металл водорода, не установлены. В связи с этим целью данной работы было установить влияние химического состава, микроструктуры и механических свойств сталей на механизм их разрушения.

#### 2. Методика

В качестве материалов исследования использовали стали марок S235JR, 09Г2С и сталь 70. Низкоуглеродистую сталь марки S235JR исследовали в состоянии поставки (горячая прокатка и нормализация) и после вакуумного отжига (950 °C, 30 мин). В обоих состояниях сталь имела высокую пластичность и типичную феррито-перлитную структуру, с большим размером зерна в отожженном состоянии. Малолегированную сталь 09Г2С исследовали в состоянии поставки (горячая прокатка и нормализация) с ферритноперлитной структурой и высокой пластичностью, а также после равноканального углового прессования по схеме «конформ»<sup>1</sup> (РКУП-К), которое приводило к значительному измельчению зерна, увеличению прочности и сильному падению пластичности. Сталь 70 исследовали в состоянии после закалки (от 850 °C в масло) и отпуска (240, 1 ч. + 450 °C, 2 ч.) со структурой троостита, а также после вакуумного отжига (850 °C, 1 ч.) с перлитной структурой. Из указанных материалов были изготовлены полированные плоские гладкие образцы для испытаний на одноосное растяжение с размером рабочей части 2.4х3.9х15 мм. Наводороживание образцов производили электролитическим методом в растворе состава 5% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 1,5 г/л CS(NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub> (стимулятор наводороживания) в широком диапазоне плотностей тока *i* от 0,3 до 600 мА/см<sup>2</sup>. Время наводораживания во всех случаях составляло 1 час. Механические испытания проводили с постоянной скоростью деформирования 5 мм/мин. Фрактографическое исследование проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) SIGMA (Zeiss).

#### 3. Результаты

В работе установлено, что до наводороживания разрушение всех образцов происходит на стадии локализованной деформации, следующей за стадией деформационного упрочнения. При этом изломы всех образцов полностью вязкие с типичным ямочным строением. Наводороживание приводит к снижению относительного удлинения всех сталей. Разрушение сталей с высокой исходной пластичностью (S235JR в обоих состояниях и 09Г2С в состоянии поставки) после наводороживания происходит на стадии локализованной деформации, с образованием в изломе характерных участков транскристаллитного квази-скола округлой формы с неметаллическим включением в центре – т.н. дефектов типа «рыбий глаз», окруженных классическим ямочным рельефом, характерным для вязкого излома. Кроме того, дефекты «рыбий глаз» были обнаружены в изломе наводороженной отожженной стали 70, также имевшей сравнительно высокую исходную пластичность до насыщения водородом. В данном случае образец разрушался на стадии деформационного упрочнения, при этом одна половина излома состояла из дефектов «рыбий глаз» небольшого размера, окруженных вязким ямочным рельефом, а другая была полностью покрыта фасетками скола. В отличие от морфологии дефектов «рыбий глаз» в низкоуглеродистой стали, где разрушение преимущественно происходит по ферритным зернам, морфология поверхности дефектов «рыбий глаз» в высокоуглеродистой стали имела ярко выраженный пластинчатый характер, очевидно, обусловленный регулярной структурой перлитных зерен. Разрушение образцов высокопрочных сталей с низкой исходной пластичностью (сталь 09Г2С после РКУП-К и сталь 70 после закалки и отпуска) после наводороживания всегда происходило в области квазиупругой деформации. В случае стали 09Г2С дефектов «рыбий глаз» в изломе обнаружено не было, однако на поверхности образца присутствовали узкие трещины, возникшие в ходе наводороживания; весь излом имел рельеф квазискола, морфология которого отличалась от квази-скола дефектов «рыбий глаз»; разруше-

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> РКУП-К проводилось сотрудниками ИФПМ УГАТУ (г. Уфа).

ние развивалось из очага расположенного вблизи поверхности образца. Излом высокопрочной стали 70, насыщенной водородом, имел смешенный характер и, преимущественно, состоял из межзеренных фасеток и ямок вязкого разрушения. Однако на периферии излома непосредственно вблизи боковой поверхности образца в окружении межзеренных фасеток были обнаружены округлые участки квази-скола, напоминающие дефекты «рыбий глаз».

#### 4. Выводы

1. Установлено, что наиболее сильное влияние на механизм разрушения под действием водорода оказывает исходная пластичность стали. С увеличением исходной пластичности наводороженной стали развитие транскристаллитных трещин, приводящих к формированию в изломе дефектов «рыбий глаз» становится доминирующим механизмом разрушения. Уменьшение исходной пластичности стали в случае введения в нее водорода повышает склонность к классическому хрупкому межзеренному растрескиванию, транскристаллитному сколу, или квази-сколу.

2. Показано, что дефекты «рыбий глаз» могут быть образованы в сталях с ферритоперлитной, перлитной и трооститной микроструктурой. При этом морфология поверхности дефектов «рыбий глаз» меняется в зависимости от микроструктуры стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 17-08-01033)

# ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ СЛОЕВ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ПРИ ПРОПУСКАНИИ ИМПУЛЬСНЫХ ТОКОВ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ

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

#### Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк snevskiy@bk.ru

Решена задача об индукционном импульсном нагреве цилиндра. Используются уравнения Максвелла в индукционном приближении для осесимметричного случая. В постановке этой задачи учитывались четыре области: проводящий цилиндр (образец) - воздушная прослойка конечной толщины – индуктор – полубесконечный воздушный слой. Получены выражение для распределения индукционных токов в образце и формулы для распределения температур в образце, из которых определены параметры установки, при которых возможно расплавление слоя на глубину ста микрометров. Второй важный результат заключается в исследовании гидродинамических неустойчивостей, развивающихся на микро- и нанометровых масштабах. Для неустойчивости Кельвина-Гельмгольца с учетом вязкости в коротко волновом приближении получена аналитическая зависимость декремента от волнового числа. Эта зависимость при определенных параметрах имеет два максимума: один может находиться в микромасштабе, а другой – в наномасштабе. Определены приближенные значения волновых чисел, при которых достигается максимальные значения декремента. Эти результаты получены нами впервые. Создан проект расчета температурных полей и скоростей в магнитно-гидродинамической модели, включающей уравнения Навье-Стокса с силой Лоренца, уравнение энергии с джоулевым нагревом и систему уравнений Максвелла. Использовался пакет «ComsolPhysics». Решалась задача о прямом пропускании тока мегамперной амплитуды и временем действия порядка ста наносекунд через цилиндр радиусов два миллиметра. Приводятся результаты моделирования задачи о распределении температур и скоростей в кольце жидкого металла при возмущенной внешней поверхности кольца при силе тока порядка мегампер, времени действия ста наносекунд. Показано, что ток концентрируется в скин-слое толщиной равной сто микрометров и при возмущении поверхности ток в скин-слое концентрируется вовпадинах и выступах, что приводит к быстрому нагреву в этих областях и микро взрывам. Проведено экспериментальное моделирование создания микро- и нано- неустойчивостей при прямом пропускании электрического тока и выявлен рельеф поверхности.

Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания номер заявки 3.1283.2017/ПЧ и гранта РФФИ 15-08-0341

#### ВЛИЯНИЕ ТОНКОДИСПЕРСНОГО ИЗВЕСТНЯКА НА СВОЙСТВА ПОЛИФУНКЦИОНАЛЬНОГО БЕТОНА

#### Гувалов А.А., Аббасова С.И., Гейдарова Э.А.

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

Разработка получения полифункционального бетона является актуальной в современной технологии бетона. В состав полифункционального бетона нового поколения входит более 6 компонентов: цемент, тонкодисперсный наполнитель, тонкий песок, отсев, щебень, суперпластификатор или гиперпластификатор. Для обеспечения высокой подвижности полифункциональные бетонные смеси имеют достаточное количество реологической матрицы. В бетонной смеси крупный и мелкий заполнитель имеют высокую раздвижку. В традиционных бетонах при недостатке матрицы частички заполнителя мешают друг другу, и для укладки такого бетона приходится применять виброуплотнение или добавлять воду, увеличивая тем самым пористость и снижая прочность. Для увеличения объема реологической матрицы требуется увеличить долю тонкодисперсных компонентов, таких как цемент или каменная мука. Повышение доли цемента будет не рациональным, так как будет приводить к его перерасходу и увеличению стоимости бетона, а также к увеличению усадки. Таким образом, целесообразнее вводить каменную муку в оптимальном соотношении с цементом.

Для изготовления бетонов марки M300 используется соотношение «цемент: каменная мука», равное 1:1. Более рациональным соотношением материалов в бетонах будет 1:0,5. На основании проведенного исследования можно сделать вывод, что в отходы камне пиления Карадагского известнякового карьера применяются в производстве полифункционального бетона повышенной эффективности в качестве реологически активной тонкодисперсной добавки.

Водопоглощение изготовленных бетонов через трое суток насыщения находится в пределах 2–3% и не превышает значений водопоглощения традиционных тяжелых бетонов с высоким расходом плотного щебня и количеством цемента 300–400 кг/м<sup>3</sup>. Усадочные деформации находятся в диапазоне 0,3–0,4 мм/м, т.е. также не превышают допустимых значений для тяжелого бетона. Удельный расход цемента на единицу прочности традиционных бетонов составляет 12–14 кг/МПа, а для полифункционального бетона удельный расход обычно составляет от 9 до 12 кг/МПа и более. Эффективные высокопрочные полифункциональные бетоны с микрокремнеземом имеют удельный расход цемента 6–8 кг/МПа.

В результате проведенных исследований и экспериментов установлено, что удельный расход цемента на единицу прочности при сжатии, является всеобъемлющим оценочным критерием всех бетонов и значительно ниже, чем в традиционных бетонах с СП, а водопоглощение этих бетонов находится в пределах от 1,7 до 3,0%, что гарантирует высокую водостойкость, низкую водопроницаемость и морозостойкость, и определяет их долговечность.

# МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ ПГ-СР2, ПОЛУЧЕННОГО ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ И УПРОЧНЕННОГО ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ

Соболева Н. Н.<sup>1</sup>, Макаров А. В.<sup>1,2</sup>, Малыгина И.Ю.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ФГБУН Институт Машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия <sup>2</sup> ФГБУН Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия, natashasoboleva@list.ru

NiCrBSi покрытия находят широкое применение в различных отраслях промышленности как для восстановления изношенных поверхностей, так и для повышения твердости и износостойкости поверхности деталей машин и инструментов. Ранее авторами для покрытия ПГ-СР2 (0,48% C; 14,8% Cr; 2,6% Fe; 2,9% Si; 2,1% B; остальное – Ni) была показана перспективность применения фрикционной обработки в качестве финишной поверхностно-деформационной обработки NiCrBSi покрытий [1, 2]. В последние годы для оценки механических характеристик хромоникелевых покрытий все шире используются современные методы микроиндентирования, позволяющие записывать диаграммы нагружения и разгружения индентора. Целью данной работы явилось установление микромеханических свойств поверхностных слоев NiCrBSi покрытий с фрикционно обработанным поверхностным слоем.

Фрикционная обработка во всех рассмотренных случаях (индентором из природного алмаза в аргоне, индентором из мелкодисперсного нитрида бора DBN на воздухе, индентором из твердого сплава BK8 в аргоне при нагрузке 350 H) привела к повышению микромеханических характеристик поверхностных слоев покрытия ПГ-СР2 по сравнению с электрополированным состоянием. Максимальная микротвердость достигается на поверхности деформированных покрытий, при этом наибольшее упрочнение обеспечивается применением фрикционной обработки индентором из мелкодисперсного нитрида бора DBN на воздухе. Это согласуется с данными кинетического микроиндентирования, которые свидетельствуют о повышенной способности обработанного по такому режиму поверхностного слоя деформироваться в упругой области без остаточного формоизменения, а также эффективнее сопротивляться пластическому деформированию после начала течения материала. Результаты микроиндентирования могут быть полезны для оценки влияния фрикционной обработки на сопротивление различным видам изнашивания NiCrBSi покрытий.

Работа выполнена в соответствии с планом ФНИ Государственных академий наук на 2013-2020 годы по теме № 01201375904 и в рамках в рамках Комплексной программы УрО РАН, проект № 15-9-12-45, при частичной поддержке гранта РФФИ №16-38-00452\_мол\_а. Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

- 1. Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Упрочняющая фрикционная обработка NiCrBSi лазерного покрытия // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). 2013. № 4 (61). С. 79-85.
- 2. Макаров А.В., Соболева Н.Н., Саврай Р.А., Малыгина И.Ю. Повышение микромеханических свойств и износостойкости хромоникелевого лазерного покрытия финишной фрикционной обработкой // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2015. №4 (34). С. 60-68.

#### КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ МАГНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Васильев Е. В.<sup>1</sup>, Виноградов А. Ю.<sup>1,2</sup>, Мерсон Д. Л.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия <sup>2</sup>Норвежский университет науки и технологии, Трондхейм, Норвегия avellko@yandex.ru

Несмотря на значительный прогресс в области магниевых сплавов, многие аспекты их деформационного поведения по-прежнему изучены недостаточно хорошо, что препятствует созданию новых высокопрочных конструкционных сплавов [1]. В связи с этим актуальным остается получение высокопрочных сплавов, выявление зависимостей между структурой и свойствами, построение физически обоснованных математических моделей и прогнозирование свойств новых сплавов. Кроме того, требуется разработка эффективных методов анализа деформационного поведения магния и его сплавов.

В результате проведенной работы были получены магниевые сплавы ZK30 (Mg– 2.8Zn–0,01Zr) и ZK60 (Mg–5,6Zn–0,6Zr) методами литья во вращающиеся валки, экструзии, равноканального углового прессования и всесторонней изотермической ковки. Установлено, что такая деформационная обработка ведет к значительному измельчению зерна до 3–5 мкм, формированию кристаллографической текстуры, увеличению предела прочности до 350 МПа при относительном удлинении на уровне 40–45%, предела выносливости до 160 МПа и улучшению характеристик малоцикловой усталости.

Для прогнозирования механических свойств новых сплавов была разработана модель кинетики двойникования, которая определяет объемную долю двойников как функцию напряжения и учитывает структурные характеристики материала. Проверка результатов моделирования осуществлялась при помощи нагружения образца, видеосъемки поверхности (наблюдение за изменением микроструктуры) и анализа сигналов акустической эмиссии (АЭ). В результате получено хорошее согласование между теоретическими и экспериментальными данными, некоторые из которых приведены ниже.

По данным прямых видео наблюдений было установлено, что уже на первом цикле деформации сплава ZK30 отмечена значительная асимметрия в механизмах деформации – при растяжении наблюдается интенсивная макропластическая деформация, сопровождающаяся образованием деформационного рельефа, порождаемого дислокационным скольжением, и незначительное двойникование. В то же время, при сжатии доминирует двойникование со следами скольжения. После первого цикла деформации характер петли гистерезиса на стадии растяжения значительно изменяется, что вызывается изменением в механизмах деформации и сдвигом начала двойникования в положительную область по деформации. Вместо дислокационного скольжения на этапе растяжения большей частью происходит детвиннинг, в то время как при сжатии по-прежнему доминирует двойникование.

Также при помощи высокоскоростной видеосъемки было установлено, что скорость зарождения двойника составляет до 90 м/с, а скорость роста - на 3-4 порядка ниже. Таким образом получено экспериментальное доказательство того, что скорость движения вершины двойника намного ниже скорости распространения звука в металле.

По результатам анализа АЭ было установлено, что результаты кластерного анализа при помощи алгоритма ASK [6] находятся в хорошем согласовании с прямыми визуальными наблюдениями, а длина зарождающегося двойника линейно связана с амплитудой сигнала акустической эмиссии [9]. Сам метод АЭ является структурно-чувствительным [3] и позволяет выявлять такие механизмы деформации, как двойникование и дислокационное скольжение [2,4], и отображать все тонкости их смены и эволюции в процессе нагружения. Это подтверждает возможность использования акустической эмиссии как insitu метода наблюдения за деформационными процессами в магниевых сплавах, позволяет откалибровать систему акустико-эмиссионного контроля и определять объемную долю двойников как функцию приложенного напряжения или деформации.

Кроме того, установлено, что асимметрия деформационного поведения является прямым следствием активации различных систем двойникования при сжатии и растяжении [7,8], а также частично объясняет природу усталости магниевых сплавов – при циклическом нагружении с постоянной амплитудой деформации основное накопление дефектов происходит именно на стадии сжатия, в то время как при растяжении наблюдается их упругая релаксация (раздвойникование). Данные эффекты асимметрии, вызванные процессами двойникования-раздвойниковывания, приводят к тому, что что в петле гистерезиса формируются положительные средние напряжения (напряжения растяжения), которые с очевидностью оказывают негативное влияние на результирующие усталостные свойства.

Работа выполнена по госзаданию, регистрационный номер заявки 3.3881.2017/ПЧ.

#### Список литературы

- 1. Roberts C. S. Magnesium and its Alloys. Wiley, 1960.
- 2. Stanford N., Sotoudeh K., Bate P. S. Deformation mechanisms and plastic anisotropy in magnesium alloy AZ31 //Acta materialia. 2011. T. 59. №. 12. C. 4866-4874.
- 3. Vinogradov A. et al. Effect of grain size on the mechanisms of plastic deformation in wrought Mg–Zn–Zr alloy revealed by acoustic emission measurements //Acta Materialia. 2013. T. 61. №. 6. C. 2044-2056.
- 4. Yoo M. H. Slip, twinning, and fracture in hexagonal close-packed metals //Metallurgical Transactions A. 1981. T. 12. №. 3. C. 409-418.
- 5. Lou X. Y. et al. Hardening evolution of AZ31B Mg sheet //International Journal of Plasticity. 2007. T. 23. №. 1. C. 44-86.
- 6. Pomponi E., Vinogradov A. A real-time approach to acoustic emission clustering //Mechanical Systems and Signal Processing. 2013. T. 40. №. 2. C. 791-804.
- 7. Barnett M. R. Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part I:"Tension" twins //Materials Science and Engineering: A. – 2007. – T. 464. – №. 1. – C. 1-7.
- 8. Barnett M. R. Twinning and the ductility of magnesium alloys: Part II."Contraction" twins //Materials Science and Engineering: A. – 2007. – T. 464. – №. 1. – C. 8-16.
- 9. Vinogradov A. et al. On the limits of acoustic emission detectability for twinning //Materials Letters. 2016. T. 183. C. 417-419.

### ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ НАВОДОРОЖЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ: IN SITU ИССЛЕДОВАНИЕ В КОЛОННЕ ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА

#### Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия, feanorhao@gmail.com

#### 1. Введение

Явление водородной хрупкости (ВХ) является широко известной проблемой в современном материаловедении. Несмотря на огромное число исследований, посвященных данной проблеме, на многие вопросы относительно механизма разрушения при BX до сих пор нет однозначных ответов. Так, одним из наиболее характерных признаков ВХ низкоуглеродистых вязких сталей является появление в их изломе т.н. дефектов «рыбий глаз» – областей округлой формы с фасетированной морфологией специфического вида квазискола [1]. Механизм формирования данных дефектов, а также рельефа их поверхности мало изучен и имеет ряд особенностей. Так, в работе [2] было установлено, что рост трещин «рыбий глаз» при одноосном растяжении наводороженных гладких образцов отожженной низкоуглеродистой стали не вызывает высокоэнергетичной акустической эмиссии (АЭ). В ряде исследований [3–5] также было обнаружено снижение энергии АЭ, сопровождающей процессы пластической деформации и роста трещины в вязких сталях после их наводороживания. Причины такого поведения АЭ не вполне ясны, учитывая тот факт, что хрупкое разрушение всегда сопровождается высокоэнергетичными импульсами АЭ, например, при низкотемпературном охрупчивании [6] или ВХ высокопрочных сталей [7]. Для прояснения природы данного явления было решено провести прямые эксперименты в колонне сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) с возможностью непосредственного in situ наблюдения за процессами деформации и разрушения протекающими на боковой поверхности наводороженного образца вязкой низкоуглеродистой стали, их видеосъемкой и одновременной регистрацией АЭ. Целью данной работы было установить связь между поведением АЭ и процессами деформации и разрушения в наводороженной низкоуглеролистой стали.

#### 2. Материалы и методика исследования

Эксперименты проводили на прямоугольных плоских образцах размером 60х11х2 мм (рис. 1) с центральным надрезом, изготовленных из низкоуглеродистой стали марки S235JR (см. таблицу 1). При испытаниях на одноосное растяжение, применение образцов с надрезом, в отличие от стандартных гладких образцов, позволяет разнести во времени стадии образования пластической зоны и непосредственно роста трещины и, таким образом, выделить АЭ, связанную с каждым из этих процессов в отдельности. Все грани образцов были отшлифованы на наждачной бумаге до №2500 после чего образцы отжигали в вакууме при 950 °C в течении 30 минут. Далее проводили полировку одной большой грани каждого образца на суспензии с размером частиц 1 мкм. Завершающим этапом подготовки служила электрополировка поверхности образца в области надреза, площадью 2 см<sup>2</sup>.

Наводороживание образцов осуществлялось электролитическим методом в 5% растворе  $H_2SO_4$  с добавление 1,5 г/л тиомочевины в качестве стимулятора наводороживания, при плотности тока 200 мA/см<sup>2</sup> в течение 1 часа. Сразу после окончания наводороживания образцы промывали в спирте, сушили, закрепляли в захватах миниатюрной разрывной машины Kammarth & Weiss, установленной непосредственно в колонне CЭM SIGMA (Zeiss) и производили откачку воздуха из камеры микроскопа. Время от окончания наво-
дороживания до начала испытания составляло 20±5 минут. При достижении в камере микроскопа рабочего вакуума производили испытание по схеме одноосного растяжения со скоростью деформирования 20 мкм/с. В процессе испытания производили непрерывную видеозапись изображения, получаемого с детектора вторичных электронов, а также запись АЭ.

Регистрация АЭ осуществлялась беспороговым методом с использованием аппаратуры фирмы Physical Acoustic Corporation (PAC): широкополосного пьезоэлектрического датчика Pico (100–1000 кГц), закрепленного на образце через консистентную смазку, усилителя и платы АЦП PCI-2 с частотой дискретизации 2 МГц. Общее усиление системы составляло 66 дБ. Полученную непрерывную запись АЭ делили на отдельные фреймы (сигналы) равной длины (2 мсек), для которых затем было проведено преобразование Фурье, получены кривые спектральной плотности и рассчитаны значения энергии в у.е. В качестве основного параметра использовали интенсивность АЭ I<sub>AE</sub> – суммарную энергию сигналов АЭ, энергия каждого из которых превышает энергию шума, деленую на деформацию (мкм), которую претерпел образец, за время, в течение которого данные сигналы были зарегистрированы.

Сразу после окончания испытания образец извлекали из СЭМ и помещали в рабочий объем газоанализатора Galileo G8 (Bruker) для определения концентрации диффузионно-подвижного водорода  $C^{Ди\phi}_{H}$ , методом экстракционного нагрева в потоке газа-носителя (N<sub>2</sub>). В процессе анализа образец нагревался до 200 °C с постоянной скоростью нагрева 17 °C /мин и затем выдерживался при данной температуре в течение 15 минут.



Рис. 1. Образец с центральным надрезом для испытаний в колонне СЭМ

#### 3. Результаты испытаний

Результаты механических испытаний (таблица 2) демонстрируют ожидаемое снижение механических характеристик у наводороженных образцов. Уменьшается как максимальная нагрузка до разрушения Pmax, так и абсолютное удлинение Δ1.

Массовая доля элементов, %									
С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Al	Cu	Fe
0,134	<0,010	0,373	0,009	0,010	0,037	0,027	0,022	0,031	Основа

Таблица 1. Химический состав стали марки S235JR

Повреждение образцов, не подвергавшихся наводороживанию, в процессе испытания развивается по классическому сценарию (рис.2). Вначале вблизи надреза формируется хорошо заметная пластическая зона с «лепестками» ориентированными под углом 45° к плоскости надреза (рис. 26). По мере увеличения нагрузки площадь пластическая зоны увеличивается, а на поверхности надреза образуется несколько зародышевых трещин (рис. 2*в*). При некоторой критической нагрузке одна из этих трещин становится магистральной (рис. 2*г*). Дальнейшее растяжение образца приводит к постепенному раскрытию и росту данной трещины вплоть до полного разрушения образца (рис. 2*д*-*е*).

**Таблица 2.** Концентрация водорода, механические характеристики и параметры АЭ для образцов низкоуглеродистой стали до и после наводороживания

Образец	$C^{{\rm Ди } \phi}$ н,	$P_{\rm max}$ , H	$\Delta l$ , мм	$I^{P}_{AE},$	$I^{C}_{AE},$	$I^{C'}_{AE},$
	ppm			у.е./мкм	у.е./мкм	у.е./мм
До наводороживания	-	5878	4,3	6,8	3,2	860
После наводороживания	28,9	5019	2,2	6,0	4,9	489



**Рис. 2.** Испытание образца, не подвергавшегося наводороживанию: *a* – изначальный вид поверхности, *б* – формирование пластической зоны, *в* – образование зародышевых трещин (показаны стрелками), *г* – появление магистральной трещины (показана стрелкой), *д*, *е* – раскрытие магистральной трещины

На начальной стадии деформации наводороженного образца вблизи надреза также формируется пластическая зона (рис. 3). Однако возникновение первой зародышевой трещины и ее преобразование в магистральную трещину происходит при гораздо меньшей нагрузке и, соответственно, существенно меньшем размере пластической зоны, по сравнению с образцом, не подвергавшимся наводороживанию (рис. 3*б*, *в*).



**Рис.4.** Испытание наводороженного образца: *а* – изначальный вид (стрелками показаны блистеры), *б* – появление отдельных трещин (показаны стрелками), *в*, *г* – рост и слияние отдельных трещин (показаны стрелками), *д*, *е* – появление и раскрытие магистральной трещины

Следует также отметить, что поверхность наводороженного образца изначально покрыта большим количеством блистеров (вздутий металла, возникших под действием внутреннего давления водорода в процессе наводороживания) и трещин (рис. 3a), которые частично раскрываются в процессе деформации образца (рис. 36-6). Формирование магистральной трещины в наводороженном образце происходит не за счет постепенного роста из надреза, а вследствие слияния нескольких отдельных трещин, отстоящих друг от друга на некотором расстоянии вдоль всего сечения образца и растущих независимо друг от друга (рис. 36-e). По этой причине прорастание магистральной трещины через все сечение образца в случае наводороженной стали при данной скорости деформирования происходит существенно быстрее, чем в отсутствие водорода. Формирование магистральной трещины происходит не только из трещин, наблюдавшихся на поверхности образца до начала испытания, но также из тех которые появились непосредственно в процессе испытания на изначально неповрежденных участках (рис. 3e). Как следует из рис. 3, как на стадии формирования пластической зоны, так и на стадии роста трещины площадь пластически продеформированного металла на поверхности наводороженного образца существенно меньше, чем у образца не подвергавшегося наводороживанию.

Излом образцов, не подвергавшихся наводороживанию, имеет полностью вязкий ямочный характер. Поверхность разрушения наводороженных образцов состоит из дефектов «рыбий глаз» с типичной для них морфологией квази-скола и участков ямочного рельефа между данными дефектами. Большинство дефектов «рыбий глаз» располагается в центре излома и лишь края немногих из них выходят на боковую поверхность образца.

Испытание образцов до и после наводороживания, сопровождается интенсивной АЭ, как на стадии формирования пластической зоны, так и в процессе роста трещины. Причем, и до, и после наводороживания интенсивность АЭ на стадии формирования пластической зоны  $I^{P}_{AE}$  выше, чем на стадии роста магистральной трещины  $I^{C}_{AE}$  (таблица 2). Наводороживание приводит к снижению интенсивности АЭ на стадии формирования пластической зоны и ее повышению на стадии роста трещины. Однако, поскольку скорость роста магистральной трещины в случае наводороженного образца существенно выше, то корректнее будет сравнивать суммарную энергию АЭ, зарегистрированную в процессе роста трещины, приведенную к длине этой трещины  $I^{C}_{AE}$ . Как следует из таблицы 2 данный параметр ниже для наводороженного образца. Таким образом, можно заключить, что наводороживание приводит к снижению интенсивности АЭ как на стадии формирования пластической зоны, так и на стадии роста трещины.

## 4. Обсуждение результатов

Результаты настоящего исследования хорошо согласуются с полученными ранее в работах [2–5]. Показано, что деформация и разрушение изначально вязкой стали, находящейся в охрупченном водородом состоянии, сопровождается менее интенсивной АЭ, чем в обычных условиях в отсутствии водорода. Данный результат надежно свидетельствует о том, что образование и рост дефектов «рыбий глаз», которые в большом количестве были обнаружены в изломе наводороженных образцов, не сопровождается интенсивной АЭ. В противном случае, при испытании наводороженных образцов должна была бы наблюдаться более высокая интенсивность АЭ, чем при испытании образцов без водорода. Уменьшение интенсивности АЭ после введения в сталь водорода можно объяснить следующим образом. По всей видимости, основным источником АЭ в описанных экспериментах, служат процессы, сопровождающие пластическую деформацию стали – движение дислокаций, разрушение цементитных пластин в местах выхода полос скольжения и т.д. Об этом, в частности свидетельствует более высокая интенсивность АЭ на стадии формирования пластической зоны, чем в процессе роста трещины, который сопровождается меньшей пластической деформацией. Как показали эксперименты, на всех стадиях нагружения, объем пластически деформированного материала в случае наводороженного образца существенно меньше, чем в образце не подвергавшемся наводороживанию. Следовательно, меньшая интенсивность АЭ в этом случае вполне ожидаема.

#### 5. Выводы

1. Наводороживание надрезанных образцов вязкой низкоуглеродистой стали приводит к снижению интенсивности АЭ как на стадии формирования пластической зоны, так и на стадии роста трещины, в процессе их одноосного растяжения. 2. Основным источником АЭ в процессе испытания надрезанных образцов низкоуглеродистой стали до и после наводороживания является пластическая деформация.

3. Основной причиной снижения интенсивности АЭ в процессе испытания надрезанных образцов низкоуглеродистой стали после их наводороживания, является уменьшение объема пластически деформированного металла.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 17-08-01033)

## Список литературы

- 1. E. Merson, A.V. Kudrya, V.A. Trachenko, D. Merson, V. Danilov, A. Vinogradov. Quantitative characterization of cleavage and hydrogen-assisted quasi-cleavage fracture surfaces with the use of confocal laser scanning microscopy // Mater. Sci. Eng. A. 2016. Vol. 665, P. 35–46.
- E. Merson, A. Vinogradov, D.L. Merson, Application of acoustic emission method for investigation of hydrogen embrittlement mechanism in the low-carbon steel // J. Alloys Compd. 2015. Vol. 645, P. 460–463.
- 3. В.В. Забильский, С.Г. Ильина. Влияние водорода на акустическую эмиссию и характеристикитрещиностойкости высоковязкой стали // ФММ. 2000. №6. С. 105–107.
- 4. Z.F. Wang, J. Li, W. Ke, Z. Zhu. Dependence Of Acoustic Emission For Low Strength Steels Upon The Embrittlement And The Plastic Zone Reduction At The Crack Tip During Corrosion Fatigue Crack Propagation // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 1993. Vol. 16, P. 441–451.
- Y. You, Q. Teng, Z. Zhang, Q. Zhong. The effect of hydrogen on the deformation mechanisms of 2.25Cr-1Mo low alloy steel revealed by acoustic emission // Mater. Sci. Eng. A. 2016 Vol. 655, P. 277–282.
- 6. H.N.G. Wadley, C.B. Scruby, G. Shrimpton. Quantitative acoustic emission source characterisation during low temperature cleavage and intergranular fracture // Acta Metall. 1981. Vol. 29 P. 399–414.
- 7. A.K. Bhattacharya, N. Parida, P.C. Gope. Monitoring hydrogen embrittlement cracking using acoustic emission technique // J. Mater. Sci. 1992. Vol. 27 P. 1421–1427.

## РОЛЬ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ ПРОЧНОСТИ В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМ-ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЕ В ПРОЦЕССЕ КВД

# Аксенов Д.А.<sup>1</sup>, Фаизова С.Н.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа, Россия <sup>2</sup>Институт проблем сверхпластичности материалов, Уфа, Россия spirit13@bk.ru

## Введение

Развитие методов ИПД рождает все больше вопросов по кинетике процессов во время деформации тех или иных материалов. Существенное измельчение структурных составляющих, развитие дислокационной структуры и изменение кинетики фазовых превращений ведут к необходимости уточнения существующих законов и математических моделей. Так, к примеру в работах [1,2] показаны возможность механической фрагментации частиц вторых фаз в сплаве Ni–19Cr–6Al. В работе [3] предлагаются различные механизмы растворения частиц вторых фаз. На аморфных материалах [4–6] в условиях ИПД представлены доказательства обратимости процесса фазовых превращений в условиях ИПД.

В данной работе изучалась роль фазовых превращений в низколегированном сплаве системы Cu–1%Cr–0,1%Zr в немонотонности формирования физико-механических свойств в процессе КВД.

#### Материал и методики исследования

Сплав БрХ1Цр (Си–1%Сг–0,1%Zr) в состоянии поставки представлял собой пруток диаметром 20 мм.

Исходное состояние получали путем термообработки при температуре 450 °C в течение 4,5 часов с целью достижения предельно низкой концентрации твердого раствора. Критерием распада твердого раствора являлись микротвердость и электропроводность. Образцы диаметром 10 мм и толщиной 2 мм деформировали методом кручения под высоким давлением (КВД) при комнатной температуре со скоростью 1 оборот в минуту и давлении 6 ГПа. Количество оборотов N от 1 до 10 с шагом 1. На каждое состояние было подготовлено по 5 образцов. Режим пост-деформационной термообработки – температура 450 °C, время 30 минут.

Аттестация структуры и свойств образцов на каждом этапе обработки проводилась на расстоянии *r*/2. Анализ структуры проводился на растровом JSM 6390 и просвечивающем электронном микроскопе Jeol-2100 с использованием методики приготовления фольг и экстракционных реплик.

Средний размер структурных составляющих определялся методом направленных секущих. Среднее расстояние между частицами определялось по формуле  $L = \sqrt{S/N}$ , где N – общее количество частиц второй фазы, S –площадь рассматриваемой области.

Микротвердость измеряли на электронном микрометре «Місготес» при нагрузке 100 г, электропроводность – на универсальным вихретоковым прибором ВЭ27-НЦ. Электропроводность вычислялась в относительных единицах –% IACS (International Annealed Copper Standard) – процент от электропроводности чистой отожженной меди, значение которой 58 МСм/м принималось за 100%. Погрешность измерения составляла 2%.

#### Результаты и обсуждение

В исходном состоянии материал имел микротвердость 1830МПа и электропроводностьь 84% IACS.

Вид графиков зависимости механических характеристик (микротвердости и предела прочности) материала от степени деформации имеет немонотонный вид. Для удобства изучения кинетики процессов протекающих при деформации материала и последующем старении, были выбраны для скрупулезного анализа 3 точки –1, 4 и 6 оборотов.

Максимум предела прочности 730±20 МПа достигается в точке 4 оборота, после чего к 6 обороту происходит снижение значения предела прочности до минимума 595±20 МПа, а к 7 обороту значения вырастают до 700±20 МПа.



Рис.1. Изменения микротвердости (а) и электропроводности (б) после КВД и КВД+ТО

Как видно из графиков (рис.1), старение приводит к дисперсионному упрочнению в точках 1 и 6, а в точке 4 происходит разупрочнение. Снижение электропроводности в точ-

ке 6 оборотов и ее восстановление после старения свидетельствует о том, что, скорее всего, после деформации происходят фазовые превращения.

Далее в работе представлены результаты исследования влияния процесса деформационного измельчения структуры и фазовых превращений на немонотонные изменения свойств в процессе деформации и старения.

## Влияние УМЗ структуры на изменение свойств

Для этого был проведен анализ ОКР материала. Результаты показали (рис. 2), что ОКР понижается с увеличением степени накопленной деформации до 4 оборотов, а после остается практически неизменной. Данные результаты показывают установления размера ОКР фрагментов матрицы сплава Cu–0,6%Cr–0,1%Zrпосле 4 оборотов, что соответственно не ведет к изменению прочностных характеристик сплава при деформации выше 4 оборотов.



Рис. 2. Изменение ОКР в процессе КВД сплава Си-0,6%Сг-0,1%Zr



## Влияние процессов фазовых превращений частиц вторых фаз

На рис.3 представлены гистограммы распределения частиц по размерам для выбранных 3 точек. После 1 оборота КВД наблюдаются частицы преимущественно размера 10– 30 нм. Плотность составляет 50 частиц на мкм<sup>2</sup>. После 4 оборотов наблюдается увеличение доли частиц размером менее 10 нм, при этом плотность составляет 114 частиц на мкм<sup>2</sup>. Увеличение степени накопленной деформации до 6 оборотов приводит к исчезновению частиц размером менее 10 нм, увеличивается доля частиц 10–30 нм, плотность составляет 25 частиц на мкм<sup>2</sup>.

Измерение значений параметра решетки методом РСА после деформации и термообработки (рис.4), свидетельствует о том, что при деформации 4 оборота параметр решетки практически не изменяется, что свидетельствует о практически полном распаде твердого раствора на этапе деформации. При деформации 6 оборотов параметр решетки наоборот возрастает и восстанавливается после термообработки, что свидетельствует об процессе растворения частиц в матрице сплава Cu–0,6%Cr–0,1%Zr во время деформации и процессе распада твердого раствора в процессе старения.



Рис. 4. Изменение параметра решетки после деформации и старения

Таким образом, во время деформации 4 оборота протекает процесс распада пересыщенного твердого раствора. Однако, надо отметить, что в исходном состоянии этот процесс был подавлен и его существование возможно только в случае одновременной активации другого, кинетически противоположно направленного процесса – растворениядисперсионно-упрочняющих частиц. Наличие мелких частиц размером 10–20 нм, позволяет говорить о том, что уже на 1 этапе деформации начинает происходить деформационно-стимулированный распад твердого раствора.

Увеличение плотности мелких частиц свидетельствует о том, что на 4 обороте доминирующим процессом фазовых превращений является распад ТР. В то время как, отсутствие мелкодисперсных частиц размером менее 10 нм и уменьшение плотности расположения частиц на 6 обороте свидетельствует о доминировании обратного процесса – деформационно-индуцированного растворения частиц.

#### Выводы

Немонотонные изменения свойств в процессе КВД, представленные в работе, являются следствием сложных фазовых превращений, происходящих на этапе деформации.

Во время КВД одновременно происходят два кинетически разнонаправленных процесса –деформационно-стимулированного распада пересыщенного твердого раствора и деформационно-индуцированного процесса растворения частиц. Во время деформации из двух описанных процессов фазовых превращений поэтапно один доминирует над другим. Так, при активном протекании процесса распада твердого раствора происходит увеличение вклада в прочность процесса дисперсионного упрочнения и в целом предел прочности становится выше. В случае, когда процесс растворения частиц вторых фаз превалирует над процессом распада твердого раствора, происходит снижение прочностных характеристик материала, за счет снижения роли дисперсионного упрочнения.

## Список литературы

- 1. В.В. Сагарадзе, В.А. Шабашов. Аномальные диффузионные фазовые превращения в сталях при интенсивной холодной деформации/ ФММ, т.112, №2, 2011. –с.155-174.
- 2. В.В. Сагарадзе. Диффузионные превращения в сталях при холодной деформации/ МиТОМ, №9, 2008. –с.19-27.
- 3. Л.С. Васильев, И.Л. Ломаев, Е.П. Елсуков. К анализу механизмов деформационного растворения фаз в металлах/ ФММ, т.102, №2, 2006, -с.1-13.
- 4. Г.И. Носова, А.В. Шалимова, Р.В. Сундеев, А.М. Глезер, М.Н. Панкова, А.В, Шеляков. Наблюдение аморфно-кристаллических фазовых переходов при мегапластической деформации сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub>./Кристаллография, т.54, №6, 2009. –с.1111-1118.
- 5. А.М. Глезер, Г.И. Носова, Р.В. Сундеев, А.В. Шалимова. Фазовые превращения в кристаллическом сплаве Ті-Ni-Сu в процессе мегапластической деформации/ Известия РАН. Серия физическая, т.74, №11, 2010. –с.1576-1582.
- 6. А.М. Глезер, Р.В. Сундеев, А.В. Шалимова. Циклический характер фазовых превращений типа кристалл –аморфное состояние при мегапластической деформации сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub>/ Доклады академии наук, т. 440, №1, 2011. –с. 39-41.
- 7. Райков Ю.Н. Обработка меди. М.: ОАО «Институт Цветметобработка», 2006. 448с.
- 8. Осинцев О.Е. Медь и медные сплавы. М.: Машиностроение, 2004. 336 с.
- 9. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.

## ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОЛИМЕРОВ В УСТАНОВКАХ НА ОСНОВЕ ВАКУУМНОГО ДУГОВОГО РАЗРЯДА

# Васенина (Пухова) И.В.<sup>1,2</sup>, Курзина И.А.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Институт Сильноточной Электроники СО РАН, г. Томск, Россия <sup>2</sup> Национальный Исследовательский Томский Государственный Университет, г. Томск, Россия <u>ivpuhova@mail.ru</u>

## Введение

Ионная имплантация органических полимеров является эффективным методом для синтеза новых материалов, применяющихся в медицине. Эти материалы должны обладать антибактериальными свойствами и обеспечивать биологическую совместимость с клетками тканей человеческих органов. Как было показано в предшествующих работах [1, 2], данные требования достигаются в совокупности с модификацией таких характеристик, как микротвердость, шероховатость, краевой угол смачивания поверхности, а также её электрическое сопротивление. Ионная имплантация производилась с применением различных модификаций источника ионов на основе вакуумного дугового разряда Mevva-V.Ru [3]. Характерная особенность данного источника заключается в том, что генерируемый пучок является совокупностью ионов материала катода с различными зарядностями [4]. Это обусловлено физической природой катодных пятен вакуумной дуги, из плазмы которых, в конечном итоге, эти ионы извлекаются. Кроме того, в пучке присутствуют ионы газов, сорбированных поверхностью катода или растворенных в его объеме. Поскольку катод ионного источника в процессе имплантации расположен непосредственно напротив ионной мишени, то обработка полимеров производилась в режиме генерации многоэлементных пучков, со значительным разбросом ионов по энергиям. В связи с данным фактом, представляется привлекательным использование для имплантации моноэлементных пучков с малым разбросом ионов по энергии, при транспортировке ионного пучка через магнитный сепаратор. Мишень и катод не расположены друг напротив друга, а пучок поворачивается магнитным полем, таким образом минимизируется воздействие микрокапель [Ошибка! Закладка не определена.]. Таким образом, целью настоящей работы является демонстрация результатов исследования свойств полимерных материалов (полилактида и поливинилового спирта), модифицированных методом ионной имплантации с применением различных типов установок: 1) ионного источника без магнитного сепаратора; 2) ионного источника с магнитным сепаратором для обеспечения монозарядного пучка ионов серебра и углерода.

## Приготовление экспериментальных образцов полимерных материалов

Для получения полилактидных пленок навеску ПЛ с молекулярной массой 81–220 т. г/моль растворяли при комнатной температуре в хлороформе. Образцы из поливинилового спирта (ПВС) молекулярной массы 85–124 т. г/моль получали путем растворения гранул ПВС в воде при 90°С с образованием 10% раствора. Полученные растворы полимеров выливали тонким слоем на стекло до образования плёнки, которую высушивали при комнатной температуре для удаления растворителя. Получали пластины толщиной ~1 мм, которые затем разрезали на образцы размером 10×10 мм<sup>2</sup>.

## Устройство и принцип функционирования экспериментальных макетов

## Эксперименты по ионной имплантации полимерных материалов без магнитного сепаратора

Имплантацию ионов Ад и углерода проводили на универсальном экспериментальном стенде, оснащенном источником ионов на основе вакуумного дугового разряда Mevva-5.Ru. Функционирование ионного источника осуществляется следующим образом. Инициирование вакуумного дугового разряда производится при помощи разряда с амплитудой 2-5 кВ, длительностью несколько десятков микросекунд по поверхности керамики между катодом 1, диаметром 6,4 мм, изготовленного из материала, ионы которого необходимо получить (серебро, углерод), и анодом инициирующего разряда 2. Проникновение плазмы инициирующего разряда в основной разрядный промежуток вызывает его пробой, что приводит к инициированию вакуумной дуги между катодом 1 и полым анодом 3. Ток вакуумного дугового разряда амплитудой 200 А, при длительности импульса 250 мкс и регулируемой частоте до 1 Гц обеспечивается источником питания на основе искусственной формирующей линии. Плазма материала катода 1, эмитируемая катодными пятнами, заполняет полый анод 3. На его торце расположен многоапертурный эмиссионный электрод, через отверстия которого осуществляется извлечение ионов. Имплантацию ионами серебра и углерода осуществляли до достижения экспозиционных доз 1·10<sup>15</sup> и 1·10<sup>16</sup> ион/см<sup>2</sup> при ускоряющем напряжении 20 кВ. Ток пучка измеряли при помощи подвижного цилиндра Фарадея. Скорость набора экспозиционной дозы и средняя плотность мощности регулировали током ионного пучка и частотой следования разрядных импульсов. Величины скорости и средней плотности мощности составляли 1·10<sup>11</sup> ион/(см<sup>2</sup>·с) и 0.5 мВт/см<sup>2</sup>, соответственно. В процессе обработки ионными пучками образцы фиксировались на поверхности водоохлаждаемого коллектора. Их температура не превышала 20 °С. Рабочее давление поддерживалось криогенным насосом на уровне 1·10<sup>-6</sup> Торр.

# Эксперименты по ионной имплантации полимерных материалов с магнитным сепаратором

Экспериментальный макет (рис. 1, *a*) состоит из источника ионов на основе вакуумного дугового разряда, подобного источнику ионов металлов MEVVA II [5], магнитного сепаратора, вакуумной камеры и коллектора ионов. Принцип действия данного ионного источника такой же, как у MEVVA-V.Ru. Отличие в том, что ионный пучок, извлекаемый из плазмы вакуумно-дугового разряда, транспортировался через тракт поворотного магнита 8, где производились разделение и фокусировка составляющих пучка с различными значениями отношения массы к заряду. В диагностической камере 9 производилось измерение токов ионных пучков, при помощи цилиндра Фарадея 10, оснащенного электростатической системой подавления вторичной ионно-электронной эмиссии. Скорость набора экспозиционной дозы и средняя плотность мощности регулировались током ионного пучка и частотой следования разрядных импульсов и составляли  $5 \cdot 10^{12}$  ион/(см<sup>2</sup>·с) и 1.5 мВт/см<sup>2</sup>, соответственно. Рабочее давление  $1 \div 2 \cdot 10^{-6}$  Торр обеспечивалось системой откачки на основе двух турбомолекулярных насосов.



**Рис. 1.** Экспериментальные установки: *a* – без магнитного сепаратора: 1 – катод (Ag, C), 2 – полый анод, 3– электрод отсечки вторичных электронов, 4 – извлекающий электрод, 5 – вакуумная камера, 6 – держатель образцов, 7 – образцы, 8 – коллектор, 9 – криогенный насос, 10 – времяпролетный масс-спектрометр, 11 – цилиндр Фарадея; *б* – с магнитным сепаратором: 1– катод вакуумной дуги (Ag, C); 2– держатель катода; 3– анод инициирующего разряда; 4– керамическая втулка; 5– ионный источник; 6– высоковольтный изолятор; 7– выходная камера; 8– магнитный сепаратор; 9– приемная камера; 10– цилиндр Фарадея

Измерения зарядовых состояний ионов на ионном источнике MEVVA-V.Ru (без магнитного сепаратора) проводили при помощи времяпролетного масс-зарядного спектрометра. С учётом средней зарядности ионов Ag в плазме вакуумного дугового разряда равной  $\langle Q \rangle_{Ag} = 2$ , средняя энергия ионов Ag в пучке составляла 40 кэВ. В случае применения углерода в качестве материала катода вакуумного дугового разряда, средняя зарядность ионов углерода составляет  $\langle Q \rangle_C = 1$ . Таким образом, средняя энергия ионов углерода соответствовала значению 20 кэВ.

Результаты исследования масс-зарядных составов ионных пучков, извлекаемых из плазмы вакуумного дугового разряда с катодами из графита и серебра представлены на рис. 2 (a, b) – времяпролетные спектры и содержание долей ионов  $f_n$  разных зарядностей, а также значения средних зарядностей  $\langle Q \rangle$ , определенных при помощи следующего выражения:

$$\langle Q \rangle = f_{1+} + 2 \cdot f_{2+} + \dots + (n-1) \cdot f_{n-1} + n \cdot f_n$$
(1),  
to  $n = 1 \div 4$ 

где  $f_n$  – доля ионов с зарядностью  $n = 1 \div 4$ .

Измерение масс-зарядных спектров при работе на ионного источника MEVVA II [Ошибка! Закладка не определена.] с магнитным сепаратором производилось в ручном режиме, методом регистрации тока коллектора при изменении магнитного поля сепаратора. В полном потоке ионизованных атомных частиц присутствовали ионы серебра с зарядностями от 1+ до 4+. Суммарная доля атомных частиц «примесей», включая ионы атомарных водорода и кислорода, углерода и воды, по итогам исследования, составляла не более 5 %. Величина индукции магнитного поля (МП) при имплантации подбиралось таким образом, чтобы обеспечивать пучок ионов с одной зарядностью: пучок ионов серебра настраивали на зарядность 2+, пучок углерода – на зарядность 1+.



Рис. 2. Масс-зарядный состав ионных пучков Ад и С

## Методы исследования свойств материалов

Микротвердость измерялась на наноинденторе Nanotest 600 при нагрузке 0,5 мН. Поверхностное сопротивление измерялось при помощи тераомметра E6-13A, в качестве контактов (электродов) использовался листовой вспененный графит в виде пластин, плотно прижатых к полимерному образцу. Значения удельного поверхностного сопротивления рассчитывались по формуле:

$$\rho = R \ b/l, \tag{2}$$

где *R* – измеренное сопротивление, *b* – длина контактов, *l* – расстояние между контактами. Расчетная величина соответствует единице измерения Ом/квадрат.

## Результаты экспериментов и их обсуждение

Из рисунков 3 и 4 видим, что тенденции изменения физико-механических свойств полимерных материалов сохраняются как без применения, так и с применением магнитного сепаратора для получения моноэлементных ионных пучков. На рис. 3 а показано, что удельное поверхностное сопротивление полилактида снижается на 3-5 порядков величины. Предполагаемый механизм формирования электропроводности приповерхностных слоев может быть основан на непосредственном переносе заряда между электропроводяшими частицами, образованными внедренными атомами Ад или углерода, при приложении внешнего электрического поля. С другой стороны, следует принимать во внимание присутствие в ионно-модифицированном приповерхностном слое ПЛ атомов "несвязанного" углерода, которые неизбежно образуются в результате деструкции макромолекул, под действием большой энергии, выделяемой при торможении ионов, сталкивающихся со структурными единицами экспериментальных образцов. Таким образом, изменения поверхностного сопротивления могут быть результатом совокупного влияния атомов внедренного металла и "несвязанного" углерода. С другой стороны, как можно заметить из рис.3 б, удельное поверхностное сопротивление поливинилового спирта после имплантации ионами серебра и углерода меняется незначительно, в пределах одного порядка величины, что может объясняться различным химическим строением этих двух материалов.



Рис. 3. Удельное поверхностное сопротивление полилактида (а) и поливинилового спирта (б)

Подобные зависимости наблюдаются при исследовании микротвердости образцов из ПЛ и ПВС после ионно-лучевой обработки. Исходные значения микротвердости для материалов несколько отличаются из-за разной молекулярной массы полимеров и, как следствие, различной плотности образцов. Однако тенденции изменений сходны для обоих типов обработки – значения микротвердости уменьшаются с увеличением дозы облучения ионами серебра. Небольшое повышение микротвердости при облучении сепарированным пучком углерода может быть связано с более интенсивными процессами карбидизации, происходящими в поверхностных слоях материалов в условиях ионной обработки, вследствие более высокой плотности мощности, обусловленной эффективной фокусировкой ионных пучков на выходе поворотного магнита.

Физико-химические свойства полимеров, облученных ионными пучками с экспозиционной дозой  $1\cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> материалов совместно с функцией  $R_a^2/Z_e$ , где  $R_a$  – атомный радиус,  $Z_e$  – атомный номер, представлены на рисунках 5 и 6 в зависимости от атомного номера  $Z_e$  (12 для углерода, 47 для серебра). Можно заметить, что бо́льшим значениям микротвердости и удельного поверхностного сопротивления соответствует большее значение отношения  $R_a^2/Z_e$  для углерода, а при  $Z_e$ =47 (Ag) эти значения ниже.



Рис. 4. Микротвердость полилактида (а) и поливинилового спирта (б)



**Рис. 5.** Удельное поверхностное сопротивление ПЛ (а) и ПВС (б) и отношение квадрата радиуса атома к атомному числу ( $R_a^2/Z_e$ ) в зависимости от атомного числа для дозы 1·10<sup>16</sup> ион/см<sup>2</sup>



**Рис. 6.** Микротвердость ПЛ (а) и ПВС (б) и отношение квадрата радиуса атома к атомному числу  $(R_a^2/Z_e)$  в зависимости от атомного числа для дозы  $1\cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>

Кинетическое сечение имплантируемых ионов зависит от атомного радиуса и определяет число дефектов, порождаемых в поверхностном слое. Облучение энергетическими ионными пучками приводит к возникновению дефектов в поверхности полимерных материалов, которые, в свою очередь, вызывают изменение физико-механических свойств. Атомный номер имплантируемого иона определяет плотность заряженных частиц, внедренных в поверхность материала в процессе имплантации, а также влияет на величину поверхностной проводимости имплантированного материала. Предполагается, что изменение удельного поверхностного сопротивления и микротвердости облученных полимеров вызвано взаимодействием двух конкурирующих процессов: образованием дефектов и внедрением носителей заряда (электронов) [6].

Таким образом, имплантированное серебро, с отношением  ${R_a}^2/Z_e = 0,044\cdot 10^{-20}$  м $^2$  в большей степени влияет на повышение электропроводящих свойств, а также микротвердости полилактида и поливинилового спирта, чем углерод с отношением  ${R_a}^2/Z_e = 0,138\cdot 10^{-20}$  м $^2$ .

## Заключение

Проведена имплантация образцов из полилактида и поливинилового спирта ионами серебра и углерода с применением ионных источников на основе вакуумного дугового разряда, а также исследованы физико-механические свойства облученных полимеров. Показано, что присутствие магнитного сепаратора на пути транспортировки пучков от ионно-оптической системы источника до ионных мишеней не влияет на характер изменений поверхностных свойств материалов. С увеличением экспозиционной дозы (флюенса) удельное поверхностное сопротивление и микротвердость ПЛ и ПВС уменьшаются независимо от присутствия магнитной сепарации ионов. В связи с этим фактом, можно сделать вывод, что именно внедренные ионы являются причиной модификации поверхностных свойств материалов, и вероятное напыление проводящей пленки вследствие эмиссии микрокапель из катодных пятен вакуумного дугового разряда в настоящем исследовании не выявлено. Предложен способ интерпретации зависимостей поверхностного сопротивления и микротвердости от материала имплантированных ионов, с применением параметра пропорционального отношению квадрата радиуса атома к атомному числу имплантируемых элементов (Ад и С).

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ\_а 15-08-05496. Данное научное исследование (проект № 8.2.06.2017) выполнено при поддержке Программы повышения конкурентоспособности ТГУ.

#### Список литературы

- 1. Nikolaev A.G., Savkin K.P., Yushkov G.Yu., Oks E.M., Oztarhan A., Akpet A., Kocabas E.H, Urkac E.S., Cireli I. Modification of the textile materials by vacuum arc ion source implantation. // Proceeding on 10th International Conference on Modification of Materials with Particle beams and Plasma Flows. 2010. P. 401-404. 401-404.
- Kurzina I.A., Pukhova I.V., Botvin V.V., Davydova D.V., Filimoshkin A.G., Savkin K.P., Oks E.M. New materials based on polylactide modified with silver and carbon ions. // Proceedings of the 5th International Scientific Conference «New Operational Technologies» AIP Conf. Proc. – 2015 – V. 1688. – P. 030033.
- 3. Nikolaev A. G., Oks E. M., Savkin K. P., Yushkov G. Yu., Brown I. G. Upgraded vacuum arc ion source for metal ion implantation. // Review of scientific instruments. 2012. V. 83. P. 02A501.
- 4. Anders A., Yushkov G. Y. Ion flux from vacuum arc cathode spots in the absence and presence of a magnetic field. // Journal of Applied Physics. 2002. V. 91. No. 8. P. 4824-4832.
- 5. Brown I.G. The Metal Vapor Vacuum Arc (MEVVA) High Current Ion Source. // IEEE Transactions on Nuclear Science. 1985. V. NS-32. No. 5. P. 1723.
- Savkin K.P., Bugaev A.S., Nikolaev A.G., Oks E.M., Kurzina I.A., Shandrikov M.V., Yushkov G.Yu., Brown I.G. Decrease of ceramic surface resistance by implantation using a vacuum arc metal ion source //Proceeding on XXVth International Symposium on Discharges and Electrical Insulation in Vacuum. 2012. P. 554-557

## ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43

Мартыненко Н.С.<sup>1,2</sup>, Добаткин С.В.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Лаборатория гибридных наноструктурных материалов, Москва, Россия <sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия, nataliasmartynenko@gmail.com

## Введение

В последние годы множество научных работ посвящено изучению магниевых сплавов с точки зрения их использования в качестве перспективных медицинских материалов [1,2]. Такое применение магниевых сплавов обусловлено их хорошей биосовместимостью, приемлемым уровнем механических свойств, а также способностью резорбировать в физиологических средах. Среди перспективных биорезорбируемых сплавов большое внимание уделяется коммерческому сплаву WE43, содержащему редкоземельные металлы (P3M) [3]. Наличие P3M позволяет улучшить коррозионную стойкость сплава WE43, а также увеличить уровень механических свойств. Однако на практике возникает необходимость дополнительного упрочнения. Это достигается измельчением структуры сплава, например, методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы, полученные методами ИПД, демонстрируют исключительные механические и физические свойства в отличие от крупнозернистых материалов [4]. Одним из наиболее широко используемых методов ИПД, позволяющих получить зеренную структуру в субмикронном или наноразмерном диапазоне, является кручение под высоким давлением (КВД). КВД проводили как на чистом магнии, так и на ряде его сплавов, в том числе содержащих редкоземельные металлы [5–11]. С помощью деформации методом КВД удалось измельчить структуру магниевых сплавов до 100 нм. Поэтому целью данной работы являлось изучение возможности повышения прочностных характеристик, а также коррозионной стойкости магниевого сплава WE43 путем применения к нему ИПД методом КВД.

## 2. Материал и методы исследования

В настоящей работе был исследован коммерческий сплав WE43, содержащий 3,56%Y, 2,20%Nd и 0,47%Zr (%масс.). Перед деформацией сплав подвергался гомогенизации при температуре 525°C в течение 8 ч. Далее из гомогенизированного слитка были вырезаны диски диаметром 20 мм и толщиной 1,5 мм. Полученные заготовки подвергались ИПД методом КВД при давлении равном 6 ГПа со скоростью деформации 1 об/мин при комнатной температуре и повышенных температурах 200 и 300°С. Для каждой температуры деформации осуществляли 10 оборотов. Для проведения электронно-микроскопических исследований использовали микроскоп Jeol JEM 2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Старение при 200°С проводили на образцах сплава в гомогенизированном состоянии, а также после КВД при комнатной температуре, 200 и 300°С с выдержкой в течение 32 ч., 1 ч., 2 ч. и 4 ч., соответственно. Текстуру исследовали на рентгеновском текстурном дифрактометре ДРОН-7 в СиКа – излучении методом «на отражение» с помощью съемки пяти неполных полюсных фигур {00.4}, {21.1}, {10.2}, {10.3}, {11.0} с максимальным углом наклона  $\alpha_{max}=70^\circ$  и с шагом по углам  $\alpha$  и  $\beta$  (0–360°), равным 5° ( $\alpha$  и β – радиальный и азимутальный углы на полюсной фигуре). Микротвердость измеряли по методу Виккерса на микротвердомере 402 MVD Instron Wolpert Wilson Instruments при нагрузке 50 г и времени индентирования 10 с. Измеряли среднее значение микротвердости на середине радиуса образца. Механические испытания на растяжение проводили на машине Instron Micro Tester 5848 с усилием 200 кг при скорости деформирования 1 мм/мин на плоских образцах с размером рабочей зоны 5,75х2х0,8 мм таким образом, чтобы их рабочая часть приходилась на середину радиуса образца после КВД. Испытания на коррозионную стойкость сплава осуществляли потенциодинамическим методом. Испытания проводились на потенциостате VMP под управлением специализированного программного обеспечения EC-Lab (Bio-logic). В качестве электролита был использован 0,9% NaCl.

## 3. Результаты и их обсуждение

На рисунке 1 представлены результаты исследование микроструктуры сплава до и после КВД. Микроструктура сплава в гомогенизированном состоянии (рис. 1*a*) состоит из равноосных зерен магниевого твердого раствора со средним размером 65 мкм. КВД приводит к интенсивному образованию двойников деформации внутри исходных зерен (рис.26), которое происходит по нескольким системам, что приводит к пересечению двойников. Наиболее высокая плотность двойников характерна для сплава, подвергнутого КВД при комнатной температуре. Ширина двойников деформации составляет 0,4–3,7 мкм для образцов сплава после КВД при комнатной температуре, 0,6–2,9 мкм после КВД при 200°С и 0,8-8,1 мкм после КВД при 300°С, соответственно. Методом просвечивающей электронной микроскопии внутри двойников наблюдали формирование наноразмерных зерен (рис. 1 в-е). О преимущественно высокоугловых границах судили по кольцевым электронограммам с точечными рефлексами. При повышении температуры деформации размер зерен несколько увеличивается с 30-50 нм при комнатной температуре до 80-100 нм при температуре КВД 300°С. В процессе старения размер зерна несколько увеличивается до 60-80 нм после КВД при 200°С и до 100-130 нм после КВД при температуре 300°С. Формирование упрочняющих метастабильных фаз обнаружить не удалось, однако на их присутствие указывало наличие на электронограммах сверхструктурных рефлексов.



**Рис. 1.** Микроструктура сплава WE43 после гомогенизации (*a*), после КВД при комнатной температуре (*б*, *в*), после КВД при 200°С и старения при 200°С, 2 ч (*г*), после КВД при 300°С (*д*) и после КВД при 300°С и старения при 200°С, 4 ч (*е*)

На рисунке 2 приведены полюсные фигуры {00.4} для различных состояний сплава. Видно, что текстура сплава WE43 рассеивается после КВД при различных температурах. Полученная после КВД текстура характеризуется смещением базисных полюсов на радиальном и азимутальном углах, соответственно,  $20^{\circ}$ – $30^{\circ}$  и  $45^{\circ}$ – $50^{\circ}$  от центра полюсной фигуры {00.4} (рис.2). Температура деформации имеет незначительное влияние на тип полученной текстуры, однако приводит к тому, что текстура становится более острой с повышением температуры КВД. Последующее старение сплава после КВД при комнатной температуре обеспечивает изменение типа текстуры. Так базисный полюс на полюсной фигуре {00.4} после старания смещается к её центру (рис.2e).

Изменение текстуры обеспечивает изменение активности основных систем деформации в магниевом сплаве WE43. Текстура, образованная после деформации и старения, активирует пирамидальное скольжение и двойникование, однако затрудняет дислокационное скольжение для призматических плоскостей. Это подтверждается ориентационными факторами, рассчитанными для различных состояний сплава (табл.1).



Рис.2. Прямые полюсные фигуры {00.4} сплава WE43 после гомогенизации (*a*), после КВД при комнатной температуре (*б*), после КВД при комнатной температуре и последующего старения при 200°С, 1 ч (*в*), после КВД при 200°С (*г*), после КВД при 300°С (*д*)

Таблица 1. Ориентационные факторы для различных систем деформации сплава WE43

Состояние сплава	Базисное	Призматич.	Пирамид.	Двойни-
Состояние сплава	скольжение	скольжение	скольжение	кование
КВД при 20°С	4,800	6,031	5,210	5,540
КВД при 20°С + старение	4,864	6,183	4,936	5,129
КВД при 200°С	4,749	5,920	5,131	5,407
КВД при 300°С	4,735	6,296	4,898	5,061

В таблице 2 представлены результаты механических испытаний сплава WE43 в различных состояниях. Видно, что ИПД приводит к существенному повышению прочности

при значительном снижении пластичности сплава. По-видимому, упрочнение после КВД определяется, в основном, измельчением зерна и образованием двойникованной структуры. Кроме того, последующее старение привело к дополнительному возрастанию прочностных характеристик сплава для всех температур деформации за счет формирования упрочняющих метастабильных фаз.

Состояние сплава	σ <sub>в</sub> , МПа	σ <sub>0,2</sub> , ΜΠa	δ, %	Нv, МПа
Гомогенизация	234	161	9,0	750
КВД 20°С	371	353	~ 1	1200
КВД 200°С	364	333	~ 1	1150
КВД 300°С	374	355	1,2	1120
Гомогенизация + старение	310	254	1,6	1100
КВД 20°С + старение	396	396	—	1400
КВД 200°С + старение	390	383	~ 1	1250
КВД 300°С + старение	429	398	~ 1	1150

Таблица 2. Механические свойства сплава WE43 в исходном гомогенизированном состоянии, после КВД, а также последующего старения

Коррозионные свойства сплава WE43 исследовали в исходном гомогенизированном состоянии и после КВД при 200°С (рис. 3). Полученные результаты показали, что обработка КВД в небольшой мере повышает потенциал коррозии сплава при неизменной плотности тока коррозии, что говорит о повышении коррозионной стойкости сплава после деформации (табл. 3). Однако дополнительное старение приводит к снижению потенциала коррозии для деформированного состояния сплава. Причем для деформированного сплава наблюдается также повышение плотности тока коррозии, что говорит о возрастании скорости коррозии сплава.



**Рис. 3.** Поляризационные кривые, снятые для сплава WE43 до деформации (*a*), а также после КВД (б)

Повышение коррозионной стойкости, по-видимому, связано с различиями в объемной микроструктуре, вызванными КВД, особенно с уменьшением размера зерна и увеличением плотности дислокаций. Эти изменения оказывают влияния на параметры шероховатости поверхности, которые в свою очередь влияют на скорость деградации сплава. Снижение же коррозионной стойкости после КВД и старения, по всей видимости, связано с обеднением твердого магниевого раствора РЗМ за счет выделения метастабильных фаз, снижением плотности дислокаций и ростом деформированного зерна.

Состояние сплава	Потенциал коррозии $E_{\text{корр}} (\text{MB}_{\text{sce}})$	Плотность тока коррозии, $I_{\text{корр}}(\mu A/cM^2)$		
Гомогенизация	-1654±22	21.27±4.39		
Гомогенизация + старение	-1675±4	22.36±12.63		
КВД при 200°С	-1583±43	19.55±1.68		
КВД 200°С + старение	-1673±18	52.67±3.44		

Таблица 3. Коррозионные свойства сплава WE43 в гомогенизированном состоянии, после КВД при 200°С, а также после последующего старения

## 4. Выводы

1. Измельчение структуры сплава WE43 после КВД происходит преимущественно путем двойникования. Однако внутри двойников деформации формируется частично нанокристаллическая структура с размером зерна 30–100 нм. Старение после КВД приводит к росту зерна до 130 нм.

2. После КВД при всех температурах формируется смещенная базисная текстура, которая становится более острой с повышением температуры деформации. Последующее старение сплава после КВД при комнатной температуре приводит к смещению базисного полюса на полюсной фигуре к центру.

3. КВД при всех температурах значительно повышает предел прочности и условный предел текучести, с одновременным снижением пластичности. Последующее старение приводит к дополнительному упрочнению. Максимальная прочность 429 МПа получена после кручения при 300°С с последующим старением.

4. КВД повышает потенциал коррозии сплава WE43, что говорит об увеличении коррозионной стойкости. Однако последующее старение приводит к снижению потенциала коррозии сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы УМНИК Фонда содействия инновациям (Договор №11026ГУ/2016) и Российского научного фонда (Грант №17-13-01488)

## Благодарности

Авторы выражают благодарность к.т.н. Е.А. Лукьяновой, к.ф.-м.н. В.Н. Серебряному, профессору Н. Бирбилису, а также профессору Ю.З.Эстрину.

## Список литературы

- 1. Y. Chen, Z. Xu, C. Smith, J. Sankar, Recent advances on the development of magnesium alloys for biodegradable implants: Review, Acta Biomaterialia 10 (2014) 4561-4573.
- F. Witte, Y.F. Zheng, X.N. Gu, Biodegradable metals, Materials Science and Engeniring R77(2014) 1-34
- 3. Y. Liu, S. Zheng, N. Li, H. Guo et al., Study on the in vitro degradation behavior of pure Mg and WE43 in human bile for 60 days for future usage in biliary, Materials Letters V179 (2016) 100-103
- 4. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation: Review Article, Progress in Materials Science, 45(2) (2000) 103-189.

- 5. K. Edalati, A. Yamamoto, Z. Horita, T. Ishihara, High-pressure torsion of pure magnesium: Evolution of mechanical properties, microstructures and hydrogen storage capacity with equivalent strain, Scripta Materialia, 64(9) (2011) 880-883.
- 6. X. G. Qiao, Y. W. Zhao, W. M. Gan, Y. Chen, M. Y. Zheng, K. Wu, N. Gao, M. J. Starink, Hardening mechanism of commercially pure Mg processed by high pressure torsion at room temperature, Materials Science and Engineering: A, 619 (2014) 95-106.
- P. Serre, R. B. Figueiredo, N. G., T. G. Langdon, Influence of strain rate on the characteristics of a magnesium alloy processed by high-pressure torsion, Materials Science and Engineering: A, 528(10– 11)(2011) 3601-3608.
- 8. Y. Harai, M. Kai, K. Kaneko, Z. Horita, T.G. Langdon, Microstructural and mechanical characteristics of AZ61 magnesium alloy processed by high-pressure torsion, Mater. Trans., 49 (2008) 76–83.
- 9. S. A. Torbati-Sarraf, T. G. Langdon, Properties of a ZK60 magnesium alloy processed by high-pressure torsion, Journal of Alloys and Compounds, 613 (2014) 357-363.
- R. Lapovok, X. Gao, J.F. Nie, Y. Estrin, S. N. Mathaudhub, Enhancement of properties in cast Mg– Y–Zn rod processed by severe plastic deformation, Materials Science and Engineering: A, 615 (2014) 198-207.
- J.H. Gao, S.K. Guan, Z.W. Ren, Y.F. Sun, S.J. Zhu, B. Wang, Homogeneous corrosion of high pressure torsion treated Mg–Zn–Ca alloy in simulated body fluid, Materials Letters, 65(4) (2011) 691-693.

## ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

## Кусакина Ю.В., Евард М.Е

## Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия yuliya2095@bk.ru

Предложен подход к расчету обратимой деформации аморфно-кристаллической ленты, представляющей собой двухслойный композит, кристаллический слой которого при нагревании демонстрирует эффект памяти формы, а аморфный играет роль упругого контрэлемента, способствующего накоплению деформации при охлаждении.

*Ключевые слова:* эффект памяти формы, аморфно-кристаллический композит, обратимая деформация, моделирование.

#### Введение

В настоящее время создание новых функциональных механизмов, обеспечивающих эффективную работу различных устройств, является одной из основных задач науки. Одним из наиболее перспективных направлений является разработка устройств, срабатывающих циклически, например, термомеханических приводов на основе сплавов с памятью формы (СПФ). Современный технический прогресс позволяет разрабатывать такие устройства с необходимыми для конкретной задачи свойствами и принципами работы. Для многократного срабатывания элементов из СПФ их необходимо многократно деформировать. В термомеханических приводах это действие выполняет упругий элемент например, стальная пружина. При этом возникают задачи, связанные с необходимостью соединения упругого и функционального элементов, необходимостью равномерного изменения температуры по всему объему устройства и т.д. При создании миниатюрных устройств размещение упругого контрэлемента вызывает большие проблемы. Возможным решением является использование аморфно-кристаллических лент, полученных путем закалки методом спиннингования сплавов (например, системы TiNi – TiCu с большим содержанием меди) непосредственно при затвердевании расплава [1], а также путем воздействия мощного энергетического потока (лазерного излучения) на поверхность аморфной ленты с целью кристаллизации или на поверхность кристаллических лент с целью аморфизации [2]. Такие ленты представляют собой двухслойный композит, кристаллический слой которого при нагревании демонстрирует эффект памяти формы, а аморфный играет роль упругого контрэлемента, способствующего накоплению деформации при охлаждении.

Для успешной разработки устройств на основе СПФ необходимо иметь адекватные методы расчета деформации, в том числе для элементов из аморфно-кристаллических композитов. Один из возможных подходов изложен в работе [3], в которой проведено моделирование поведения биметаллической пластины  $Ti_{50}Ni_{50} - Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ , полученной в результате сварки взрывом. В изученной пластине слой из сплава  $Ti_{50}Ni_{50}$  претерпевал мартенситные превращения, в то время как  $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$  работал в качестве упругого контрэлемента. При расчете предполагали, что напряжения в слоях распределены линейно по толщине, а диаграммы изотермического деформирования элементов, составляющих пластину, а также зависимость объемной доли мартенсита в слое из СПФ от температуры аппроксимировали кусочно-линейными функциями. Было показано, что при исходной толщине биметаллической пластины 2,6 мм максимальная обратимая деформация после предварительного деформирования на 5 % при температуре, при которой функциональный слой находится в мартенситном состоянии, достигается при отношении толщины функционального слоя к толщине упругого, равном 49 %, и составляет 0,5 %.

Как показано в работе [1], функциональный слой аморфно-кристаллического композита, полученного путем быстрой закалки из расплава, оказывается растянутым в результате самого технологического процесса изготовления. Поэтому, в отличие от биметаллической пластины, которую для реализации обратимого формоизменения необходимо предварительно деформировать, такой композит способен обратимо деформироваться без дополнительной термомеханической обработки. В настоящей работе выполнено моделирование деформации аморфно-кристаллической ленты при нагревании и охлаждении с учетом наличия в слое из СПФ предварительных растягивающих напряжений.

#### Расчетная модель

Исходная форма двухслойного образца не прямолинейна, поскольку при закалке из расплава внутренний аморфный слой имеет начальную кривизну 1/ $\rho$  равную кривизне поверхности соприкосновения с диском – холодильником [1]. При этом слой с памятью формы, который кристаллизуется позже внутреннего аморфного слоя, оказывается растянутым. Для учета этого факта при расчете предполагали, что в исходном состоянии (после изготовления) кристаллический слой короче аморфного, так что длина наружного (*out*) слоя из СПФ  $l_1^{out} = \varphi(\rho + h_1 + h_2) - \delta_1$ , длина внутреннего (*in*) слоя из СПФ  $l_1^{in} = \varphi(\rho + h_2) - \delta_2$ , где  $h_1$  и  $h_2$  – толщины кристаллического и аморфного слоев соответственно,  $\varphi$  – угол относительного разворота сечений, а  $\delta_1$  и  $\delta_2$  выражают разницу между длиной внутреннего аморфного волокна и волокон кристаллического слоя, внешнего и внутреннего соответственно (рис. 1).

Считали, что напряжения в каждом из слоев распределены по линейному закону: в слое из СПФ  $\sigma_{CП\Phi} = \sigma_1 + \frac{2s_1}{h_1} (y - \frac{h_1}{2})$ , в аморфном слое  $\sigma_{AM} = \sigma_2 + \frac{2s_2}{h_2} (y + \frac{h_2}{2})$ , так что напряжения в крайних внешнем и внутреннем волокнах СПФ равны соответственно  $\sigma_1^{out} = \sigma_1 + s_1$  и  $\sigma_1^{in} = \sigma_1 - s_1$ , а в аморфном  $\sigma_2^{in} = \sigma_2 + s_2$  и  $\sigma_2^{out} = \sigma_2 - s_2$ , где  $\sigma_i - c$ реднее значение напряжения в *i*-ом слое, а  $s_i - m$ аксимальное отклонение от среднего значения (здесь значение i = 1 соответствует слою из СПФ, i = 2 – аморфному слою).

Предполагали, что кристаллический слой соединяется с аморфным таким образом, чтобы выполнялись условия равенства длин внутренних волокон и гипотеза плоских сечений, а при выборе  $\delta_1$  и  $\delta_2$  считали, что исходные длины наружного и внутреннего волокон кристаллического слоя равны.



Рис.1. Схематическое изображение участка биметаллической пластины, где ρ – радиус диска – холодильника

Такие предположения приводят к следующим выражениям для оценки деформаций:

$$\begin{split} \varepsilon_1^{out} &= \frac{\delta_1}{\varphi(\rho + h_1 + h_2) - \delta_1}, \\ \varepsilon_1^{in} &= \frac{\delta_1 - \varphi h_1}{\varphi(\rho + h_1 + h_2) - \delta_1}, \end{split}$$

где  $\varepsilon_1^{out}$  и  $\varepsilon_1^{in}$  – деформации наружного и внутреннего волокон кристаллического слоя соответственно.

Предполагали, что аморфный слой деформируется только упруго на протяжении всего модельного эксперимента и в исходном состоянии не имеет остаточных напряжений, так, что  $\sigma_2^{in} = 0$  и  $\sigma_2^{out} = 0$  из чего следует, что  $\varepsilon_2^{in} = 0$  и  $\varepsilon_2^{out} = 0$ , где  $\varepsilon_2^{in}$  и  $\varepsilon_2^{out} -$ деформации крайних внутреннего и внешнего волокон аморфного слоя.

Для оценки напряжений, возникающих в кристаллическом слое, подобно тому как это было в работе [3], использовали кусочно-линейную аппроксимацию диаграммы изотермического деформирования. Тогда напряжения, в верхней и нижней частях кристаллического слоя равны соответственно:

$$\sigma_1^{out} = \sigma_{\mathrm{T}} + \frac{H_{\mathrm{I}}}{2} \left( \frac{\delta_{\mathrm{I}}}{\varphi(\rho + h_{\mathrm{I}} + h_{\mathrm{I}}) - \delta_{\mathrm{I}}} - 2 \frac{\sigma_{\mathrm{T}}}{E_{\mathrm{I}}} \right),$$

И

$$\sigma_1^{in} = \sigma_{\mathrm{T}} + \frac{H_{\mathrm{I}}}{2} \left( \frac{\delta_{\mathrm{I}} - \varphi h_{\mathrm{I}}}{\varphi(\rho + h_{\mathrm{I}} + h_{\mathrm{I}}) - \delta_{\mathrm{I}}} - 2 \frac{\sigma_{\mathrm{T}}}{E_{\mathrm{I}}} \right),$$

где  $\sigma_{\rm T}$  — фазовый предел текучести в мартенситном состоянии,  $E_{\rm 1}$  — модуль Юнга и  $H_{\rm 1}$  — коэффициент упрочнения материала с памятью формы.

Изгибающий момент (на единицу толщины) в слоях:

$$M_1 = h_1^2 \left(\frac{3\sigma_1 + s_1}{6}\right),$$
$$M_2 = 0.$$

Суммарный изгибающий момент:

$$M = M_1 + M_2 = h_1^2 \left(\frac{3\sigma_1 + s_1}{6}\right).$$

При моделировании снятия ленты с диска – холодильника считали, что напряжения в двухслойном элементе уменьшаются до тех пор, пока суммарный изгибающий момент не станет равным нулю.

После этого модельный образец подвергается нагреву, охлаждению и повторному нагреву. При нагреве выше температуры начала обратного мартенситного превращения  $A_{\mu}$  в материале кристаллического слоя за счет реализации эффекта памяти формы кристаллический слой будет стремиться к сжатию, что приведет к изгибу композита в сторону кристаллического слоя.

Считали, что деформация элемента из СПФ при изменении температуры складывается из упругого формоизменения и деформации, связанной с фазовым переходом. Вклад теплового расширения в полную деформацию в настоящей работе не учитывали. При этом деформацию, обусловленную фазовым превращением, считали пропорциональной объемной доле мартенситной фазы Ф, зависимость которой от температуры аппроксимировали кусочно-линейной функцией. Приращение фазовой деформации функционального слоя была рассчитана по следующим формулам:

$$d\varepsilon_{h}^{ph} = K\varepsilon_{T} d\Phi$$
 при нагреве,  
 $d\varepsilon_{c}^{ph} = (\frac{\sigma_{C} \Pi \Phi}{\pi T^{p}} + \lambda \varepsilon_{r}) d\Phi$  при охлаждении

где  $\varepsilon_{T}$  – начальная деформация,  $\varepsilon_{r}$  – остаточная после первого нагрева деформация, K – коэффициент возврата деформации,  $E^{TP}$  и  $\lambda$  – параметры материала.

## Результаты моделирования

Выполнено моделирование предварительного нагружения за счет натяжения слоя из СПФ, разгрузки и последующего термоциклирования аморфно-кристаллической ленты при следующих значениях параметров:  $h_1 = 0,01 \text{ мм}$ ,  $h_2 = 0,03 \text{ мм}$ ,  $\rho = 20 \text{ мм}$ ,  $E^{TP} = 9 \Gamma\Pi a$ ,  $\delta_1 = 0,7 \text{ мм}$ ,  $\delta_2 = 0,63 \text{ мм}$ , коэффициент восстановления K = 1,  $\sigma_T = 280 \text{ Мпа}$ , модуль Юнга и коэффициент упрочнения СПФ равны соответственно  $E_1 = 13 \Gamma\Pi a$  и  $H_1 = 15 \Gamma\Pi a$ , модуль Юнга для аморфного слоя  $E_2 = 22 \Gamma\Pi a$ . На рис. 2 приведена зависимость деформации в наружном слое с памятью формы от температуры. Стрелками показаны направления изменения деформации и температуры.



**Рис.2.** Зависимость деформации в наружном слое с памятью формы от температуры при нагреве и охлаждении

Для сравнения результатов моделирования с экспериментальными, приведенными в работах [1 – 3] данными вычислялась эффективная деформация **е**\* по формуле:

$$\varepsilon^* = \frac{h_1 + h_2}{2\widetilde{\rho}},$$

где  $\tilde{\rho}$  – радиус кривизны биметаллической ленты, который при известных деформациях в наружных и внутренних волокнах упругого и функционального слоев рассчитывался по формуле:

$$\tilde{\rho} = \frac{(\varphi(2\rho + h_1 + h_2 + \rho s_2^{out}) - \delta_1 + s_1^{out}(\varphi(\rho + h_1 + h_2) - \delta_1))(h_1 + h_2)}{2(\varphi(h_1 + h_2 - \rho s_2^{out}) - \delta_1 + s_1^{out}(\varphi(\rho + h_1 + h_2) - \delta_1)))}$$

Исследована зависимость обратимой эффективной деформации от отношения толщины функционального слоя из СПФ к толщине упругого аморфного слоя. Результаты приведены на рис. 3. Установлено, что обратимая деформация немонотонно зависит от относительной толщины и достигает максимума, равного 0,3 % при  $\frac{h_1}{h_2}$  =0,81, что находится в хорошем качественном соответствии с данными прямых наблюдений [1].



**Рис. 3.** Зависимость обратимой эффективной деформации от относительной толщины функционального слоя

В настоящей работе не учитывалось тепловое расширение элементов, которое, безусловно, вносит вклад в обратимую деформацию при термоциклировании. Учет деформации теплового расширения позволит получить более точное количественное соответствие с экспериментальными результатами экспериментов, в которых величина обратимой деформации достигает 0,4 % [1].

## Благодарность

Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. А.В. Шелякову и к.ф.-м.н. Н.Н. Ситникову за предоставленные экспериментальные данные и обсуждение результатов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 16-01-00335.

#### Список литературы

- Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П. Формирование обратимого эффекта памяти формы в сплаве TiNiCu методом спиннингования // Известия РАН. Сер. физическая 2015. Т. 79. N 9. C. 1281–1287.
- Shelyakov A.V., Sitnikov N.N., Sheyfer D.V. The formation of the two way shape memory effect in rapidly quenched TiNiCu alloy under laser radiation // Smart materials and structures, 24(2015), p. 1–7.
- 3. Belyaev S, Evard M, Lomakin I., Resnina N. Functional properties of shape memory bimetal plate // Materials Today Proceedings 2S (2015) p. 723–726.
- 4. Конверистый Ю.К., Матлахова Л.А, Матвеева Н.М. Характеристики эффекта памяти формы быстрозакаленных сплавов TiNi TiCu. // Металлы, №5, 1988, с. 138–142.

## РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НЕОДНОРОДНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С ПЛОСКИМИ ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛА

## Красницкий С.А., Коломоец Д.Р., Гуткин М.Ю.

## СПбПУ Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия, krasnitsky@inbox.ru

Нанотехнологии являются одним из наиболее перспективных и динамично развивающихся направлений в области фундаментальной и прикладной науки и техники. Одна из основных задач этого направления – производство и применение наноразмерных структур, таких как наночастицы, нанопроволоки и нанопленки. Их особые электронные, магнитные и оптические свойства позволяют создавать приборы, уникальные по своим характеристикам. Например, в последние годы нанопроволоки нашли широкое применение в устройствах хранения и передачи информации, наноразмерных полевых транзисторах, сенсорах, лазерах, фотодетекторах, наносенсорах для экспресс-диагностики различных химических и биологических объектов и т.д. [1–3].

Физические свойства неоднородных нанопроволок сильно зависят от их формы, размера, химического состава и типа кристаллических решеток материалов композита, а также различных дефектов, формирующихся при их синтезе [4]. В процессе получения композитных нанопроволок в них создаются остаточные упругие деформации и напряжения несоответствия, обусловленные различием параметров кристаллических решеток и коэффициентов теплового расширения составляющих их материалов. При некоторых условиях такое напряженное состояние может релаксировать за счет зарождения дефектов несоответствия или искажения формы структуры [5, 6]. Например, в них могут зарождаться прямолинейные дислокации несоответствия или призматические дислокационные петли (ПДП) несоответствия [5–7].

На сегодняшний день отсутствуют работы, посвященные рассмотрению механизмов релаксации напряжений несоответствия в нанопроволоке типа «ядро-оболочка» с плоской границей раздела. Однако, как уже отмечалось, экспериментальные работы [5, 8] показывают, что при получении подобных структур в них могут образовываться краевые дислокации, скользящие и призматические дислокационные петли. Таким образом, эта проблема является актуальной и требует решения.

Настоящая работа посвящена теоретическому изучению механизмов релаксации напряжений несоответствия в неоднородной нанопроволоке с ядром в виде длинного параллелепипеда квадратного поперечного сечения, испытывающего собственную дилатацию, и теоретическому изучению механизмов их релаксации.

Рассмотрим модель цилиндрической нанопроволоки типа «ядро-оболочка» радиуса R с ядром в виде длинного параллелепипеда квадратного поперечного сечения со стороной 2a. Пусть на границе раздела фаз или на свободной поверхности нанопроволоки образуется ПДП (рис. 1). Ее образование энергетически выгодно тогда, когда изменение полной энергии системы  $\Delta W$  для соответствующей петли будет отрицательным. Выражение для  $\Delta W$  в этом случае имеет следующий вид:

$$\Delta W = W_2 - W_1 = W_c + W_{el} + W_{int}$$
(1)

где  $W_1$  – энергия системы до образования ПДП,  $W_2$  – энергия системы после ее образования,  $W_c$  – энергия ядра ПДП,  $W_{el}$  – упругая энергия ПДП,  $W_{int}$  – энергия взаимодействия ПДП с упругим полем несоответствия.

Расчет упругой энергии ПДП и энергии взаимодействия ПДП с упругим полем несоответствия осуществляется в рамках линейной теории упругости. Пусть упругие модули ядра и оболочки равны, а размеры петель много меньше радиуса нанопроволоки. В этом случае, следуя подходу [9], для петель, зарождающихся на свободной поверхности, можно сделать предельный переход от цилиндрической к плоской геометрии задачи и рассматривать прямоугольную ПДП с размерами  $2c \times 2h$  в упругом полупространстве (рис. 2).



**Рис. 1.** Модель композитная нанопроволока типа «ядро-оболочка» радиуса R с симметрично расположенным ядром квадратной формы  $2a \times 2a$ , испытывающим собственную изотропную дилатацию  $\varepsilon$ 



**Рис. 2.** Схема зарождения прямоугольных ПДП на границе раздела фаз и на свободной поверхности в поперечном сечении композитной нанопроволоки типа «ядро-оболочка». Слева показан предельный переход ( $h,c \ll R$ ) от цилиндрической к плоской геометрии задачи для петель, зарождающихся на свободной поверхности.

Выражение для определения упругой энергии такой петли было найдено в работе [10] и имеет следующий вид:

$$W_{el} = 0.5Db^2L,\tag{2}$$

где  $D = G / [2\pi(1-\nu)]$ , G – модуль сдвига,  $\nu$  – коэффициент Пуассона, b – величина вектора Бюргерса ПДП, L – эффективная длина, которая в свою очередь определяется как:

$$\begin{split} L &= S_1 + 2S_2 + S_3 + [3 - 4\nu(3 - 2\nu)]S_4 + \frac{2 - 4\nu(6 - 11\nu + 8\nu^3)}{(1 - 2\nu)^2}S_5 + \frac{2\nu[234 - \nu(245 - 4\nu(5 + 16\nu))] - 129}{3(1 - 2\nu)^2}S_6, \\ S_2 &= 2c\ln\frac{4c}{r_0} + 2h\ln\frac{4h}{r_0} - c\ln\frac{K_4 + c}{K_4 - c} - h\ln\frac{K_4 + h}{K_4 - h} - 4(c + h - K_4), \\ S_3 &= \frac{8(1 - \nu)(1 - 2\nu)h^2d}{c^2} + \frac{3h^2}{d} - \frac{2h^2(c^2 + d^2)K_3}{c^2d^2}, \quad S_4 = \frac{2d^2K_3 - (d - h)^2K_1 - (d + h)^2K_2}{3c^2}, \end{split}$$

$$S_{5} = 2d \ln \frac{d + K_{3}}{d} - (d - h) \ln \frac{d - h + K_{1}}{d - h} - (d + h) \ln \frac{d + h + K_{2}}{d + h}, \quad S_{6} = 2K_{3} - K_{1} - K_{2},$$
  

$$K_{1,2}^{2} = c^{2} + (d \mp h)^{2}, \quad K_{3}^{2} = c^{2} + d^{2}, \quad K_{4}^{2} = c^{2} + h^{2}, \quad (3)$$

где  $r_0$  – радиус ядра призматической дислокационной петли, d – расстояние от свободной поверхности до центра петли. В случае петель, расположенных у свободной поверхности, d = c.

Кроме того, положим, что  $a \le 0.6R$ . Тогда для петель, зарождающихся на границе раздела фаз, используем приближение бесконечной среды  $(d \to \infty)$ . В случае упругая энергия может быть определена как

$$W_{el}^{\infty} = Db^2 \left( 2c \ln \frac{4c}{r_0} + 2h \ln \frac{4h}{r_0} - c \ln \frac{K_4 + c}{K_4 - c} - h \ln \frac{K_4 + h}{K_4 - h} - 4(c + h - K_4) \right).$$
(4)

Энергия дислокационного ядра прямоугольной ПДП аппроксимируется, согласно [11], следующими выражениями. Для петель, расположенных на границе раздела ядра и оболочки:

$$W_{c1} \approx 2(h+c)Db^2 \tag{5}$$

Для петель, расположенных у свободной поверхности:

$$W_{c2} \approx 2(h+c/2)Db^2.$$
 (6)

Энергия взаимодействия ПДП с упругим полем несоответствия в композитной нанопроволоке может быть найдена как работа по зарождению соответствующей петли в zzкомпоненте поля напряжений. Выпишем выражение для определения энергии взаимодействия для каждого типа петель  $W_{int i}$  (рис. 2): петли типа 1 – зарождение и рост ПДП в углу ядра, петли типа 2 – зарождение ПДП на границе раздела и дальнейший рост в ядро, петли типа 3 – зарождение ПДП на границе раздела и дальнейший рост в ядро, петли типа 4 – зарождение ПДП на свободной поверхности напротив плоской границы ядра и рост в оболочку, петли типа 5 – зарождение ПДП на свободной поверхности напротив вершины ядра и рост в оболочку.

$$W_{int1} = -b \int_{a-2c}^{a} dx \int_{a-2h}^{a} {}^{cyl}\sigma_{zz} dy, \quad W_{int2} = -b \int_{a-2c}^{a} dx \int_{-h}^{h} {}^{cyl}\sigma_{zz} dy, \quad W_{int3} = -b \int_{a}^{a+2c} dx \int_{-h}^{h} {}^{cyl}\sigma_{zz} dy, \quad W_{int4} = -b \int_{R-2c}^{R} dx \int_{-h}^{h} {}^{cyl}\sigma_{zz} dy, \quad W_{int5} = -b \int_{R-2c}^{R} dx \int_{-h}^{h} {}^{cyl}\sigma_{zz} dy, \quad (7)$$

где <sup>суl</sup> $\sigma_{zz}$  – поле напряжений в упругом цилиндре с включением в виде длинного параллелепипеда с собственной дилатацией  $\varepsilon$ , рассчитанное в работе [12]. Приведем окончательное выражение

$$^{\text{cyl}}\sigma_{zz} = \frac{G\varepsilon}{\pi(1-\nu)} \left[ \pi \operatorname{sgn} \frac{y-y_0}{x-x_0} + \frac{a^2}{R^2} \sin 2\theta + 2\sqrt{2} \frac{a}{r} \sin(\varphi+\theta) + \frac{4R^2}{r^2} \left( \cos 2\varphi \operatorname{arctg} \left[ \frac{\widetilde{r} \sin(\varphi+\theta)}{1-\widetilde{r} \cos(\varphi+\theta)} \right] + \sin 2\varphi \ln \sqrt{\widetilde{r}^2 - 2\widetilde{r} \cos(\varphi+\theta) + 1} \right) \right]_{x_0=-a}^{x_0=a} \right|_{y_0=-a}^{y_0=a}$$
(8)

где *г* и  $\varphi$  – полярные координаты, причем  $\theta = \operatorname{arctg}(y_0/x_0)$  и  $\tilde{r} = \sqrt{2} a r/(2R^2)$ .

Интегралы, входящие в выражения (7), рассчитывались численно.

Таким образом, все слагаемые для отыскания изменения полной энергии системы (1) определяются выражениями (2)–(8). Перейдем к исследованию условий зарождения для пяти типов ПДП. Поскольку в реальных гетероструктурах наиболее вероятно образование

петель вакансионного типа, именно случаи появления таких петель и будут анализироваться ниже.

Параметр несоответствия f постоянных решетки материалов ядра и оболочки удобно использовать в качестве критерия образования прямоугольных ПДП (рис. 2). Поэтому далее принимаем f равной  $\varepsilon$ . В случае если параметр f превышает некоторое критическое несоответствие  $f_c$ , образование той или иной петли становиться выгодным. Величина  $f_c$  зависит от размеров ядра и оболочки, а также от конкретной формы и размера ПДП. Критическое несоответствие может быть легко найдено из равенства  $\Delta W = 0$  так как оно пропорционально  $W_{int}$  и линейно входит в выражение (1).

В силу того, что критическое несоответствие зависит не только от размеров ПДП, но и от её формы (рис. 3), то для каждого случая рассмотрим 3 конфигурации петли: 1) вытянутую вдоль «правой» границы раздела (петля ВГ); 2) квадратную (петля КВ); 3) вытянутую вдоль нормали к свободной поверхности (петли НГ). Номер соответствует типу петли, например НГ-3 – это петля, растущая с границы раздела в оболочку вдоль нормали к поверхности. Построим теперь графики зависимости критического несоответствия  $f_c$  от размера ядра *а* для пяти типов петель в трех конфигурациях. Примеры этих зависимостей  $f_c(a)$  приведены на рис. 4. Зависимости  $f_c(a)$  построены для двух значений радиуса нанопроволоки R = 75 нм и 90 нм, причем для ПДП типа ВГ (рис. 4-а) при c/h = 0.2, h/b = 10, типа КВ-(1–5) (рис. 4-б) при c/h = 1, h/b = 2, и типа НГ (рис. 4-в) при c/h = 5, h/b = 10.



Рис. 3. Схематичное изображение трех конфигураций для пяти типов ПДП: ВГ – петли, вытянутые вдоль «правой» границы раздела, КВ – квадратные петли, НГ – петли вытянутые вдоль нормали к поверхности

Рассмотрим зависимости  $f_c(a)$  для петель типа 1 и 2, образующихся в ядре. При фиксированном размере ядра критическое несоответствие ниже в нанопроволоке большего радиуса, что связано с ростом напряжений в ядре и, соответственно, увеличением энергии взаимодействия  $W_{int1}$  и  $W_{int2}$ . В остальных случаях наблюдается обратная ситуация. Видно, что характер зависимости критического несоответствия  $f_c$  от размера ядра a определяется областью, в которой зарождается петля. В случае петель типа 1 и 2 наблюдается монотонное увеличение критического несоответствия с ростом ядра при заданном радиусе нанопроволоки R.



**Рис. 4.** Зависимость критического несоответствия  $f_c$  от размера ядра *а* для пяти типов петель в трех конфигурациях: а) петли, вытянутые вдоль поверхности при c/h = 0.2 и h/b = 10; б) квадратные петли при c/h = 1 и h/b = 2; в) петли вытянуты вдоль нормали к поверхности при c/h = 5 и h/b = 2. Радиус нанопроволоки *R* приводится в нанометрах, b = 0.3 нм. Черные, розовые, красные, зеленые и синие линии дают зависимости для петель типа 1, 2, 3, 4 и 5, соответственно

Для всех остальных типов, когда петли растут в оболочку, с увеличением размера ядра критическое несоответствие монотонно убывает, так как увеличиваются напряжения в оболочке, что, в свою очередь, увеличивает энергию взаимодействия и снижет величину критического несоответствия. Для петель типа 3, зарождающихся на границе раздела и растущих в оболочку, критическое несоответствие практически не зависит от формы самой петли. Петли типа 4 и 5, зарождающиеся на свободной поверхности, напротив, очень чувствительны к конфигурации. В связи с этим зависимости  $f_c(a)$  для петель типа КВ-4, КВ-5 и НГ-4 не попали в рассматриваемый интервал несоответствий.

Кроме того, при достижении ядром некоторого характерного размера происходит смена механизмов релаксации напряжений. Петли типа ВГ-2, образующиеся в ядре, становятся энергетически менее выгодными, и релаксация происходит за счет зарождения петель типа ВГ-5, например, для R = 75 нм при  $a \approx 38$  нм (рис. 4*a*).

Таким образом, необходимым условием образования ПДП при заданном несоответствии f ядра и оболочки, для всех типов является выполнение неравенства  $f > f_c(a,R)$ . По зависимостям, представленным на рис. 4 можно проследить два варианта событий: 1) заданное несоответствие f, которое представляется горизонтальной прямой на графике, имеет значение ниже  $f_c(a)$ , и, соответственно, зарождение ПДП данного типа невозможно, 2) линия несоответствия пересекает соответствующую кривую  $f_c(a)$  при определенном значении  $a = a_c$ , так что петли типа 3, 4 и 5 могут зарождаться при условии, что  $a > a_c$ , петли же 1 и 2 – при  $a < a_c$ .

Полученные зависимости для петель 3, 4 и 5 показывают, что релаксация напряжений за счет образования дислокаций несоответствия в оболочке возможна только при достаточно большом ядре, что согласуется с результатами, полученными авторами в работе [9]. Кроме того, зарождение петли напротив вершины ядра (петля типа ВГ-5) является более предпочтительным. Данный факт объясняется тем, что зарождение ПДП в оболочке требует достижения значительного уровня напряжений несоответствия, что достигается в области максимального сближения границы раздела фаз со свободной поверхностью (у вершины ядра).

Из приведенных выше результатов можно заключить, что наиболее предпочтительным типом петель при малом размере ядра являются ВГ-2, КВ-2, НГ-2. В случае, если толщина оболочки невелика, то наиболее предпочтительным типом петель является ВГ-5, за которым следует ВГ-4 и с равной вероятностью можно ожидать петли типа ВГ-3, КВ-3,  $H\Gamma$ -3.

### Список литературы

- 1. R. R. LaPierre, A. C. E. Chia, S. J. Gibson, C. M. Haapamaki et al. Physica Status Solidi (RRL). 16.(2013) 815.
- 2. K. Davami, J.-S. Lee, M. Meyyappan. Transactions on Electrical and Electronic Materials **12** (2011) 227.
- 3. S. Xu, B. J. Hansen, Z. L. Wang. Nature communications 1 (2010) 93.
- 4. V.G. Dubrovskii, G.E. Cirlin, V.M. Ustinov. Semiconductors **43** 12 (2009) 1539-1584.
- 5. ]Popovitz-Biro, A. Kretinin, P. Von Huth, H. Shtrikman. Cryst. Growth Des 11 9 (2011) 3858-3865.
- 6. I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman. Phil. Mag. 84 20 (2004) 2103-2118.
- 7. M.Yu. Gutkin, I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman. J. Phys.: Condens. Matter. **12** 25 (2000) 5391-5401.
- 8. G. Perillat-Merceroz, R. Thierry, P.-H. Jouneau, P. Ferret et al. Appl. Phys. Lett. 100 (2012) 173102.
- 9. M.Yu. Gutkin, A.M. Smirnov. Acta Materialia 88 (2015) 91-101.
- 10. M.Yu. Gutkin, I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman. J. Phys.: Condens. Matter 15 21 (2003) 3539-3554.
- 11. Дж. Хирт, И. Лоте. М.: Атомиздат, 1972. 600 с.
- 12. S.A. Krasnitckii, A.M. Smirnov, M.Yu. Gutkin, J. Phys.: Conf. Series 690 (2016) 012022.

## НАНОВИСКЕРЫ СиО – ФОТОКАТАЛИЗАТОР ДЛЯ ОЧИСТКИ ОТ ОРГАНИЧЕСКИХ ЗАГРЯЗНИТЕЛЕЙ

## Козлов А.Ю., Дорогов М.В.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия, AKozlov13tlt@yandex.ru

## Введение

В наши дни целый ряд экологических проблем требуют разработки высокоэффективных гетерогенных фотохимических способов деградации различных видов органических загрязнителей [1-3].

Фотокатализ рассматривается как один из самых бережных подходов к восстановлению окружающей среды, так как органические загрязнители разлагаются на безвредные компоненты, также как диоксид углерода, воду и безопасные соединения. Сейчас применяются множество устройств и изделий, использующих принцип фотокатализа. Существует ряд полупроводников подходящих для работы в качестве фотокатализатора. Среди них, такие как оксид железа, оксид меди, и оксид цинка, диоксид титана.

Наиболее изученным и широко применяемым фотоактивным материалом на данный момент является диоксид титана. Диоксид титана (TiO<sub>2</sub>) используется в качестве фотокатализатора деструкции различных органических загрязнителей из-за нескольких преимуществ, таких как низкая токсичность, низкая стоимость, хорошая стабильность и высокая фотокаталитическая активность [4,5]. Хотя TiO<sub>2</sub> обладает высокой фотокаталитической активностью по сравнению со многими другими фотокатализаторами, его фотокаталитическая эффективность по-прежнему ограничивается высокой скоростью рекомбинации носителей заряда. Известны работы по модификации TiO<sub>2</sub> с целью дальнейшего улучшения его фотокаталитической производительности, такие как использование благородных металлов, оксидов металлов, ионов из неметаллических материалов и красителей [6, 7]. В последнее время была выделена роль сокатализатора в повышении эффективности фотокаталитического полупроводникового фотокатализатора из-за его способности содействия разделению зарядов и подавления коррозии фотополупроводникового фотокатализатора [8–12]. Актуальной задачей является поиск материалов, которые могли бы составить достойную конкуренцию TiO<sub>2</sub>. Одним из таких материалов может являться оксид двухвалентной меди.

Оксид меди (II) – СuO является полупроводником p-типа с узкой запрещенной зоной [13]. В последние годы CuO интенсивно исследуется для осуществления преобразования солнечной энергии в электрическую. Теоретически эффективность этого процесса для CuO составляет 9–11%. Кроме того, CuO является фотокатализатором, работающим под действием видимого света. Оксид меди как фотокатализатор может быть использован для очищения сточных вод от органических загрязнителей, таких как фенол, этиленгликоль и т.д. [5].

Цель данной работы: проведение исследований структуры, свойств и фотокаталитической активности нановискерных частиц на основе CuO, полученных методом термического окисления.

## Материалы и методика

На первом этапе методом электроосаждения получали медное покрытие, используя сернокислый медный электролит (250 гр. сернокислой меди и 92 гр. серной кислоты и дистиллированной воды), анод из электролитической меди, а в качестве подложки сетчатый носитель (микросетку из нержавеющей стали марки 12Х18Н10 с размером ячейки 30 – 40 мкм и диаметром проволоки 30 мкм). Сетку очищали спиртом в ультразвуковой ванне.

Осаждение проводили при комнатной температуре. Электролиз осуществлялся в двухэлектродной ячейке с помощью потенциостата – гальваностата «Эллинс» в гальваностатическом режиме при плотности тока  $j = 20 \text{ мA/см}^2$  и времени электроосаждения t = 5 ч.

Для получения вискерных структур образец после электроосаждения подвергали термообработке на воздухе в муфельной печи ПМ - 700п при T = 400°C в течение 4 часов.

Модельным загрязнителем был выбран метиленовый синий, его концентрацию анализировали используя закон Бугера – Ламберта – Бера на спектрофотометре ПЭ 5400 УФ в кварцевой кювете с длинной оптического пути 1 см. Перед Анализом пробы очищали от вискеров центрифугированием (Frontier FC5706) при 6000 об/мин 10 мин.

## Особенности структуры вискеров

Оптимальный режим термообработки 400°С 4 часа был подобран экспериментально при исследовании диапазона температур от 200°С до 800°С (рис1).



Рис. 1. Температурное исследование вискерных структур оксида меди:  $a - 200^{\circ}$ С,  $\delta - 400^{\circ}$ С,  $e - 600^{\circ}$ С,  $e - 800^{\circ}$ С, время отжига 4 часа

Как видно из рисунка 1, в зависимости от выбранной температуры можно получить нановискеры различной длины и плотности на поверхности, но при температуре свыше 600°С количество вискеров уменьшается. Наиболее оптимальной температурой для получения вискерных структур максимальной концентрации и длинны, является 400°С [14,15]. Диаметр нановискеров в этом случае составляет до 100 нм, а длина варьировалась от 5 до 15 мкм. Их плотность на подложке достигает  $10^{10}$  см<sup>-2</sup>, и они практически заполняют все ячейки носителя, образуя на поверхности лес вискеров.

На рисунке 2 представлен «лес нановискеров» из оксида меди полученный при 400°С 4 часах выдержки на поверхности сетчатого носителя и медной частицы.



Рис. 2. «Лес нановискеров» из оксида меди

Исследование ширины запрещенной зоны вискерных структур проводилась на спектрофотометре UV-2600 по методу диффузного отражения с использованием интегрирующей сферы IRS2600Plus. По результатам строился график Тауца представленный на рисунке 3.



Рис. 3. График Тауца для расчета ширины запрещенной зоны

График Тауца строился на основании расчетных данных полученных по формуле (1).

$$(h\nu\alpha)^{\frac{1}{n}} = A(h\nu - E_g) \tag{1}$$

h – постоянная планка, v – частота колебаний,  $\alpha$  – коэффициент абсорбции, n – величина определяемая структурой запрещенной зоны полупроводника,  $n = \frac{1}{2}$  – для прямых разрешенных переходов, A – коэффициент пропорциональности,  $E_g$  – ширина запрещенной зоны.

В результате ширина запрещенной зоны вискеров составила 1,46эВ, что соответствует теоретическим данным по оксиду меди [13].

#### Фотокаталитические свойства

Для проведения фотокатализа вискеры отделялись от сетчатой поверхности обработкой в ультразвуковой ванне при частоте 35кГц и мощности 50 Вт в течение 1 часа. Оптимальная концентрация вискеров для эксперимента была 1 гр вискеров на 1000 мл раствора. Для фотокаталитического теста использовался емкостной реактор объемом 100мл состоящий из, магнитной мешалки, воздушного компрессора с аэратором и лампы дневного или ультрафиолетового излучения.

В качестве модельного загрязнителя был выбран метиленовый синий в концентрации 5 ррт. Сорбционное равновесие проводили в темном шкафу в течение 30 мин.

После этого включали люминесцентную лампу дневного света мощностью 18 ватт для проведения процесса фотокатализа.

Общее время фотокатализа составляло 4 часа, пробу отбирали каждый час.

После отбора проба центрифугировалась при 6000 оборотах 10 минут и анализировалась в кварцевой кювете.

Анализ кинетики фото-деградации метиленового синего проводили на спектрофотометре ПЭ-5400УФ. В работе использовано следующие обозначения.

Проба 1 – начальная концентрация метиленового синего.

Проба 2 – после сорбционного равновесия в реакторе 30 мин.

Проба 3 – 1 час фотокатализа.

Проба 4 – 2 часа фотокатализа.

Проба 5 – 3 часа фотокатализа.

Проба 6 – 4 часа фотокатализа.

Для анализа измерения концентрации использовался пик поглощения метиленового синего на 665нм.

График зависимости оптической плотности от длины волны излучения для проб с 1 по 6 представлен на рисунке 4.



Рис. 4. Спектрофотометрический график распределения оптической плотности для представленных образцов

Для расчета концентрации метиленового синего использовалось выражение (2), полученное из закона Бугера – Ламберта – Бера:

$$D = \varepsilon \cdot c \cdot l \tag{2}$$

D – оптическая плотность,  $\varepsilon$  – молярный коэффициент поглощения, c – концентрация растворенного окрашенного вещества, l – длина хода лучей. Длина хода лучей в нашем случае составляла 1 см.

Для метиленового синего  $\varepsilon = 23900$  л/моль см [16].

Эксперименты показывают, что нановискеры из оксида меди (II), благодаря малой ширине запрещенной зоне могут работать при видимом и ультрафиолетовом излучении.

Для сравнения эффективности работы вискеров CuO были проведены эксперименты при тех же условиях с коммерческим фотокатализатором CuO (Sigma Aldrich). Размер коммерческих частиц оксида меди составлял менее 50 нм. Сравнительный анализ активности вискеров CuO и частиц представлены на рис. 5 a,  $\delta$  для фотокатализа при ультрафиолетовом излучении и видимом свете, соответственно.



**Рис. 5.** Диаграмма разложения метиленового синего фотокатализаторами *а* – в ультрафиолетовом диапазоне излучения, *б* – в видимом диапазоне излучения

Из графиков видно, что разложение метиленового синего обеспечивают все фотокатализаторы. CuO нановискеры разложили метиленовый синий на 75%, что для видимого диапазона является лучшим результатом. Коммерческие CuO наночастицы при этом показали активность ниже вискеров.

#### Заключение

В работе был проведен анализ фотокаталитических свойств нановискеров CuO и коммерческого фотокатализатора в форме наночастиц оксида меди. Благодаря структурному соответствию красителей хромофоров и использованного в работе метиленового синего, можно предположить, что фотокатализотор на основе вискеров оксида меди может разлагать такие вещества как родамин, акридин, а также вещества со схожей структурой. Возможно так же разложение полиароматических углеводородов (ПАУ), таких как антрацен, фенол и этиленгликоль.

Проведенное сравнение фотокаталитических свойств с коммерческими фотокатализаторами показало, что вискерные структуры CuO имеют высокий фотокаталитический потенциал для дальнейшего использования. Методы их получения и отделения от воды сравнительно простые и малозатратные.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации, постановление №220, в ФГБОУ ВО «Тольяттинский Государственный Университет», договор №14.Z50.31.0039.

## Список литературы

- Zu G., Shen J., Wang W., Zou L., Lian Y., Zhang Z., ACS Appl. Mater. Interfaces 7. 2015. P. 5400– 5409.
- 2. Yu B.Y., Kwak S.-Y., J. Mater. Chem. 22. 2012. P. 8345–8353.
- 3. Zhang Y., Jin L., Sterling K., Luo Z., Jiang T., Miao R., Guild C., Suib S.L., Green Chem. 17. 2015.
- 4. Majzik E S, Tóth F, Benke L and Kiss Z 2006 SPE-LC-MS-MS determination of phenoxy acid herbicides in surface and ground water // Chroma.63 S105-9.
- 5. Barbash J, Thelin G, Kolpin D and Gilliom R 2001 Major herbicides in ground water: results from the National Water-Quality Assessment J. Environ. // Qual.30. P.831-45.
- 6. Gupta S and Tripathi M 2011 A review of TiO2 nanoparticles // Chin. Sci. Bull.56 P.1639-57.
- 7. Lazar M, Varghese S and Nair S 2012 Photocatalytic water treatment by titanium dioxide // Recent updates Catalysts2 P. 572-601.
- 8. Ran J, Zhang J, Yu J, Jaroniec M and Qiao S Z 2014 Earth-abundant cocatalysts for semiconductorbased photocatalytic water splitting // Chem. Soc. Rev. P.43. 7787-812.
- 9. Jin Q, Fujishima M, Iwaszuk A, Nolan M and Tada H 2013 Loading effect in copper(II) oxide cluster-surface-modified titanium(IV) oxide on visible- and UV-light activities // J. Phys. Chem. P.117. 23848-57.
- 10. An X, Liu H, Qu J, Moniz S J A and Tang J 2015 Photocatalytic mineralisation of herbicide 2,4,5-trichlorophenoxyacetic acid: enhanced performance by triple junction Cu-TiO2-Cu2O and the underlying reaction mechanism // New. J. Chem.P.39. 314-20.
- 11. Roslan N A, Lintang H O and Yuliati L. Enhanced photocatalytic performance of copper- modified titanium dioxide prepared by UV reduction method // Adv. Mater. 2015. Res.1112 180-3.
- 12. Yang J, Wang D, Han H and Li C. Roles of cocatalysts in photocatalysis and photoelectrocatalysis // Acc. Chem. 2013. Res. P.46. 1900-9.
- 13. Ghijsen J., Tjeng L. H., Elp J. van, Eskes H., Westerink J., Sawatzky G. A., Czyzyk M. T. Electronic structure of Cu2O and CuO // Phys. Rev. B. 1988, vol 38, pp. 11322-11330.
- 14. Dorogov M.V., Priezzheva A.N., Vlassov S., Kink I., Shulga E., Dorogin L.M., Lohmus R., Tyurkov M.N., Vikarchuk A.A., Romanov A.E. Phase and structural transformations in annealed copper coatings in relation to oxide whisker growth // Applied Surface Science 2015, Vol. 346, pp. 423-427.
- 15. Dorogov M.V., Dovzhenko O.A., Gryzunova N.N., Vikarchuk A.A., Romanov A.E. «New functional materials based on nano- and micro-objects with developed surface» // Acta Physica Polonica A, 2015, volume 128, No 4, pages 503-505.
- Haytham M. M. Ibrahim, Photocatalytic degradation of methylene blue and inactivation of pathogenic bacteria using silver nanoparticles modified titanium dioxide thin films // World J Microbiol Biotechnol, 2015, 31. P.1049–1060.

# РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ УСТАЛОСТНОГО НАКОПЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИИ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ НА 4-Х ТОЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ НА ОСНОВЕ ИСПЫТАНИЙ РЕАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ

## Ибрагимов А.Р., Шафигуллин Л.Н.

# Набережночелнинский институт (филиал) Казанского (Приволжского) федерального университета. Набережные Челны. Россия ibragimov.a.r@mail.ru

Широкое распространение в производстве газотурбинных двигателей нашло применение керамических теплозащитных покрытий (ТЗП) на основе частично стабилизированного оксида циркония состава  $ZrO_2 - 6-8Y_2O_3$  толщиной 0,2... 1 мм, напыляемых на поверхности деталей камеры сгорания, сопловые и рабочие лопатки турбины двигателя. Покрытия  $ZrO_2 - 6-8Y_2O_3$  обладают малой степенью черноты и низкой теплопроводностью, что обеспечивает снижение температуры поверхности детали на 373–443К в зависимости от толщины покрытия и интенсивности охлаждения [1]. Теплозащитные покрытия, как правило, создаются двухслойными, под внешний керамический слой наносится жаростой-кий подслой состава Ni–Co–Cr–A1–Y, который защищает поверхность деталей от высокотемпературного окисления и солевой коррозии. Нанесение покрытий осуществляется плазменным напылением.

В момент формирования покрытия в нем возникают внутренние напряжения, уровень которых зависит от степени неоднородности размеров напыляемых частиц порошка, проплавления, наличия жесткого контактного взаимодействия с металлом-основой, а также различия коэффициентов термического расширения и модуля Юнга материалов обоих слоев покрытия и металла основы. Перечисленные факторы в комплексе создают рассеяние механических свойств покрытия. Поэтому в основе тенденций последних исследований в области изучения механических свойств плазменных многослойных ТЗП лежит выявление закономерностей их изменения в связи с параметрами напыления.

Среди методов исследований газотермических покрытий выгодно отличается метод 4-х точечного изгиба пластин с покрытием [2] (рис. 1). Метод позволяет определять механические свойства системы «покрытие- основной металл» большого объема [3,4], что в полной мере отражает реальные свойства системы. Анализ поведения теплозащитных покрытий в условиях статического 4-х точечного изгиба показывает, что получаемые при испытаниях механические характеристики покрытий могут быть использованы для оптимизации покрытий и системы «покрытие–основа»: осуществление выбора порошковых материалов, определение оптимальной толщины двухслойного покрытия, параметров напыления [5]. При этом критериями выбора могут служить такие характеристики, как напряжение появления трещин и напряжение расслоения покрытия, модуль упругости (Юнга) керамического теплозащитного слоя, жесткость системы «композиционное покрытие – основа».



**Рис. 1.** Схема 4-х точечного изгиба. a -схема,  $\delta -$ схема установки в сборе

Поэтому ставился цель разработать математическую модель накопления пластических деформаций при 4-х точечном изгибе, а так как проводимые эксперименты были и при высокой температуре и циклические испытания на 4-х точечный изгиб, то разрабатываемое уравнение должно было соответствовать и данным параметрам. При этом функциональное использование этой математической модели заключается в том, что примененные высокие температуры и циклические испытания на 4-х точечный изгиб в наибольшей степени приближены к эксплуатационным режимным условиям деталей газотурбинного двигателя с газотермическим покрытием.

В основе разработанной математической модели лежит уравнение напряженного состояния в 3-хслойной системе после напыления, анализ эксперимента с учетом напыления, термообработки, поверхностных нагрузок и усталостного накопления напряжений. Был рассмотрен метод пошагового нагружения.

Напряженное состояние в 3-хслойной системе после напыления – на этом этапе возникают остаточные напряжения 2-го рода, которые тяжело вычислить аналитически, поэтому их определяем из эксперимента в виде:

$$\sigma_{ij}^{\prime\prime} = \frac{3P_0C}{BH^2},\tag{1}$$

где *P* – нагрузка, Н; *B* – ширина образца, 10 мм; *H* – полная толщина образца, мм; *C* – расстояние, между нагруженной и опорной балкой, 10мм.

В ходе напыления и термообработки формируется начальное напряженное состояние. К напряжениям, заложенным в процессе напыления, добавляются температурные напряжения. Они возникают ввиду различия констант материалов, составляющих систему (модули Юнга, к.т.р.).

В упрощенном и обобщенном виде их можно представить как:

$$\sigma_{ij}^t = E_k \alpha_k \Delta T \tag{2}$$

где  $\sigma$  – компонент тензора напряжений в начальный момент;  $E_k$  – модуль Юнга;  $\alpha_k$  – теплопроводность;  $\Delta T$  – изменения от абсолютной температуры тела в естественном состоянии

Однако также на данном этапе меняется представление модуля Юнга и при температурной выдержке происходит уплотнение покрытия, идет процесс микрорастрескивания со спеканием.

Получается, на этом этапе необходимо решить квазистатическую задачу термоупругости, где для получения разрешающей системы матричных дифференциальных уравнений квазистатической задачи термоупругости используем метод трапеций. Ряд математических преобразований систем приводит к виду:

$$\{\theta_t\} = \left[ \left[M\right] + \frac{h}{2} \left[K_2\right] \right]^{-1} \cdot \left\{ \left[M\right] - \frac{h}{2} \left[K_2\right] \right] \{\theta_0\} + \frac{h}{2} \left\{\{\psi_t\} + \{\psi_0\}\}\right\}$$
(3)

$$\{q_t\} = [K_1]^{-1}\{[C]\{\theta_t\} + \{f_t\}\}$$
(4)

где  $\theta_t$  – температура отклонения от абсолютной температуры ( $T_0$ ) в естественном состоянии тела; M – элемент матрицы теплоемкости;  $K_1$  – элемент матрицы жесткости;  $K_2$  – элемент матрицы теплопроводности; h – коэффициент конвекции;

 $\Psi_0$ ,  $\Psi_t$  – векторы тепловой нагрузки;  $q_t$  – конвективный теплообмен; C – компонент тензора изотермической упругости (термоупругости).

Через теории термоупругости и напряжений были выведены математические модели корреляции свойств, а с учетом переменных, относящихся к напылению, они применимы и к покрытиям. Для этого используем коэффициенты термического расширения и теплопроводность двуокиси циркония, частично стабилизированного иттрием. Благодаря этому выстраивается связь режимов напыления к физическим параметрам покрытия.



Рис. 2. Образец пластина с системой покрытий при воздействии нагрузки

Для разработки алгоритма усталостного накопления напряжений рассматривается анализ эксперимента с учетом напыления, термообработки, поверхностных нагрузок, усталостное накопление напряжений.

Сформулируем краевую задачу теории упругости с учетом больших перемещений. Рассмотрим упрощенный вариант поставленной задачи (так как задача симметрична, можем разделить образец на две части и рассмотреть равновесие правой)

Нагрузки  $\vec{T_1}$  и  $\vec{T_2}$  прикладываются на части поверхности  $S_{\sigma}$  и образуют момент  $M_{\mu\nu}$ , приложенный в точке  $a/2 + l_1$ .

Так как первоначальное состояние равновесия предварительно напряженное, из-за возникающих в процессе напыления и термообработки остаточных напряжений, принцип виртуальных работ запишется в виде:

$$\iiint_{_{0}\Omega} \left( \sigma_{ij}^{*} + {}^{0}\sigma_{ij} \right) \cdot \delta E_{ij} d\Omega = \iiint_{_{0}\Omega} {}^{_{0} \rightarrow} P \cdot \delta \overset{\rightarrow}{v} d\Omega + \int_{S_{\sigma}} \left( \overset{\rightarrow}{T}_{1} + \overset{\rightarrow}{T}_{2} \right) \cdot \delta \overset{\rightarrow}{v} dS , \qquad (5)$$

где  ${}^{0}\vec{P}$  – введенная фиктивная сила, которой соответствуют остаточные напряжения покрытия  ${}^{0}\sigma_{ij}$ , вычисляемые по формуле  ${}^{0}\sigma_{ij} = {}^{0}\sigma^{\mu}_{ij} + {}^{0}\sigma^{t}_{ij}$ , потому как подобные напряжения тяжело рассчитываются аналитически, в основном их находят из эксперимента. В нашем случае эти напряжения – сжимающие. Для решения данного уравнения воспользуемся методом пошагового нагружения с последующей конечноэлементной дискретизацией на базе девятиузлового изопараметрического конечного элемента.

Процесс деформирования представляется в виде последовательных равновесных состояний:  ${}^{0}\Omega$ ,...,  ${}^{k}\Omega$ ,  ${}^{k+1}\Omega$ ,  ${}^{F}\Omega$ .  ${}^{0}\Omega$  и  ${}^{F}\Omega$  – области, занимаемые конструкцией соответственно в начальном и конечном деформированном состоянии, а  ${}^{k}\Omega$  – произвольное промежуточное состояние. Действующая нагрузка достигается последовательным догружением на каждом шаге, причем количество шагов выбирается так, чтобы на каждом из них задача была квазилинейной. При такой постановке задача сводится к отысканию (k + 1) – состояния при уже определенной геометрии и с накопленными напряжениями k -го состояния. В качестве базового уравнения используется уравнение виртуальных мощностей, записанного для (k+1) шага:

$$\iiint_{\Omega_{k+1}} \binom{k+1}{2} \cdot (\delta^{k+1}d) d\Omega = \iiint_{\Omega_{k+1}} \overset{k+1}{f} \circ \overset{\rightarrow}{\delta \upsilon} d\Omega + \iint_{S_{k+1}} \overset{k+1}{f} \cdot \overset{\rightarrow}{\delta \upsilon} dS , \qquad (6)$$

где  $\Omega_{k+1}$  – текущий объем;  $S_{k+1}^{\sigma}$  – часть его поверхности, на которой заданы усилия  $\vec{f}$ ,  $\vec{t}_n$  – векторы массовых и поверхностных сил. Данное уравнение позволяет используя приращения определить меры деформаций на каждом шаге.

В параметры данных уравнении включены нагрузки, температурные и другие факторы, поэтому могут описать реальные экспериментальные результаты образцов с изотермической выдержкой при температуре 1100 °C от 1 до 100 часов, например. И обратно от этого, реально полученные экспериментальные результаты можно выразить через разработанные математические модели, уравнения 1–6, так как включают в себя влияние и температуры и нагрузок.

Сами эксперименты проводились в следующем порядке: образцы выдерживались в печи при 1100 °C от 1 до 100 часов, далее испытывались при 4-х точечном изгибе в упругой (до 400H с разгрузкой), упруго- пластической (до 800H с разгрузкой) и в пластической области деформации (до 1200H с разгрузкой), а также до разрушения покрытия. При этом каждый цикл нагружения мог быть многоразовым, таким образом, получались значения для образцов с различной температурной выдержкой и при разных режимах испытаний: 400, 800, 1200H – свои значения пластической деформации, следовательно выявив характер их накопления можно разработать математическую модель на основе уже известных алгоритмов расчета напряжений в покрытиях.

Данная разработанная математическая модель, в свою очередь, позволяет моделировать на перспективу накопление напряжений в покрытий и прогнозировать расчетный момент его разрушения. Поэтому был разработан способ тарирования напряжений в газотермических покрытиях и их пересчет на эксплуатационное время, режимы нагрузки в составе реальных деталей газотурбинного двигателя.

## Список литературы

- 1. Иноземцев А.А., Сандрацкий В.Л. Газотурбинные двигатели// «Авиадвигатель», г. Пермь, 2006, 1204 с.
- 2. ASTM C158-02 (2007) Standard test methods for strength of glass by flexure (Determination of Modulus of Rupture) [Electronical resource] // ASTM. URL: www.astm.org/Standards/C158.htm
- Beghini M., L. Bertini, F. Frendo Measurement of Coatings' Elastic Properties by Mechanical Methods: Part 1. Consideration on Experimental Errors// Experimental Mechanics, volume 41, No. 4, December, pp. 293-304.
- 4. Beghini M., G. Benamati, L. Bertini, F. Frendo Measurement of Coatings' Elastic Properties by Mechanical Methods: Part 2. Application to Thermal Barrier Coatings// Experimental Mechanics, 2001, vol. 41, No. 4, pp. 305-311.
- 5. Berndt C.C., Kucuk A., Dambra C.G. Influence of plasma spray parameters on behavior of yttrium stabilized zirconium the cracking coatings// Practical failure analysis, 2001.Vol. 1- P. 55-64.

# УЛЬТРАЗВУКОВАЯ КОНТАКТНАЯ ОЧИСТКА ТОПЛИВНОЙ АППАРАТУРЫ ДВИГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ

# Лабецкий В.С.

<sup>1</sup>ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г. Витебск, Республика Беларусь, ita@vitebsk.by

В условиях ремонтного и восстановительного производства прецизионных деталей топливной аппаратуры, основными видами загрязнений, являются эксплуатационные загрязнения, образующиеся на деталях аппаратуры после сгорания топлива (нагара).В частности, на корпусе распылителя форсунки нагарообразование связано с появлением углеродистых отложений в его сопловых отверстиях, что приводит к их полному или частичному закрытию (прекращению подачи топлива). По этой же причине происходит и заклинивание иглы в корпусе распылителя.

Опыт применения ультразвука для интенсификации процесса очистки показал, что использование ультразвуковых колебаний является оправданным и является эффективным при очистке прецизионных деталей. Ультразвуковая очистка связана с кавитационноэрозионным воздействием жидкости на очищаемую поверхность. В связи с тем, углеродистые отложения (нагары) являются кавитационно-стойким видом загрязнений, имеющим прочную механическую и химическую связь с поверхностью очищаемой детали, то для их диспергирования и отделения необходимо применять такие акустические режимы, при которых определяющую роль играет эрозионное воздействие. При этом, с ростом амплитуды колебаний эрозионное воздействие жидкости в зоне, примыкающей к источнику звука, резко усиливается. Известен способ ультразвуковой контактной очистки корпуса распылителя форсунки от технологических загрязнений, с применением доводочных паст [1]. Схема очистки этим способом предусматривает наличие механического контакта источника механических колебаний и технологического объекта. Контактная схема очистки может быть осуществлена с использованием ультразвуковых ванн. При этом очищаемые детали расположены на излучающей поверхности преобразователя. В результате этого, жидкостным механизмам очистки добавляются механические колебания детали, способствующие разрушению и отслоению загрязнений. Кроме того, механические колебания детали позволяют производить очистку внутренних отверстий и полостей, воздействовать на которые внешним акустическим полем загрязнению.

Очевидно, что при непосредственном акустическом контакте излучающей поверхности преобразователя с очищаемой деталью эффективность очистки значительно возрастает. В то же время, по причинам низкой эффективности передачи энергии ультразвука от источника колебаний к детали и слабого эрозионного воздействия на загрязнение, этот способ не позволяет производить очистку деталей от кавитационно-стойких, твердых, нерастворимых соединений, имеющих прочную химическую и механическую связь с поверхностью.

В ИТА НАН Беларуси для очистки деталей от эксплуатационных загрязнений таких, например, как углеродистые отложения (нагары), имеющих прочную механическую и химическую связь с очищаемой поверхностью, разработаны способ и устройство для ультразвуковой контактной очистки внутренних полостей и наружных поверхностей таких деталей.

Сущность этого способа заключается в том, что между колеблющейся поверхностью источника колебаний и изделием возбуждают стохастический виброударный режим механического контактного взаимодействия [2]. В таком режиме существуют частоты, совпадающие с частотами разных форм собственных колебаний (изгибных, продольных и т. п.) изделия, что значительно интенсифицирует процесс его очистки по всей поверхности, включая каналы и отверстия.

Устройство, которое реализует этот способ, предназначено для ультразвуковой контактной очистки сопловых отверстий корпуса распылителя форсунки от нагара [3]. Наряду с этим, устройство позволяет попутно производить рассоединение, заклинивших в процессе эксплуатации, иглы и корпуса распылителя. Конструктивная схема устройства изображена на рис. 1. Рядом показано распределение амплитуды продольных колебаний в акустической системе, состоящей из: ультразвукового преобразователя 1, трансформатора амплитуды продольных колебаний 2, длинноконтурного волновода 3, волноводов стержневого типа 4. Устройство работает следующим образом. На упругие элементы (винтовые цилиндрические пружины) 5, расположенные в держателе 6, устанавливают детали (корпуса распылителя форсунки) 7. Держатель вместе с деталями располагают в моющем растворе 8 на дне ванны 9. Затем акустическую систему (1,2,3,4) перемещают вертикально вниз, приводя в соприкосновение излучающие торцы волноводов стержневого типа 6, с очищаемыми деталями 7.

Получить стохастический виброударный режим между колеблющейся торцевой поверхностью волноводов стержневого типа и деталями, при котором достигается максимальная эффективность процесса очистки, можно подбором характеристик винтовых цилиндрических пружин. Для корпуса распылителя форсунки (двигатель ЯМЗ) путем предварительного расчета установлена жесткость пружины равная 5240 Н/м. Так как частота колебаний (f = 17,5 кГц) ультразвукового преобразователя является постоянной величиной, то для заданной жесткости пружины получить режим, при котором достигается максимальная эффективность процесса очистки можно подбором силы поджатия корпуса распылителя к торцу волновода и амплитуды его колебаний.



**Рис. 1.** Схема устройства для ультразвуковой контактной очистки и расклинивания форсунок: 1 – ультразвуковой преобразователь; 2 – трансформатор амплитуды продольных колебаний; 3 – длинноконтурный волновод; 4 – волноводы стержневого типа; 5 – моющий раствор; 6 – корпус распылителя форсунки; 7 – держатель; 8 – винтовые цилиндрические пружины сжатия; 9 – ванна

В процессе очистки кавитационно-эрозионное воздействие испытывают не только удаляемые поверхностные пленки и загрязнения, но при длительном воздействии могут разрушаться поверхностные слои очищаемого металла. Поэтому для процесса очистки корпуса распылителя была выбрана амплитуда источника колебаний торца волновода  $\xi = 50$  мкм, которая является приемлемой с точки зрения усталостной прочности материала (сталь40Х) волновода и высокой интенсивности эрозионного разрушения загрязнений. Так как, способ и устройство для ультразвуковой очистки предусматривает только механизм кавитационно-эрозионного воздействия на загрязнения, то в качестве моющей среды был выбран обладающий высокой кавитационной способностью 3% водный раствор кальционированной соды.

Очевидно, что при неизменных (постоянных) значениях амплитуды и частоты колебаний, решающее влияние на эффективность процесса очистки будет оказывать усилие поджатия корпуса форсунки к торцу волновода. Для оценки этого влияния были проведены испытания по очистке от эксплуатационных загрязнений, подлежащих ремонту и восстановлению корпусов форсунок, у которых одно и более сопловых отверстий были частично или полностью закрыты (забиты) нагаром. Результаты этих испытаний представлены на рис. 2. кривыми относительного изменения количества очищенных деталей *Ni/No* в зависимости от продолжительности очистки t при различных усилиях прижатия F. При этом каждой точке на кривых соответствует базовое количество No = 80, корпусов распылителей подвергшихся очистке.



**Рис. 2.** Относительное изменение количества очищенных распылителей в зависимости от продолжительности очистки при различных усилиях прижима *F* 

Ход кривых указывает на незначительный рост очищенных деталей Ni в начальный период ( $t \le 30$  сек) очистки. Это обусловлено тем, что в начале процесса в результате эрозионного воздействия очищаются только те детали, отверстия которых частично закрыты. При увеличении продолжительности очистки (t > 30 сек) число очищенных деталей резко возрастает за счет включения в процесс очистки деталей с сильно загрязненными отверстиями. Эффективность процесса значительно возрастает при усилии поджатия F = 5H. Это соответствует режиму, при котором в корпусе распылителя возникают колебания, совпадающие по частоте с собственными колебаниями корпуса. Проверка на стенде для испытания распылителей показала, что при таком режиме все сопловые отверстия за время  $t \le 60$  сек восстанавливаются со 100% гарантией.



**Рис.3.** Относительное изменение количества расклиненных форсунок в зависимости от продолжительности очистки при различных усилиях прижима *F* 

Аналогичные испытания при тех же режимах, что и при очистке сопловых отверстий, проведены по рассоединению, заклинивших в процессе эксплуатации, иглы и корпуса распылителя. На рис.3 представлено относительное изменение количества рассоединенных деталей форсунки *Ni/No* от продолжительности очистки *t*. Здесь также процесс рассоединения происходит наиболее эффективно при заданном усилии поджатия F = 5 H. Однако необходимое время для рассоединения иглы и корпуса распылителя значительно больше и составляет 3 мин. Это обусловлено тем, что очищаемые поверхности являются внутренними, воздействовать на которые внешним акустическим полем невозможно, а это замедляет процесс очистки. В этом случае, источником, возбуждающим колебания в моющей жидкости, будут сами детали.

Технология и оборудование по ультразвуковой контактной очистке корпуса распылителя форсунки внедрены в производство «ОАО» Витебский мотороремонтный завод в технологическом процессе ремонта и восстановления форсунок дизельных двигателей (рис.4).





### Список литературы

- 1. Панов А. П. Ультразвуковая очистка прецизионных деталей.-М.: Машиностроение, 1984, 88 с., ил..
- 2. Способ контактной ультразвуковой очистки изделий. Патент РБ № 6267.
- 3. Устройство для ультразвуковой контактной очистки изделий. Патент РБ №7251.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НОВЫХ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА

### Филиппов М.А., Ягудин Г.А.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н.Ельцина, г. Екатеринбург, Россия <u>filma1936@mail.ru</u>

Для изготовления литых деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания и многократного контактно-ударного нагружения широко используется аустенитная высокоуглеродистая высокомарганцевая сталь 110Г13Л. [1]

Высокомарганцовистые аустенитные стали типа 110Г13Л являются нежелательными в производстве с экологической точки зрения из-за большого выделения в атмосферу окислов марганца при плавке в дуговых электропечах, газо-кислородной резке и сварочных операциях. Другой недостаток сталей этого класса — их низкая исходная твердость, что является причиной расклепываемости рабочих частей отливок, в условиях действия динамических нагрузок. Кроме того, данные стали плохо поддаются механической обработке.

Несмотря на то, что сталь 110Г13Л широко применяется во многих странах и изучение влияния химического состава и термической обработки на эксплуатационные свойства стали посвящено огромное число публикаций, основной химический состав этой стали остался неизменным. Решающую роль в такой стабильности играет широкий интервал содержания основных марочных элементов – углерода и марганца, в пределах которого физико-механические и эксплуатационные свойства стали изменяются несущественно. Этот концентрационный интервал (от 0,9 до 1,4 % углерода и 9–14 % марганца) на порядок превышает допуск содержания элементов в марочном составе любой конструкционной или инструментальной стали. Причина слабой зависимости свойств стали от содержания углерода и марганца в стали 110Г13Л заключается в её структуре стабильного марганцевого аустенита [1–3].

Мартенситные фазы в этой стали обнаружены только в результате больших степеней холодной деформации в количестве около 1 % [4]. Несмотря на низкую исходную твёрдость аустенита после закалки (180–220 НВ), сталь 110Г13Л обладает высокой способностью к деформационному упрочнению и в процессе эксплуатации приобретает твёрдость до 50–55 HRC. Это обусловливает хорошую износостойкость стали в условиях абразивно

Основное достоинство стали 110Г13Л состоит в том, что относительно высокие для аустенита прочностные свойства и износостойкость в условиях абразивного и ударноабразивного изнашивания сочетаются с хорошей пластичностью и ударной вязкостью. Высокий комплекс механических свойств стали достигается вследствие сильно выраженной способности марганцевого аустенита, обладающего низкой энергией дефектов упаковки, к механическому двойникованию и деформационному упрочнению.

Один из наиболее распространённых примеров использования стали 110Г13Л – её применение в технологии измельчения полезных ископаемых. В целом на процессы измельчения приходится 50–70 % общих капитальных и эксплуатационных затрат и наибольшие затраты металла. Основной причиной этой ситуации является доминирование традиционных барабанных шаровых и стержневых мельниц с недостаточно удовлетворительными эффективностью, удельной производительностью, а также повышенным расходом измельчающих тел и футеровок в связи с их низкой эксплуатационной стойкостью в условиях ударно-абразивного изнашивания.

В качестве альтернативных материалов для замены высокомарганцевых аустенитных сталей (в определенных условиях отсутствия сильного абразивного изнашивания и ударных нагрузок) весьма перспективны легированные стали перлитного класса, обладающие хорошей технологичностью при выплавке, литье, ковке, термической и механической обработке. Процесс изготовления отливок и поковок из сталей данного класса не сопровождается выделением экологически вредных веществ.

Несмотря на различия в структуре стали 110Г13Л, представляющей собой деформационно-стабильный аустенит, и сталей перлитного класса, структура которых представляет собой сочетание разных продуктов превращения переохлаждённого аустенита, существует принципиальная возможность замены вторыми первой при отсутствия интенсивных ударных нагрузок. Возможность замены оправдана, если в случае использования сталей перлитного класса выигрыш в себестоимости отливок перекроет почти неизбежную в большинстве случаев потерю эксплуатационной стойкости [3,5–6].

Производство фасонных отливок из углеродистых сталей перлитного класса широко распространено в металлургическом, транспортном, энергетическом, автотракторном, и других отраслях машиностроения [3]. Масса отливок изменяется от нескольких граммов до 200 т и более. Технологический процесс производства отливок состоит из операций разливки стали в песчаные и металлические формы, отрезки литников и прибылей, термической обработки, исправления дефектов.

Из приведённого обзора литературы следует, что несмотря на хорошо изученные особенности формирования структуры при отливке и термической обработке и влияния фазовых и структурных превращений в углеродистых и легированных сталях перлитного класса в широком диапазоне содержания углерода и легирующих элементов на износостойкость при ударно-абразивном изнашивании существуют лишь приблизительные общие рекомендации для их применения в конкретных условиях сочетания ударных и истирающих нагрузок. Поэтому необходим индивидуальный выбор химического состава сталей для отливок бронефутеровочных плит шаровых и стержневых мельниц в зависимости от конструкции, массы отливок и условий их работы в отношении динамических и истирающих воздействий при эксплуатации. В связи с этим цель работы состояла в выборе состава стали перлитного класса для бронефутеровочных плит шаровых и стержневых мельниц и изучения влияния термической обработки на структуру и абразивную износостойкость выбранной стали.

Для промышленных изделий, в частности, износостойких отливок, желательны стали со структурой тонкопластинчатого перлита в отсутствие структурно свободного феррита, с одной стороны и вторичного цементита по границам зёрен, с другой, то выбор состава стали для исследования базировался на основе возрастающей зависимости абразивной износостойкости стали перлитного класса от содержания углерода с ориентировкой на стали околоэвтектоидного состава с 0,7 % С. Структуру тонкопластинчатого перлита в углеродистых сталях можно получить только в условиях близких к изотермическому превращению аустенита. Подобную структуру получают при закалке рельсов в масляной ванне, что фактически является ускоренным охлаждением, при котором превращение аустенита развивается при температурах 520—550 °С, и приводит к формированию в рельсовой стали типа 75Г структуры тонкопластинчатого перлита типа сорбит закалки.

Поскольку толщина бронефутеровочных плит шаровых мельниц обычно довольно значительна и составляет 200–220 мм по гребню отливок, сталь должна быть легирована необходимым, но достаточным количеством легирующих элементов для получения требуемой степени переохлаждения аустенита, желательно без применения охлаждения в масле. Для экономии дефицитных и дорогостоящих ферросплавов, содержащих эти элементы, обычно используют возможности полной или частичной замены в составе сталей таких элементов, как никель и молибден, на более дешёвые – марганец, хром и кремний.

Исходя из этих соображений, химический состав стали, выбранной для исследования, соответствовал марке 70Х2ГСМЛ для получения достаточной «сорбитной прокаливамости». Молибден в количестве до 0,5 % вводится в сталь для повышения устойчивости переохлаждённого аустенита и предотвращения отпускной хрупкости. Из рисунка 1 и таблиц 1, 2 следует, что твёрдость стали 70Х2ГСМЛ по мере повышения температуры отпуска в интервале температур 450–600 °С прогрессивно уменьшается от 42 до 32 HRC, соответственно снижается абразивная износостойкость – потери массы растут от 0,32 до 0,48 г, т.е. абразивная износостойкость стали составляет от 0,83 до 0,52, соответственно по отношению к стали 110Г13Л, износостойкость которой принята за единицу.



Рис. 1. Зависимость изменения твёрдости (HRC, 1),потери массы (ΔМ,г, 2) от температуры отпуска после нормализация 850°С стали 70Х2ГСМЛ

**Таблица 1.** Твёрдость, потери массы и микротвёрдость на поверхности изнашивания (HV<sub>50</sub>) образцов стали 70Х2ГСМЛ после нормализации и отпуска

Термообработка	HRC	Потери массы, $\Delta M$ , г	НV <sub>50</sub> , МПа
Нормализация 850°С	44	0,30	4970
Отпуск 450 °С, 2 часа	42	0,32	4850
Отпуск 500 °С, 2 часа	37	0,36	4740
Отпуск 550 °С, 2 часа	35	0,44	4200
Отпуск 600 °С, 2 часа	32	0,48	4040

**Таблица 2.** Твёрдость, потери массы и микротвёрдость на поверхности изнашивания (HV<sub>50</sub>) образца стали 110Г13Л после закалки 1050 °С в воду

Термообработка НRC		Потери массы, $\Delta$ М,г	HV <sub>50</sub> ,МПа		
Закалка 1050 °C, вода	20	0,25	5500		

Как следует из работ Л.Г. Коршунова, износостойкость сталей определяется не столько их исходной твёрдостью, сколько уровнем эффективной прочности поверхностного слоя, который достигается у данных материалов на рабочей поверхности в процессе абразивного изнашивания. Он зависит от исходной твёрдости материалов и прироста твёрдости их активных слоев за счет наклёпа, происходящего в зоне фрикционного контакта. Несмотря на то, что аустенит стали 110Г13Л с низкой исходной твёрдостью не претерпевает мартенситного превращения при изнашивании, он обладает высокой способно-

стью к фрикционному упрочнению вследствие низкой энергии дефектов упаковки углеродистого марганцевого аустенита и на рабочей поверхности формируется вторичная структура с достаточно высокой микротвёрдостью [7].

Сталь 110Г13Л обладает более высокой износостойкостью, несмотря на более низкую твёрдость в исходном перед испытанием состоянии вследствие формирования более высокого уровня эффективной прочности поверхностного слоя (табл. 1).

Микроструктура стали 110Г13Л представляет собой крупные (1–2 балл) полиэдрические зёрна гомогенного аустенита с тонкими границами в отсутствие заметных выделений нерастворённых карбидов. Таким образом, аустенитная сталь 110Г13Л превосходит сталь перлитного класса 70Х2ГСМЛ по износостойкости при абразивном изнашивании по закреплённому абразиву примерно в 1,2–1,5 раза в зависимости от температуры отпуска после нормализации несмотря на более низкую исходную твёрдость вследствие более высокой способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности в процессе микрорезания и царапания при изнашивании.

Микроструктура образца стали 70Х2ГСМЛ по внешнему виду и микротвёрдости отдельных участков представляет собой в основном объёме сорбит отпуска со средней микротвёрдостью 394 МПа, местами с отдельными включениями дисперсных включений глобулярной формы карбидов (светлые кристаллы на рис. 2). Сталь 70Х2ГСМЛ имеет после нормализации при 850 °С и отпуска при 550 °С, 2 часа, невысокую ударную вязкость ударную вязкость, не превышающую КСU = 30 Дж\см<sup>2</sup>.



**Рис. 2.** Микроструктура стали 70Х2ГСМЛ после нормализации при 850 °C и отпуска при 550 °C, 2 часа, <sup>x</sup> 400

### Заключение

Сталь перлитного класса 70Х2ГСМЛ, после нормализации при 850 °С и отпуска при 550 °С может быть использована для отливки бронефутеровочные плиты шаровых и стержневых мельниц, а также литых деталей, подвергающихся механической обработке и

работающие в условиях абразивного воздействия без значительных ударных нагрузок. Их износостойкость со структурой сорбита отпуска достигает при испытании по закреплённому абразиву 55—60 % от уровня, обеспечиваемого деталями, изготовленными из стали 110Г13Л, однако менее высокая стоимость, технологичность в изготовлении и вопросы экологии могут решить вопрос в пользу применения перлитных сталей.

#### Список литературы

- 1. Давыдов Н.Г., Ситное В.В. Свойства, производство и применение высокомарганцевой стали. М.: Машиностроение, 1996. 232 с.
- 2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 647 с.
- 3. Филиппов М.А., Филиппенков А.А., Плотников Г.Н. Износостойкие стали для отливок. М.: Металлургия, 2009. 358 с.
- 4. Даляева Л.И., Гуляев А.П. Образование мартенсита деформации при наклепе стали 120Г13 // Повышение качества отливок из слали F13JI. Сб. трудов ЦНИИТМАШ № 106. Машгиз, 196.3. С. 193—199.
- 5. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. Структура перлита и конструктивная прочность стали, Новосибирск: Наука, 1993. 280 с.
- 6. Счастливцев В. М., Мирзаев Д.А., Яковлева ИЛ. и др. Перлит в углеродистых сталях. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. 311 с.
- Коршунов Л.Г. Изнашивание металлов при трении // Металловедение и термическая обработка стали / Под ред. М.Л.Бернштейна и А.Г.Рахштадта. М.: Металлургия. 1991. Т.1, кн.2. С. 387–41.

# РАСПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВОК НА ГРАНИЦАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ

## Матвиенко А.Н., Золоторевский Н.Ю.

ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого», Санкт-Петербург, Россия, matvienko\_an@spbstu.ru

#### Введение

Явление фрагментации металлов и сплавов в процессе пластической деформации [1] широко используется для получения ультрамелкозернистых структурных состояний [2]. В то же время, закономерности эволюции фрагментированной структуры не вполне установлены, в частности, из-за методических трудностей, возникающих при изучении границ деформационного происхождения (ДП). При малых деформациях границы ДП – это малоугловые границы, поэтому нетрудно отделить их вклад в общей спектр разориентировок от вклада исходных границ зерен. Однако с ростом деформации постепенно образуются и накапливаются в структуре большеугловые границы (БУГ) ДП. Проблема выделения их вклада в общем спектре – гораздо сложнее, и до сих пор не имела универсального решения [3–4]. В то же время, ее решение актуально для изучения той стадии фрагментации, на которой общая протяженность границ ДП и исходных границ зерен сопоставимы, т.е. при истинных деформациях  $\varepsilon$  от ~1 до 2–3.

В основе подхода, предложенного в настоящей работе, лежит фундаментальная особенность явления фрагментации. Она заключается в том, что эволюция границы ДП (увеличение ее протяженности и пластический разворот прилегающих к ней микрообъемов) обычно сопровождается ответвлением малоугловых границ, которые «уносят» с собой небольшие порции разориентировки. В результате, разориентировка вдоль такой границы может варьироваться от нескольких десятков градусов на одном ее участке до углов порядка 1° на другом. С другой стороны, большинство исходных границ зерен являются БУГ на всем своем протяжении. Это различие исходных границ зерен и границ ДП используется в предложенном методе анализа экспериментальных данных, полученных с помощью дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD).

#### Материал и эксперимент

Исследовали технически чистую медь. В исходном рекристаллизованном состоянии средний размер зерна, определенный методом секущих, составлял 22 мкм. Образцы цилиндрической формы высотой 15 мм деформировали одноосным сжатием на лабораторном комплексе Gleeble-3800 при 20°C и 150°C со скоростью 10 с<sup>-1</sup>. Истинные деформации образцов, определенные по изменению их высоты, составляли 0.90, 1.21 и 1.63. Изучали продольное сечение деформированных образов. Участки, на которых исследовали структуру, располагались примерно на середине высоты образцов. Локальная деформация в этих местах превышала номинальную деформацию примерно на 10%. Принимая во внимание это обстоятельство, степени деформации на исследованных участках считали равными 1, 1.3 и 1.8. Разориентировки определяли на базе данных EBSD, полученных на сканирующем электронном микроскопе Quanta 3D FEG. Для анализа данных использовали расширение MTEX для MatLab.

На рис. 1 показаны гистограммы разориентировок в обычном представлении: относительная доля граничных точек versus угол разориентировки. Видно, что доля большеугловых разориентировок увеличивается с ростом є. Однако из-за того, что значительный вклад в большеугловой пик дают исходные границы зерен, количественно охарактеризовать эволюцию вклада БУГ ДП на базе этих данных затруднительно.



**Рис. 1.** Распределения разориентировок в меди, деформированной при температурах 20°С (*a*, *б*, *в*) и 150°С (*г*, *д*, *e*) для ε = 1 (*a*, *г*), 1.3 (*б*, *д*), 1.8 (*в*, *e*)

### Методика и результаты анализа

В качестве примера выделения вклада исходных границ зерен в общий спектр разориентировок рассмотрим сжатие меди при комнатной температуре,  $\varepsilon \approx 1.3$  (рис. 2). Внутри зерен на ориентационной карте (рис. 2*a*) присутствует множество малоугловых границ, однако можно найти и БУГ ДП. Многие их этих границ не являются замкнутыми, будучи большеугловыми только на отдельных своих сегментах, что, как выше было указано, является характерной особенностью границ ДП. Такие границы можно удалить с ориентационной карты, воспользовавшись функцией выделения «зерен», которая позволяет оставить на карте только замкнутые границы с разориентировкой более  $\theta_{min}$ . В данном случае  $\theta_{min} = 15^{\circ}$ . Дополнительно, чтобы удалить с карты мелкие «зерен», являющиеся фрагментами деформационной структуры, можно использовать функцию удаления «зерен» с размерами меньше заданного  $d_{min}$ . В итоге, подобрав оптимальную величину параметра  $d_{min}$ , получаем карту, показанную на рис. 26. Судя по морфологии структуры, полученной в результате произведенных операций, присутствующие здесь границы в основном являются исходными границами зерен, испытавшими сжатие вдоль вертикальной оси<sup>1</sup>. Соответствующее им распределение разориентировок показано на рис. 2*в*.





**Рис. 2.** a – Ориентационная карта для оси сжатия (вертикальное направление) образца, деформированного до  $\varepsilon = 1.3$  при  $T = 20^{\circ}$ С,  $\delta$  – карта зерен, e – гистограмма разориентировок на границах зерен

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Мы предполагаем, что рекристаллизованный поликристалл имеет полигональную структуру, большинство стыков являются тройными, равновесного вида. Соответственно, если идентифицированное «зерно» на карте не вписывается в эту картину, то оно с большой вероятностью не является исходным зерном. В меди, однако, эта картина осложняется наличием двойников отжига, которые имеют характерную, пластинчатую или игольчатую, форму.

В то же время, на карте остались некоторые фрагменты (помечены как T, D и DT), которые, возможно, имеют деформационное происхождение. В данном случае, с учетом их морфологии и разориентации относительно матрицы, мы заключили, что фрагмент T является по-видимому исходным двойником отжига, испытавшим деформацию, а фрагменты D и DT являются элементами деформационной структуры. Соответственно, вклад последних должен быть удален из спектра разориентировок на границах исходных зерен. Для этого с помощью программных средств МТЕХ выделяли на ориентационной карте области, содержащие границы этих фрагментов, после чего вычитали вклад этих границ из спектра, показанного на рис. 2*в*.

Чтобы проверить, насколько объективной является такая процедура идентификации исходных границ, методом секущих были определены поперечные размеры выделенных зерен вдоль оси сжатия. Полученные значения (средние для двух исследованных температур) затем были сопоставлены с расчетным размером зерна  $d_c$ , который определяется уравнением  $d_c = d_0 e^{-\varepsilon}$ , где  $d_0$  – средний размер зерна до деформации, также полученный методом секущих. На рис. 3 видно, что согласие эксперимента с расчетом – достаточно хорошее.



Рис. 3. Зависимость среднего размера исходного зерна, полученного согласно предложенной процедуре, от деформации (кружки). Линия – теоретическая зависимость

Принципиальным моментом при проведении данного анализа является оперирование не с относительными долями, как на рис. 1, а с величинами протяженности границ. Сначала для выделенных на ориентационной карте границ исходных зерен получаем распределение разориентировок в форме «протяженность границ *versus* угол разориентировки». Затем, после описанной выше коррекции, вычитаем это распределение из полного распределения разориентировок, в результате чего получаем искомое распределение для границ ДП. Чтобы такие распределения, полученные для разных образцов, были сопоставимы, необходимо представить их в форме «удельная протяженность границ *versus* угол разориентировки». Для этого нужно длину границ, выраженную в пикселях (точках ориентационной карты), преобразовать в реальную длину с учетом кусочно-линейного характера границ, как они идентифицируются на ориентационной карте, и с учетом шага сканирования, а затем нормировать эту длину на площадь исследованного участка. Результаты анализа представлены на рис. 4. Видно, что распределения, полученные при одинаковых деформациях, не только качественно подобны, но и близки количественно.



**Рис. 4.** Распределения разориентировок на границах ДП для шести исследованных состояний меди. Температуры и степени деформации указаны на графике

#### Заключение

По результатам настоящей работы можно сделать следующие выводы:

1. В распределениях разориентировок, полученных на основе EBSD анализа образцов меди, деформированной сжатием, удается разделить вклады исходных границ зерен и границ ДП. Показано, что использованный при этом метод анализа ориентационных карт обеспечивает удовлетворительную точность разделения.

2. В интервале степеней деформации 1.3 и 1.8 происходит резкое ускорение в образовании БУГ ДП и увеличении их разориентировки.

3. При температурах 20°С и 150°С эволюция разориентировок на границах ДП происходит практически одинаково.

#### Список литературы

- 1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и вязкое разрушение металлов. Металлургия, 1986. – 231 с.
- 2. T.G. Langdon: Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement// Acta Materialia. 2013. No. 61. Pp. 7035–7059.
- 3. Delannay L., Mishin O.V., Juul Jensen D., Van Houtte P. Quantitative analysis of grain subdivision in cold rolled aluminium// Acta Materialia. 2001. No. 49. Pp. 2441–2451.
- 4. W. He, W. Ma, W. Pantleon, Microstructure of individual grains in cold-rolled aluminium from orientation inhomogeneities resolved by electron backscattering diffraction// Materials Science and Engineering. 2008. Vol A 494. Pp. 21–27.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

## Пережогин В.Ю., Кудря А.В.

# НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия, perevitayr@mail.ru

Сравнение с эталоном (картинкой) – отличительная особенность контроля различных структур в материаловедении, [например, 1]. Однако при оценке роли их неоднородности в разрушении (в масштабах образца или изделия) и для снижения субъективности получаемых результатов необходимы массовые, документированные и быстродействующие измерения структур. Пока не совсем ясно, в какой мере разрабатываемые решения [например, 2–4] являются инвариантными к различным типам структур (рис. 1), отличающихся геометрией своего строения. Это обстоятельство и явилось основанием для постановки настоящей работы.

В качестве объекта исследования были выбраны изображения типичных структур: феррито-перлитной полосчатости в трубной стали, дендритной структуры, серного отпечатка и металлографического изображения неметаллических включений в крупных поковках из улучшаемой стали 38ХНЗМФА, структуры твердого сплава на железной основе [5]. Всё многообразие исследуемых изображений отличается по степени яркости отдельных объектов (в 256 оттенках серого) и их геометрии (размерам, форме, конфигурации элементов структуры). Это определяет, в частности, порядок проведения фильтрации (удаление шумов), выбор процедуры бинаризации (локальная и глобальная – в масштабах отдельных элементов изображения и всего изображения в целом, соответственно), применения процедур дилатации и эрозии.





*а* – зёренная и полосчатая структура;  $\delta$  – дендритная структура твёрдого сплава; *в* – дендритная структура стали; *г* – смешанная структура;  $\delta$  – неметаллические включения; *е* – серный отпечаток

Для сопоставления различных видов бинаризации (метод Оцу, мульти-Оцу, Собразной кривой и локальные методы среднего, Niblack, Bernsen) и фильтрации после них (рис. 2) создавались специальные таблицы (табл. 1) для статистической оценки различий по непараметрическому критерию Колмогорова-Смирнова и с использованием сбалансированной F-меры [6,7].

Неоднородности изображения, не связанные со строением структуры, могут вносить существенный вклад в результаты измерения параметров элементов, например, неоднородность освещения в поле зрения микроскопа. Такого рода неоднородности удаляли вычитанием полинома из исходной матрицы 3D распределения интенсивностей яркости (2-й степени) с построением карты градиента (рис. 2) и статистической оценкой полученных результатов (табл.1).





Рис. 2. Неоднородность освещённости изображения поля зрения: *а* – исходное изображение; *б* – его бинаризация методом среднего; *в* – его бинаризация после выравнивания освещения в кадре; *г* – 3D-распределение интенсивности яркости исходного изображения; *д* – после выравнивания интенсивности яркости

Фильтрацию шумов проводили с использованием процедуры «соль-перец» - удаление мелких шумов внутри объектов при их измерении в целом и, наоборот, выделение этих шумов, если это, например, упрочняющие частицы, для последующего их измерения. Эту процедуру можно автоматизировать с использованием метода секущих (рис. 3, табл. 2).

Измерение чёрных объектов						
Сопоставление результатов измерения по методу	2,006					
секущих (критерий Колмогорова-Смирнова)						
Сопоставление результатов измерения по методу	3,833					
площадей (критерий Колмогорова-Смирнова)						
F-мера, %		85,687				
	до	0,491				
доля черного	после	0,409				

# Таблица 1. Сравнение изображений до и после выравнивания



Рис. 3. Фильтрация шумов с помощью метода «соль-перец». *а* – полосчатая структура после локальной бинаризации; *б* – удаление чёрных шумов; *в* – удаление белых шумов

Таблица 2.	Сравнение	изображений	до и после	удаления	шума
------------	-----------	-------------	------------	----------	------

Измерение чёрных объектов					
Образцы	а-б	б-в	а-в		
Сопоставление результатов измерения по методу секущих (критерий Колмогорова-Смирнова)	3,224	0,695	3,653		
Сопоставление результатов измерения по методу площадей (критерий Колмогорова-Смирнова)	6,035	0,688	6,042		
F-мера, %	89,885	98,935	88,606		

После различных видов бинаризации с/без последующей фильтрации (рис. 4) статистическое сопоставление полученных результатов (табл. 3).

Полученные результаты позволили количественно оценить различия в результатах обработки типичных структур в материаловедении, что существенно при использовании компьютеризированных процедур для объективной ранжировки неоднородности структур.



**Рис. 4.** Массив изображений после разных видов обработки. a – исходное изображение;  $\delta$  – метод среднего; e – фильтрация после метода среднего; e – метод С-образной кривой;  $\partial$  – фильтрация после метода С-образной кривой; e – метод Оцу;  $\mathcal{H}$  – фильтрация после метода Оцу; u – метод Мульти Оцу (3 класса);  $\kappa$  – фильтрация после метода мульти Оцу; n – локальный метод среднего; m – фильтрация после локального метода среднего; H – метод Niblack; o – фильтрация после метода Niblack;  $\pi$  – метод Bernsen; p – фильтрация после метода Bernsen.

	[	1	2	3	4	5	6	7	8	9		10	11	12		13	14
								Метод о	екущих для	белых							
			Локальные		Фильтра	ция после л	окальных		Гло	бальные				Глобаль	ные с филь	трацией	
		среднего	Niblack	Bernsen	среднего	Niblack	Bernsen	среднего	С-образно	й о	цу мул	ьти-Оцу	среднего	С-образ	ной С	Оцу м	иульти-Оцу
Сред	нее, мкм	1,33	1,01	2,08	2,19	1,67	3,21	2,30	2,55	2,	30 :	L,74	3,60	3,72	2	,94	3,20
0	шибка	0,06	0,04	0,12	0,14	0,08	0,25	0,19	0,19	0,	18	0,17	0,29	0,37	0	,23	0,33
Колич	ество, шт.	412	461	316	255	279	203	205	257	23	37	184	119	162	1	175	68
Доля	белого, %	0,59	0,5	0,709	0,637	0,52	0,773	0,542	0,734	0,6	i18 (	,783	0,503	0,768	3 <b>O</b> ,	,603	0,338
[	1-1	1-2	1-3	1-4	1 1-5	1-	6 :	1-7	1-8	1-9	1-10	1-1	1 1	1-12	1-13	1-14	
	0	1,774	2,671	1,994	1,68	5 3,2	2 2	,28 2	,362	2,118	2,813	3,8	23 3	,157	2,841	2,959	<b>x</b>
	1-2	2-2	2-3	2-4	2-5	2-	6 3	2-7	2-8	2-9	2-10	2-1	1 7	2-12	2-13	2-14	0
	91,782	0	4,129	3,369	3,02	4,1	82 3,	114 3	,375	2,939	4,056	4,7	25 4	,331	3,726	3,563	- Å
	1-3	2-3	3-3	3-4	3-5	×	6	3-7	3-8	3-9	3-10	3-1	1 3	3-12	3-13	3-14	÷
	89,840	82,428	0	0,674	1,44	3 1,6	56 1,	333 1	,062	1,324	1,619	2,2	37 1	,826	1,397	1,948	Ξ
	1-4	2-4	3-4	4-4	4-5	4-	6 4	1-7	4-8	4-9	4-10	4-1	1 4	4-12	4-13	4-14	— <del>{</del>
	94.011	86.561	90.53	0	1,00	7 1,4	99 1,	775 0	,821	1,397	3,527	2,3	14 1	.,544	1,322	1,806	ō
	1-5	2-5	3-5	4-5	5-5	5-	6	5-7	5-8	5-9	5-10	5-1	1 !	5-12	5-13	5-14	
	89.97	93.112	83.452	89.928	0	2,4	7 1,	618 1	,552	1,387	3,208	2,8	24 2	,365	2,079	2,349	σ
	1-6	2-6	3-6	4-6	5-6	6-	6 (	5-7	6-8	6-9	6-10	6-1	1 (	5-12	6-13	6-14	
_	85.283	77.888	94.857	89.838	80.38	7 0	1,	890 1	,230	1,877	3,477	1,3	28 (	0,47	0,507	0,923	0
8	1-7	2-7	3-7	4-7	5-7	6-	7 7	-7	7-8	7-9	7-10	7-1	1 1	7-12	7-13	7-14	
a l	81,888	78,671	81,962	86.661	83.26	4 81.7	21	0 1	,227	0,529	1,78	2,3	36 2	,138	1,758	1,626	5
ä	1-8	2-8	3-8	4-8	5-8	6-	8	7-8	8-8	8-9	8-10	8-1	1	8-12	8-13	8-14	ž
e e	85,458	78,905	90,498	89.201	81.46	4 90.8	51 84	926	0	0,988	1,1	2,1	52 1	,336	0,93	1,61	H
	1-9	2-9	3-9	4-9	5-9	6-	9	7-9	8-9	9-9	9-10	9-1	1 9	9-12	9-13	9-14	ŏ
<b>–</b>	85,501	80,882	87,151	89.894	84.73	9 86.9	973 93	450 91	1,391	0	1,627	2,4	46 2	,188	1,508	1,791	
	1-10	2-10	3-10	4-10	5-10	6-1	.0 7	-10 8	3-10	9-10	10-10	10-	1 1	.0-12 3	10-13	40-14	
	83,842	76,833	90,229	71.716	70.6	8 65.4	194 81	794 96	5,780 8	38,204	0	3,6	34 3	,481	3,397	2,354	<u> </u>
	1-11	2-11	3-11	4-11	5-11	6-1	1 7	-11 8	3-11	9-11	10-11	11-	11 ]	2-12	11-13	11-14	₹
	76.808	73.049	77.602	82.816	5 79.01	6 78.2	36 94	.821 81	L.192 8	39.323	83.892	0	1	,208	1,33	1,006	
	1-12	2-12	3-12	4-12	5-12	6-1	2 7	-12 8	3-12	9-12	10-12	11-	12 1	2-12	12-13	12-14	. I I
	82.217	75.683	87.789	86.895	79.18	5 90.1	52 82	.647 96	5.539	88.91	65.856	79.1	72	0	0,881	0,895	🔏
	1-13	2-13	3-13	4-13	5-13	6-1	3 7	-13 8	3-13	9-13	10-13	11-	13 1	2-13	13-13	13-14	Ö
	82.828	78.044	84.932	88.328	83.39	6 85.7	72 92	.864 89	9.635	97.157	76.818	91.0	24 8	7.923	0	0,97	
	1-14	2-14	3-14	4-14	5-14	6-1	4 7	-14 8	3-14	9-14	10-14	11-	14 1	2-14	13-14	14-14	
	59.957	2 57.948	59.886	66.346	63.93	9 60.7	47 76	.542 63	3.019 7	70.592	91.702	80.3	32 6:	1.098	71.853	0	

## Таблица 3. Сопоставление результатов различных видов обработки

# Список литературы

- 1. Сталь на рубеже столетий / Под ред. Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС. 2001. С. 445-543.
- 2. Ping-Sung Liao and Tse-Sheng Chen and Pau-Choo Chung A Fast Algorithm for Multilevel Thresholding 2001, J. Inf. Sci. Eng., №17, pp. 713-727.
- Компьютерное зрение [Электронный ресурс] / Л. Шапиро, Дж. Стокман; пер. с англ. М.: БИНОМ. Лаборатория знаний, 2013. – 752 с.
- 4. Соколовская Э.А. О воспроизводимости результатов измерений структур и изломов с использованием компьютеризированных процедур // Вопросы материаловедения. 2013. № 4 (76). С. 143-153.
- 5. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. Использование компьютеризированных процедур для оценки неоднородности структур твердых сплавов// Металлург, 2016, №12, с.77.
- 6. Sasaki Y. The truth of the F-measure, School of Computer Science, University of Manchester MIB, 131 Princess Street, Manchester, M1 7DN. Version: 26th October, 2007.
- 7. M. Sokolova and G. Lapalme, "A systematic analysis of performance measures for classification tasks," Information Processing and Management, vol. 45, pp. 427–437, 2009.

# НОВЫЕ БИОСОВМЕСТИМЫЕ МАТЕРИАЛЫ ИЗ ПОЛИЛАКТИДА И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

#### Лапуть О.А., Курзина И.А.

Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Россия, г. Томск, olesyalaput@gmail.com

## Введение

Изучение полимерных и композиционных материалов относится к новой и быстро развивающейся области современных исследований, что связано с их широким применением в различных отраслях промышленности [1]. Полимерные материалы на основе лактида нашли мировое применение в медицине благодаря своей биосовместимости и способности разлагаться в живом организме без образования токсичных соединений [2]. Обработка различных материалов ионными пучками является одним из важнейших направлений передовых современных промышленных технологий благодаря широкому диапазону режимов ведения процесса [3, 4]. Научная новизна заключается в разработке способов управления физико-химическими свойствами поверхностей полимеров и композитов для создания новых материалов с заданными свойствами с применением уникального источника ионов MEVVA-V.RU [5]. Актуальной задачей является изучение механизмов химических реакций макромолекул и изменений в надмолекулярных структурах полимеров в приповерхностном слое в условиях ионного облучения. Целью настоящей работы является изучение влияния имплантации ионов серебра при экспозиционных дозах облучения  $1 \cdot 10^{15}$  и  $1 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> на физико-химические свойства полимерных и композиционных материалов.

#### Материалы и методы исследования

Для получения полилактидных образцов очищенный полилактид (ПЛ) измельчали при помощи лабораторной мельницы, а затем подвергали прессованию на гидравлическом прессе ПГР-10 при давлении 100 бар. Для получения образцов гидроксиапатита (ГА) раствор нитрата кальция смешивали с раствором гидрофосфата аммония в соотношении Ca/P = 1,67. Затем реакционную смесь подвергали СВЧ-обработке и отстаиванию при комнатной температуре в течение 48 ч. Осадок отфильтровывали, промывали разбавленным раствором этилового спирта и высушивали до постоянной массы (~20 ч) при 110 °C, подвергали формованию. После прессования (P = 100 бар) таблетки подвергались отжигу при 800°С в течение 4 часов. Композиционные материалы с дисперсным гидроксиапатитом были получены смешением раствора полилактида в хлороформе и порошка ГА при постоянном перемешивании, массовое соотношение компонентов составляло 80/20 и 60/40, соответственно. Полученную суспензию обрабатывали ультразвуком (УЗ), затем осаждали в пятикратном избытке этилового спирта, и полученные волокна высушивали в сушильном шкафу при 40°С. Полученные материалы подвергали механическому измельчению, затем формовали на лабораторном гидравлическом прессе ПГР-10 при давлении 100 бар. Имплантацию ионов серебра проводили на экспериментальном стенде, оснащенном источником ионов MEVVA-V.RU до достижения экспозиционных доз облучения  $1 \cdot 10^{15}$  и  $1 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> при ускоряющем напряжении 20 кВ.

Исследование элементного состава проводили методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на приборе Versa Probe II по площади 500х500 мкм. Определение фазового качественного и количественного состава материалов осуществлено методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре Shimadzu XRD 6000. Концентрация серебра определялась методом эмиссионной спектроскопии микроволновой плазмы на приборе Agilent 4100. В качестве инертного газа использовался азот. Микротвердость измерялась на наноинденторе Nanotest 600 при нагрузке 0,5 мН. Краевой угол смачивания при контакте с водой, глицерином и этиленгликолем измерялся на приборе EasyDrop, Kruss методом лежащей капли. Топографию поверхности изучали методом сканирующей электронной микроскопии на приборе Philips SEM 515.

#### Результаты и обсуждения

На рис. 1 а. б привелены результаты исследования фазового состава образцов методом рентгенофазового анализа (РФА). По данным РФА в исходном образце ПЛ (рис.1, *a*) и после имплантации (рис. 1, б) наблюдаются два отчетливых пика ( $2\theta^{\circ}=16,7600^{\circ}$  и 19,2600°), 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:  $2\theta^{\circ} = 25,8600^{\circ}, 31,7600$  и  $32,1800^{\circ},$  которые соответствуют кристаллографическим плоскостям с индексами [0 0 2], [2 1 1] и [1 1 2]. На дифрактограммах композитов ПЛ/ГА 80/20 присутствуют дифракционные линии характерные как для ПЛ, так и для ГА (20°= 16,5800°, 19,3400°, 32,0400°), 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 ПЛ/ГА 60/40 в исходном состоянии и после облучения ионами серебра также наблюдаются 3 пика (20°=16,4600°, 19,1800°, 31,9800°). После имплантации ионов серебра во всех образцах наблюдается уширение пиков (до 1,6 раз) и уменьшение их интенсивности (до 3,5 раз), свидетельствующее об уменьшении областей когерентного рассеяния (ОКР) для имплантированных образцов, что характерно для мелкодисперсных кристаллитов.



Рис. 1. Дифрактограммы ПЛ, ГА и композитов в исходном состоянии (*a*); после ионной имплантации (б)

На рис. 2 *в* представлены РФЭ-спектры C1s исходных образцов ПЛ и композитов ПЛ/ГА, а также образцов, имплантированных ионами серебра с экспозиционной дозой облучения  $1 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>. Из рисунка 2*a*, в видно, что исходные спектры ПЛ/ГА 80/20 и 60/40 имеют три пика. Энергия связи электронов 1s для первого пика равна ~285 эB, для второго пика ~286,98 эB и для третьего ~289,06 эB. В исходном образце положение и форма линии C1s соответствует справочным данным по энергиям связи углерода с различной координацией в ПЛ (табл. 1) [6]. После имплантации серебра заметно, что энергии связи РФЭС-пиков C1s не изменяются, однако меняется их интенсивность. Наблюдается увеличение содержания метильных групп, при этом пики для связей >C=O и -C-O сгла-

живаются и наблюдается уменьшение интенсивности. Энергия связи электронов 3dуровня Ag соответствует металлическому состоянию Ag<sup>0</sup>. Очевидно, что Ag не образует новых связей со структурными единицами матрицы и находится в металлическом состоянии в приповерхностном слое материала.



**Рис. 2.** РФЭ-спектры: *a* – C1s ПЛ исходный; *б* – C1s ПЛ после имплантации; *в* – Ag3d ПЛ; *г* – C1s ПЛ/ГА 80/20 исходный; *д* – C1s ПЛ/ГА 80/20 после имплантации; *е* – Ag3d ПЛ/ГА 80/20; *ж* – C1s ПЛ/ГА 60/40 исходный, *з* – C1s ПЛ/ГА 60/40 после имплантации; *и* – Ag3d ПЛ/ГА 60/40

Таблица 1. РФЭС данные для чистого полилакти	ида
--	-----

$+\hat{c}H-\hat{c}-\hat{o}+$	C 1s					
-CH-C-0-7# 	1	2	3			
Энергия связи, эВ	285,00	286,98	289,06			

На рис. 3 представлена зависимость массовой доли серебра на поверхности полилактида и композиционных материалов на основе полилактида и гидроксиапатита в соотношениях 80/20 и 60/40 (рис. 3) от экспозиционных доз облучения  $1 \cdot 10^{15}$  и  $1 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>. Как можно заметить, содержание серебра в поверхностном слое образов увеличивается пропорционально повышению экспозиционной дозы облучения. Также показано, что с увеличением содержания гидроксиапатита в составе композита массовая доля внедренного серебра уменьшается: максимальная концентрация Ад наблюдается в образце ПЛ (0,4876%), минимальная – в образце ПЛ/ГА 60/40 (0,00242 %) при облучении с дозой  $1\cdot10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>. Такие различия связаны с отличиями плотностей гидроксиапатита ( $\rho$ =3,16 г/см<sup>3</sup>) и полилактида ( $\rho$ = 1,29 г/см<sup>3</sup>), поэтому концентрация серебра в композитах уменьшается с увеличением доли гидроксиапатита. Массовая доля Ag на поверхности образца ПЛ при экспозиционной дозе облучения  $1\cdot10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> почти в 5 раз превышает массовую долю серебра на поверхности образца ПЛ при экспозиционной дозе облучения  $1\cdot10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>. Содержание серебра в поверхностном слое ПЛ/ГА 80/20 в 10 раз повышается с увеличением дозы. Для образцов ПЛ/ГА 60/40 массовая доля серебра увеличивается с повышением дозы примерно в 35 раз.



**Рис. 3.** Массовая доля серебра при экспозиционных дозах облучения  $1 \cdot 10^{15}$  и  $1 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> в образцах ПЛ и композитах

По данным СЭМ, структура поверхности образцов полилактида после введения ионов серебра становится пористой (рис. 4, *б*), по сравнению с однородной структурой поверхности образцов чистого ПЛ (рис. 4, *a*). Внедрение ионов серебра в поверхностный слой образцов ПЛ/ГА 80/20 и 60/40 приводит к появлению мелких упорядоченных пор.



**Рис. 4.** СЭМ-изображения образцов полилактида: *а* – исходного, *б* – после имплантации ионов серебра с экспозиционной дозой облучения 1·10<sup>16</sup> ион/см<sup>2</sup>

Имплантация ионов серебра оказывает влияние на характеристики смачиваемости поверхности материалов. На рис.5, а показано, что при контакте с водой краевой угол смачивания увеличивается для образцов ПЛ с 67° до 77°, ПЛ/ГА 60/40 с 59° до 67°, ГА с 49° до 89°, ПЛ/ГА 80/20 с 69° до 75°, следовательно, материалы приобретают гидрофобные свойства, что, вероятно, связано с повышением шероховатости поверхности облученных образцов. Для образцов полилактида шероховатость увеличилась с 18,4 нм до 310 нм, для ПЛ/ГА 80/20 с 15,3 нм до 327 нм, для ПЛ/ГА 60/40 с 29,2 нм до 51,9 нм, для гидроксиапатита с 20.7 нм до 59.3 нм (по данным АСМ). При контакте с этиленгликолем и глицерином значения краевого угла облученных образцов меняются незначительно, кроме образцов гидроксиапатита. Важно отметить, что ГА является влаговпитывающим материалом, поэтому значением краевого угла принимали среднее за первые три секунды нанесения капли. В исходном состоянии и после имплантации ГА является олеофобным материалом, краевой угол смачивания глицерином составляет 102°. При смачивании образцов ГА этиленгликолем наблюдается линейная тенденция к уменьшению краевого угла с увеличением дозы облучения с 63° до 37°. Для всех исследуемых образцов полимерных и композиционных материалов общая поверхностная энергия образцов при имплантации ионами серебра уменьшается с увеличением дозы облучения (ПЛ – с 36 мН/м до 27 мН/м, ПЛ/ГА 80/20 - с 33 мН/м до 31 мН/м, ПЛ/ГА 60/40 - с 43 мН/м до 35 мН/м, ГА - с 81 мН/м до 22 мН/м) этот процесс сопровождается ростом дисперсионной и уменьшением полярной компоненты.



Рис. 5. Краевые углы смачивания до и после имплантации образцов ПЛ, ГА и композитов

На рис. 6 представлена зависимость микротвердости облученных полимерных материалов от содержания в них гидроксиапатита.



**Рис. 6.** Зависимости микротвердости образцов ПЛ и композитов от содержания в них гидроксиапатита

Исходная микротвердость гидроксиапатита почти в 8 раз превышает микротвердость исходного полилактида. После имплантации микротвердость композитов остается на уровне чистого полилактида, следовательно, повышение содержания гидроксиапатита не оказывает существенного влияния на изменение микротвердости композитов. При этом после имплантации ионами серебра с экспозиционной дозой 1.10<sup>16</sup>ион/см<sup>2</sup> наблюдается снижение твердости чистого гидроксиапатита с 3,5 ГПа до 2,3 ГПа.

## Заключение

Таким образом, изучено влияние имплантации ионов серебра при экспозиционных дозах облучения  $1 \cdot 10^{15}$  и  $1 \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup> на физико-химические свойства полилактида и композиционных материалов на его основе. Показано, что на дифрактограммах исследуемых образцов после имплантации наблюдается уширение пиков и уменьшение их интенсивности, что свидетельствует об уменьшении размеров кристаллитов и аморфизации поверхности образцов, вследствие разрыва полимерных цепей. Установлено, что внедрение ионов серебра оказывает влияние на смачиваемость поверхности материалов, улучшаются гидрофобные свойства, этот процесс сопровождается уменьшением свободной поверхностной энергии. Микротвердость гидроксиапатита уменьшается с увеличением дозы облучения, что, вероятно, связано с аморфизацией поверхностных слоев. Показано, что в тоже время микротвердость полилактида и композитов после имплантации изменяется пропорционально увеличению экспозиционной дозы облучения и зависит от природы материала. Повышение плотности материала приводит к уменьшению количества серебра внедренного в процессе имплантации в поверхностный слой материала.

# Благодарности

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта РФФИ а 15-08-05496. Данное научное исследование (проект № 8.2.06.2017) выполнено при поддержке Программы повышения конкурентоспособности ТГУ.

# Список литературы

- 1. Bee S.-T., Ratnam C.T., Sin L.T., Tee T.-T., Wong W.-K., Lee J.-X., Effects of electron beam irradiation on the structural properties of polylactic acid/polyethylene blends, Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 334 (2014) 18–27.
- 2. Athanasiou K.A., Niederauer G.G., Agrawal C.M., Sterilization, toxicity, biocompatibility and clinical applications of polylactic acid-polyglycolic acid copolymers, Biomaterials 17 (1996) 93-102.
- 3. Sviridov D. V., Ion implantation in polymers: chemical aspects // Chemical Problems of The Development of New Materials and Technologies. 1, 88-106 (2003).
- 4. Popok V. N. Ion implantation of polymers: formation of nanoparticulate materials // Rev. Adv. Mater. Sci. 2012. vol. 30. P. 1-26.
- 5. Nikolaev A. G., Oks E. M., Savkin K. P., Yushkov G. Yu., Brown I. G. Upgraded vacuum arc ion source for metal ion implantation. // Review of scientific instruments. 2012. V. 83. P. 02A501.
- 6. Beamson G., Briggs D. High resolution XPS of organic polymers// John Wiley & Sons Ltd, Chichester. 1992. P.306.

# ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ОБРАБОТКЕ ХОЛОДОМ

## Озерец Н.Н., Филиппов М.А.

## Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия, <u>ozerets@mail.ru</u>

Проблема борьбы с абразивным изнашиванием часто решается с помощью использования высокоуглеродистых штамповых или валковых сталей, например, стали ледебуритного класса X12МФЛ, а иногда белых износостойких чугунов и наплавочных сплавов. Эффективными материалами в этих условиях служат сплавы с карбидным упрочнением и металлической основой, состоящей из мартенсита с некоторым количеством метастабильного остаточного аустенита [1,2]. К деталям, испытывающим в эксплуатации циклические нагрузки при повышенном переменном давлении в сочетании с интенсивным абразивным воздействием промывочной жидкости, содержащей твёрдые частицы, относятся, например цилиндровые втулки буровых насосов. Срок службы втулок обычно не превышает 100-200 часов вследствие гидроабразивного изнашивания и появления недопустимо больших зазоров в узле трения «втулка-поршень».

Цель работы состояла в изучении влияния температуры нагрева образцов из стали X12МФЛ под закалку на достижение максимальной износостойкости в сочетании с конструктивной прочностью. Варьирование температуры закалки и последующего отпуска стали X12МФЛ позволяет также получить минимальные изменения размеров изделий из этой стали при термообработке [3]. Дополнительные возможности повышения абразивной износостойкости состоят в обработке холодом высокоуглеродистых сталей вследствие прироста количества мартенсита охлаждения.

Из литых трубных заготовок стали X12МФЛ после нормализации и отпуска изготовлены образцы размером  $10 \times 10 \times 25$  мм для изучения микроструктуры и испытаний на абразивное изнашивание. Температуру нагрева образцов под закалку изменяли в широком диапазоне (850÷1170 °C), Выдержка при температуре нагрева составляла 30 мин, охлаждение в масле.

Оценка износостойкости образцов производилась с помощью методики изнашивания по закреплённому абразиву, близкой к методике, описанной в работе [4]. Образцы с площадью рабочей части 10×10 мм совершали возвратно–поступательное движение по шлифовальной бумаге 14А32МН481 (ГОСТ 6456-82) на корундовой основе. Нагрузка на образец составляла 10 кг (удельная нагрузка 1 МПа).

Абразивную износостойкость определяли по результатам двух параллельных испытаний, сравнение результатов производили через относительные единицы:

## $\varepsilon = \Delta M_{\rm P} / \Delta M_{\rm o},$

где  $\varepsilon$  – относительная износостойкость,  $\Delta M_3$  – потеря массы образца-эталона – валковой стали 9Х5МФС после закалки от 900 °С и низкого отпуска (0,4100 г) [1],  $\Delta M_0$  – потеря массы испытуемого образца, которая составляла менее 1 % на пути трения 30 м [2].

Фазовый анализ поверхности образцов после изнашивания определяли методом рентгеноструктурного анализа, упрочнение рабочей поверхности оценивали по приросту микротвердости при нагрузке 0,49 Н.

Исходная структура образцов стали X12МФЛ имеют ячеисто-дендритную структуру, состоящую из аустенитно-карбидной эвтектики в количестве около 25 %, образовавшейся по границам первичных кристаллов аустенита, продуктов диффузионного распада аустенита и вторичных карбидов внутри ячеек (рис. 1).



**Рис. 1.** Микроструктура стали X12МФЛ после закалки от различных температур: a - 1000; 6 - 1100; e - 1170 °C

Повышение температуры нагрева под закалку вызывает постепенное растворение вторичных карбидов  $M_7C_3$  в стали X12MФЛ, и это приводит к увеличению количества остаточного аустенита от 0 до 60 % при  $t_{3ak}$  = 900 и 1170 °C соответственно при этих температурах аустенитизации (рис. 2).

Прогрессирующее по мере повышения  $t_{3a\kappa}$  растворение вторичных карбидов и насыщение твердого раствора углеродом и хромом вызывает снижение твёрдости HRC, сначала незначительное а вследствие увеличения количества остаточного аустенита после нагрева выше 1100 °C – уменьшение твёрдости от 53 HRC (при  $t_{3a\kappa} = 1100$  °C) до 49 HRC (при  $t_{3a\kappa} = 1170$  °C) (рис. 2). Величина твёрдости зависит от соотношения двух основных, противоположно действующих факторов: увеличения количества остаточного аустенита, снижающего твёрдость, с одной стороны, и рост концентрации углерода в мартенсите, с другой. Начиная с температур аустенитизации 1050 °C, первый фактор превалирует, что вызывает снижение твёрдости стали после закалки от 59 HRC (при  $t_{3a\kappa} = 1100$  °C) до 49 HRC при температуре нагрева под закалку 1170 °C (рис. 2). Однако все структурные изменения происходят внутри ячеек – видно уменьшение количества вторичных карбидов и появление участков остаточного аустенита, в то время как размер ячеек, окружённых эвтектикой, остаётся неизменным, составляя 20–30 мкм.

Насыщение аустенита углеродом и легирующими элементами приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита, снижению критической скорости закалки и, как следствие, увеличению прокаливаемости.

Результаты испытаний образцов стали X12МФЛ на абразивное изнашивание после закалки от различных температур представлены в табл. 1 и на рис. 2. В противоположность твёрдости, износостойкость возрастает при повышении температуры нагрева под закалку, особенно заметное, начиная с 1100 °C.



Рис. 2. Зависимость количества остаточного аустенита, твёрдости и относительной абразивной износостойкости от температуры нагрева под закалку стали X12MΦЛ: 1 – твердость (HRC); 2 – количество остаточного аустенита (γ<sub>ост</sub>, %); 3 – относительная износостойкость (ε)

Отмеченные особенности влияния  $t_{3ak}$  на износостойкость стали X12МФЛ подтверждают литературные данные о положительной роли метастабильного остаточного аустенита определенного состава по отношению к деформационному мартенситному превращению в обеспечении высокой абразивной износостойкости [1]. Рост износостойкости обусловлен увеличением количества деформационного  $\alpha$ -мартенсита за счёт превращения в мартенсит до 50 % остаточного аустенита с высоким содержанием углерода на поверхности износа по мере повышения  $t_{3ak}$  и увеличением способности остаточного аустенита к фрикционному упрочнению (табл. 1). Наибольшая износостойкость стали X12МФЛ обеспечивается после закалки от 1170 °С. Данные рис. 2 и табл. 1 указывают на корреляцию между максимальными значениями относительной износостойкости и микротвердости рабочей поверхности после изнашивания [5]. Эффективная микротвёрдость служит комплексной характеристикой прочности поверхностного слоя материала, учитывающей, наряду с исходной твёрдостью, упрочнение, вносимое фазовыми превращениями в процессе изнашивания, и деформационное упрочнение присутствующих и вновь образующихся фаз, в частности упрочнение от образования мартенсита деформации.

Режим термообработки	Потери массы, $\Delta M$ , г	HRC	3	Н <sub>пов</sub> ., ГПа
Закалка с 900 <sup>0</sup> С	0,2355	59	1,7	10.5
Закалка с 1000 <sup>0</sup> С	0,1424	61,5	2,8	11,1
Закалка с 1100 <sup>0</sup> С	0,1366	63	3,0	12,0
Закалка с 1170 <sup>0</sup> С	0,0978	49	4,1	12,2

Таблица 1. Результаты испытаний образцов стали X12МФЛ на абразивное изнашивание после закалки в масло от разных температур

Роль  $HV_{3\phi\phi}$  в обеспечении износостойкости видна на примере закалённой от 1170 °C стали X12МФЛ: после закалки она имеет минимальную исходную твёрдость, однако обладают наибольшим сопротивлением абразивному изнашиванию (табл. 1). Это связано с высокой способностью метастабильного остаточного аустенита к деформационному упрочнению, которое определяется по приросту микротвёрдости рабочей поверхности образцов, соответствующему ~ 500 HV<sub>50</sub>.

В сталях со структурой мартенсита энергия внешнего воздействия от вдавливания и движения абразивных частиц расходуется на упруго-пластическую деформацию кристал-

лов, повышение плотности дислокаций до критической величины и образование микротрещин с последующим их развитием и разрушение по механизмам царапания и микрорезания. В стали со структурой метастабильного аустенита часть энергии внешнего воздействия от внедрения абразивных частиц рассеивается в результате фазового перехода – развития процесса деформационного мартенситного превращения. Образование дисперсных кристаллов мартенсита деформации по сдвиговому механизму сопровождается релаксацией микронапряжений в момент превращения (микро-трип-эффект), а в результате  $\gamma \rightarrow \alpha_{\rm M}$  перехода обеспечивается высокая прочность рабочей поверхности сталей и работоспособность их в условиях абразивного изнашивания [6].

С позиций синергетического подхода метастабильный аустенит в наибольшей степени среди других структурных составляющих обладает свойствами динамических структур: адаптации, самовоспроизведения, изменчивости, отбора наиболее устойчивой структуры, способности к упрочнению [7].

Альтернативным методом регулирования соотношения мартенсита охлаждения и остаточного аустенита, начальной твёрдости и износостойкости сталей служит обработка холодом после высокотемпературной закалки, в результате применения которой можно получить дополнительное количество высокоуглеродистого мартенсита охлаждения и повысить начальную твёрдость, сохранив некоторое количество метастабильного остаточного аустенита.

Обработка холодом образцов стали X12МФЛ с большим количеством остаточного аустенита проводилась в 2 этапа:

- 1) закалка после нагрева при температуре 1170 °С в течение 20 мин, охлаждение в масле;
- охлаждение в охлаждающей среде камеры криостата с выдержкой при заданной температуре в течение 20 мин, отогрев до комнатной температуры, низкий отпуск при температуре 200 °C в течение 2 ч.

По изменению твердости в зависимости от температуры охлаждения можно утверждать, что мартенситное превращение заканчивается в основном при охлаждении до минус 70 °C (при понижении температуры от комнатной до минус 70 °C) твердость стремительно растет, а при дальнейшем охлаждении до температуры жидкого азота значения твердости остаются практически неизменными (табл. 2) с получением мартенсита с повышенной концентрацией углерода и хрома. Медленный отогрев до комнатной температуры не изменяет твёрдости и количества мартенсита.

Соотношение мартенсита охлаждения, обогащенного углеродом и хромом, и остаточного аустенита определяли рентгеновским методом. Из рентгеновских дифрактограмм (рис. 3) видно, что увеличивается содержание мартенсита охлаждения до 80 % с сохранением доли остаточного аустенита до 20 %. Брэгговские пики мартенсита более широкие чем, пики аустенита. Одной из причин уширения пиков является рост микродеформаций в материале. В исследованных полифазных образцах обработка холодом приводит к неравноценному росту микродеформаций в различных фазах. В мартенсите микродеформации нарастают более интенсивно, чем в аустените.

N⁰	Марка	Режим термической обработки	Твердость после тер- мической обработки	Твердость после термической обра- ботки + обработки холодом (-70 °C)	Твердость после термической обра- ботки + обработки холодом (–196 <sup>0</sup> С)
1	Х12МФЛ	Закалка 1170 <sup>0</sup> С	42	62	63
2	Х12МФЛ	Закалка 1100 <sup>0</sup> С	56	58	58

Таблица 2. Изменение твердости стали X12МФЛ в зависимости от температуры охлаждения, HRC



**Рис. 3.** Рентгеновские дифрактограммы образцов стали X12МФЛ после закалки от 1170  $^{0}$ С (*a*) и обработки холодом –70  $^{0}$ С (*б*)

Такой фазовый состав обеспечивает дополнительное повышение абразивной износостойкости на 25 % по сравнению с аналогичной закалкой без обработки холодом, т.к. дополнительные порции высокоуглеродистого мартенсита охлаждения создают повышенную начальную твёрдость и сжимающие напряжения на рабочей поверхности, и стимулируют полное  $\gamma \rightarrow \alpha_{\rm M}$  превращение. Сохранение в матрице стали X12МФЛ остаточного аустенита, по-видимому, положительно влияет на вязкость стали [8].

# Выводы

- 1. Мартенситная структура стали X12МФЛ, полученная при закалке от нормальных температур (850–1000 <sup>0</sup>C), обеспечивает высокую твёрдость (61–64 HRC), однако при этом не достигается максимальная износостойкость в условиях абразивного изнашивания.
- 2. Повышение температуры закалки стали X12MЛ до 1170 <sup>0</sup>C вызывает прогрессирующее снижение исходной твёрдости (до 49 HRC) в связи с растворением части карбидов и соответствующим увеличением количества остаточного аустенита (до 60 %), однако это сопровождается значительным ростом износостойкости при абразивном изнашивании. Это обусловлено сохранением в этой стали после закалки от высоких температур эвтектических карбидов и значительным количеством образующегося в процессе абразивного изнашивания мартенсита деформации в металлической основе
- 3. Остаточный аустенит, получаемый в результате высокотемпературной закалки (от 1100–1170 °C), в стали Х12МФЛ метастабилен и превращается в мартенсит деформации в процессе изнашивания, что придаёт стали максимальную износостойкость вследствие обеспечения высокой способности к фрикционному упрочнению рабочей поверхности.
- 4. Определен оптимальный интервал температуры нагрева под закалку с точки зрения достижения высокой износостойкости, который составляет 1100÷1150 <sup>0</sup>C. Дальнейшее повышение температуры закалки выше 1150 <sup>0</sup>C нецелесообразно ввиду чрезмерного роста величины зерна.
- 5. Обработка холодом стали X12МФЛ после высокотемпературной закалки с охлаждением до -70 °C в течение 20 мин и низкого отпуска при температуре 200 °C в течение 2 час позволяет дополнительно повысить абразивную износостойкость на 25 % за счёт образования 15 % высокоуглеродисто-хромистого мартенсита охлаждения и повышения начальной твёрдости до 60 HRC с сохранением 20 % остаточного метастабильного аустенита и карбидов.

## Список литературы

- 1. Структура и износостойкость валковых сталей с 5 % хрома / Гервасьев М.А., Худорожкова Ю.В., Филиппов М.А. // МиТОМ. 2010. № 10. С. 16-20.
- 2. Влияние температуры закалки на фазовый состав, структуру и износостойкость стали 150ХНМ / Филиппов М.А., Гервасьев М.А., Худорожкова Ю.В., Легчило В.В // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2013. № 11. С. 14-16.
- 3. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия. 1986, 544 с.
- 4. Хрущев М.М., Бабичев М.А. Абразивное изнашивание. М.: Наука, 1970. 252 с.
- Коршунов Л.Г. Изнашивание металлов при трении // Металловедение и термическая обработка стали / Под ред. М.Л. Бернштейна и А.Г. Рахштадта. М.: Металлургия, 1991. Т. 1, кн. 2. С. 387 – 413.
- 6. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. М.: Металлургия, 1988 257 с.
- 7. Синергетика в металловедении / Иванова В.С. // МиТОМ. 2005, № 2. С. 12-19.
- 8. Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: Металлургия, 1977. 490 с.

# ФАКТОРЫ РИСКА ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ТЕХНИКИ

# Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В.

# НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия, tanya060592@gmail.com

Решение проблемы преждевременного разрушения покрытий из твердых сплавов для сельскохозяйственной техники, при обеспечении высокого уровня их износостойкости, возможно только на основе глубокого понимания природы прочности, износостойкости и сопротивляемости разрушению существующих твердых сплавов, механизмов разрушения наблюдаемых в них разнородных структур.

С этой целью в работе исследовались твердые сплавы на основе железа типа ПГ-ФБХ-6-2 с различными добавками, такими как 2,5%Al и 30%WC+2%Al (далее сплавы 1, 2 и 3, соответственно) (табл. 1). Неоднородность их структур получила своё отражение в строении изломов (рис. 1).

Таблица 1. Химический состав исследуемых	к твердых сплавов	, массовые доли, %
--	-------------------	--------------------

Сплав	Марка	Fe	С	Cr	Si	Mn	В	Al	Другие
1	ПГ-ФБХ-6-2		4,5	36,7	2,3	1,7	1,4	-	_
2	ПГ-ФБХ-6-2+2,5%Al	основа	4,4	35,8	2,2	1,7	1,4	2,5	_
3	ΠΓ-ΦБХ-6-2+30%WC + 2%Al		3,1	25,0	1,6	1,2	1,0	2,0	WC(30%)

Структуры исследуемых наплавок отличались разнообразием своего строения. Это характерно для данной группы сплавов [например, 1,2]. Наблюдаемая взаимосвязь между строением структур и изломов твердых сплавов отражает роль неоднородности структур в формировании различной способности сплавов сопротивляться преждевременному разрушению, что определяет с одной стороны практический интерес к изучению механизмов разрушения разнородных структур, а с другой, подтверждает необходимость измерения их неоднородности.



**Рис. 1.** Пример структур твердых сплавов при увеличении х500 (*a*, *б*, *в*) и их изломов при увеличении х500 (*c*, *d*, *e*). *a*, *c* – сплав 1; *б*, *d* – сплав 2; *в*, *e* – сплав 3

Количественной оценке геометрии изображений структур и изломов, предшествовала их бинаризация – преобразование из 256 оттенков серого в матрицу «1–0», где 1 – (белый) объект, 2 – фон, с порогом бинаризации, определённым по перегибу на С-образной кривой [3]; фильтрацию бинаризированных изображений (удаление шумов). Далее измеряли геометрические параметры изображений (площадь, периметр, анизотропия, преимущественная ориентировка на плоскости шлифа, плотность и объемная доля) и проводили их статистическую обработку (табл. 2).

Параметр геометрии структуры	Сплав		
	1	2	3
Объемная доля белых объектов, %	47,3	39,5	40,2
Средняя площадь белых объектов, мкм <sup>2</sup>	6,7±0,9	9,5±1,1	168,4±40,2
Плотность, шт/мкм <sup>2</sup>	0,07	0,04	0,003
Анизотропия белых объектов	2,1±0,02	2,1±0,02	2,1±0,1
Средний периметр белых объектов, мкм	9,5±0,7	16,8±1,4	51,5±9,3
Преимущественная ориентировка, град	0 - 45	45 - 90	-9045

Таблица 2. Результаты измерения геометрических параметров структур (белых объектов) твердосплавных покрытий исследуемых сплавов

При сопоставлении выборок результатов измерений строения структур твёрдых сплавов следует иметь в виду, что распределение значений параметров их геометрии (например, анизотропии белой составляющей на бинаризированном изображении) имеет ярко выраженный асимметричный характер (рис. 2). Следовательно, использование средних значений для сравнения различных выборок нежелательно.


**Рис. 2.** Пример распределения элементов структуры (белых объектов) по их площадям и величине анизотропии, сплав 1. *а* – для значений площадей по числу измерений; *б* – по объемной доле; *в* – для величины анизотропии по числу измерений

В этой связи использовался непараметрический критерий согласия Колмогорова-Смирнова [4] (табл. 3).

Таблица 3	Статистика	различий р	езультатов	измерения	площади и	и анизотропии	и белых	объектов в
	структуре	гвердых спл	авов при у	ровне значи	имости α =	$0,05 (D \sqrt{n_{\text{табл}}})$	=1,36)	

Сплар	$D\sqrt{n}$			
Сплав	для значений площадей	для величины анизотропии		
1–2	14,7	1,4		
1–3	5,6	7,1		
2–3	5,2	7,1		

Из полученных оценок следует, насколько важно учитывать природу распределения измеряемых объектов при выборе корректных статистических процедур для сопоставления различных результатов (выборок). Видно, что при визуальном сходстве вида гистограмм они различаются значимо, следовательно, исследуемые объекты имеют различную природу.

Различие в морфологии структур нашло свое отражение в строении изломов не только при качественном анализе, но и при количественных оценках. В изломах (при помощи компьютеризированных процедур) были выделены фрагменты квазивязкой составляющей (так называемые «мосты») – вязкие перемычки, разделяющие участки хрупкого разрушения в изломе, фактор повышающий сопротивляемость разрушению твердых сплавов (рис. 3).



**Рис. 3.** Изображения изломов твёрдых сплавов при увеличении х500 (*a*, *б*, *в*) и выделенные «мосты» на них (*г*, *д*, *е*). *а*, *г* – сплав 1; *б*, *д* – сплав 2; *в*, *е* – сплав 3

Различие в объемной доле «мостов» характеризует уровень сопротивляемости разрушению твердых сплавов (табл. 4).

Таблица 4. Соотношение доли перемычек в изломах	(«мостов»	) твёрдых сплавов
---	-----------	-------------------

Сплав	Объемная доля, занимаемая «мостами» в изломе, %
1	8,8
2	9,5
3	12,8

Важным оказалось то, что ряд параметров структуры (например, объемная доля и средняя площадь структурных составляющих) оказался взаимосвязан с объемной долей, занимаемой «мостами» на 2D-изображении излома (рис. 4).



**Рис. 4.** Взаимосвязь параметров структуры с морфологией изломов (объемной долей «мостов») твердых сплавов. *а* – для средних площадей структурных составляющих; *б* – для объемной доли структурных составляющих

Это означает, что сопротивляемость твердых сплавов преждевременному разрушению зависит от морфологии их структур.

Для оценки неоднородности строения структур, был также использован метод построения полиэдров Вороного (рис. 5) [5–7].



**Рис. 5.** Полиэдры Вороного твердых сплавов *а* – сплав 1; *б* – сплав 2; *в* – сплав 3

Статистика полиэдров включала в себя гистограммы распределения площадей полиэдров и числа их соседей (сплавы 1 и 2) (рис. 6).





**Рис. 6.** Распределения площадей полиэдров Вороного и числа их соседей для сплавов 1 и 2. *а* – площади полиэдров Вороного; *б* – число их соседей

Это позволило, в частности, объективно выделить разреженные области и «гнёзда» (скопления) однородных элементов изображения, размер и кучность которых определяют сопротивление малым пластическим деформациям и разрушению.

Полученные результаты выявили ряд закономерностей в строении структур и изломов твердых сплавов, влиянии неоднородности геометрии структурных составляющих и их конфигурации на деформацию и разрушение. Показано, что легирование Al и WC изменяют морфологию как структур, так и изломов. Алюминий и карбид вольфрама понижают дисперсность и как следствие увеличивают размеры упрочняющей фазы (карбиды, дендриты и др.), также после их добавления в сплав ПГ-ФБХ-6-2 структура сплавов стала более однородна по всей толщине покрытия. Нельзя не отметить что 2,5 %Al незначительно увеличили долю квазивязкой составляющей на поверхности разрушения (с 8,8% до 9,5%), в то время как 30 % WC + 2 %Al увеличили долю «мостов» практически в 1,5 раза.

Это было положено в основу при разработке новых твёрдых сплавов с высоким уровнем износостойкости и малым риском преждевременного разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках Соглашения № 14.578.21.0129 о предоставлении субсидии для финансового обеспечения (возмещения) затрат, связанных с выполнением ПНИЭР по теме: «Разработка импортозамещающих твердых сплавов с повышенными износными и технологическими характеристиками для упрочнения быстроизнашиваемых деталей сельхозмашин, эксплуатирующихся в абразивной среде». Уникальный идентификатор ПНИЭР RFMEFI57815X0129.

#### Список литературы

- 1. Шеенко И.Н. Современные наплавочные материалы /И.Н. Шеенко, В.Д. Орешкин, Ю.Д. Репкин. К.: Наукова думка. 1970. 240 с.
- 2. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой М.: Колос, 1993, 195 с.
- 3. Соколовская Э.А. // Вопросы материаловедения. -2013. -№ 4 (76). -С. 143-153.
- 4. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Пережогин В.Ю., Ахмедова Т.Ш., Васильев С.Г. Использование компьютеризированных процедур для оценки неоднородности структур твёрдых сплавов // Металлург. 2016. №12. С. 77-80.
- 5. Энциклопедия по машиностроению. Полиэдры Вороного. Режим доступа к ст.: <u>http://mash-xxl.info/info/116751/</u>
- 6. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов, 3-е изд. М. МИСиС, 1998. 145с.
- 7. Сталь на рубеже столетий./ Под ред. Ю.С. Карабасова. М.: МИСиС. 2001. 664 с.

## ОБ УЧАСТИИ НАНОЧАСТИЦ SIO<sub>2</sub> В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ ОКСИДНОГО СЛОЯ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ

## Боргардт Е.Д.<sup>1</sup>, Криштал М.М.

Тольяттинский Государственный университет, Тольятти, Россия, <u>euletech13@gmail.com</u>

#### 1. Введение

На сегодняшний день алюминиевые сплавы находят всё большее применение в машиностроении. Несмотря на выдающиеся массогабаритные показатели изделий из алюминия, его использование в ряде областей невозможно по причине низких механических поверхностных качеств изделий. Наиболее перспективной технологией поверхностной модификации изделий из легких сплавов является технология плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО). При этой обработке на поверхности металла происходит процесс окисления под воздействием поверхностных микродуг, в результате чего на поверхности образуется оксидный слой обрабатываемого металла [1]. ПЭО позволяет получать многофункциональные слои, обладающие уникальным комплексом свойств: сопротивление коррозии, износостойкость, теплостойкость, электрическая изоляция.

Проблемы ПЭО – высокое энергопотребление и не всегда стабильное качество слоев. Одним из наиболее перспективных и малоизученных путей повышения эффективности ПЭО и качества получаемых оксидных слоев является добавка наноразмерных, частиц в электролит [2,3]. Это относительно новое направление развитие технологии, однако механизмы этого процесса до конца не выявлены.

Известно, что силикатные электролиты при ПЭО используются широко, влияние растворов силикатов положительно сказывается на качестве покрытий в узком диапазоне концентраций [2,3], но до конца механизм этого влияния не выявлен. Поэтому исследование добавки наночастиц SiO<sub>2</sub> является актуальным.

Поведение частиц диоксида кремния исследователями условно разбивается на «реакционное» и «инертное», то есть позволяющее и не позволяющее образовывать в составе слоя новые кремнийсодержащие вещества [4]. Поэтому целью работы является выявление механизма взаимодействия наночастиц диоксида кремния с растущим оксидным слоем. Гипотеза работы – при введении в электролит происходит осаждение наночастиц на поверхности и заполнение ими дефектов оксидного слоя. При этом частицы остаются на поверхности практически в исходном состоянии.

#### 2. Методика эксперимента

#### Методика получения оксидных слоев

Для эксперимента по влиянию частиц на алюминии был технически чистого алюминий (чистота более чем 99%) – А7Е. Данный выбор был обусловлен целью исключить влияние компонентов и примесей, входящих в состав сплава, на формируемый оксидный слой. Это позволило в дальнейшем выявить эффекты, оказываемые на слой компонентами электролита.

Электролит, в котором проводились эксперименты, представлял собой щелочнофосфатный раствор на основе гидроокиси калия КОН (ГОСТ 9285-78) и двузамещённого фосфорнокислого натрия Na<sub>2</sub>HPO<sub>4</sub>·12H<sub>2</sub>O (ГОСТ 4172–76, марка Ч).

ПЭО проводили в анодно-катодном режиме с частотой тока 50 Гц в течение 240 минут, плотность формовочного тока устанавливалась 12 А/дм<sup>2</sup> и поддерживалась постоянной на протяжении процесса. Соотношение действующих токов катодного и анодного полупериодов – 1,0±0,05. Температура электролита во время ПЭО поддерживалась постоянной и составляла 287±1K.

Были получены 4 образца: образец без добавок в электролит и три образца с добавками в концентрации 3 г/л порошка диоксида кремния SiO<sub>2</sub> со средним размером частиц 25, 35 и 50 нм.

#### Методика исследования оксидных слоев

Макроструктура и элементный состав оксидного слоя исследовались методами электронной сканирующей микроскопии при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Carl Zeiss Sigma 02-09 на поперечных шлифах.

Также элементный состав исследовался рентгенофлуоресцентной спектроскопией с помощью спектрометра Shimadzu EDX-8000.

Структур слоя также исследовалась ACM ACM NT-MDT NEXT.

Фазовый состав был исследован на рентгеновском дифрактометре Shimadzu Maxima XRD-7000.

#### 3. Результаты экспериментов и их анализ

В результате анализа дифрактометром состава слоев не было выявлено кристаллических кремнийсодержащих фаз.

Для качественного анализа характера распределения вещества наночастиц в составе слоя использованы карты распределения элементов. На рисунке 2 показаны СЭМ изображение и распределение кремния.



**Рис. 1.** СЭМ-изображение (*a*) и карта распределения кремния в поперечном сечении оксидного слоя с добавкой 3 г/л нано-SiO<sub>2</sub> 50 нм (*б*)

Для получения количественных оценок проведен анализ элементного состава по следующей методике:

1) поперёк слоя выбирались зоны сканирования размером порядка 1–2 мкм в которых собирались спектры (рис. 1);

2) в каждой зоне оценивалось содержание следующих элементов: O, Al, Si, P, Na;

3) по расположению зон сканирования строилось линейное распределение элементов поперёк слоя в массовых процентах.

Для 3–5 линий сканирования н каждом образце определялись концентрции элементо и строились в зависимости от приведённой координаты. Относительная координата точки б при построении считалась как отношение координаты точки (мкм) ко всей толщине слоя. График распределения элементов приведен на рисунке 5

Количественный элементный состав также определяли методом рентгенофлуоресцентного анализа. Показана сходимость результатов, полученных разными приборами, что подтверждает достоверность результатов.

Макроструктура исследовалась на предмет концентрации дефектов следующим образом:

1) СЭМ изображение поперечной структуры разбивалось по таблице 7х8 ячеек (рис. 2, б)

2) Для нескольких участков на каждом образце, с помощью специализированного металлографического анализатора изображений Thixomet pro определялись значения относительной площади дефектов оксидного слоя D. Строились зависимости D от приведённой координаты слоя  $\delta$ . Экспериментальные точки аппроксимировались сплайном.

На рисунке 3 для примера показано распределение кремния и относительной площади дефектов в оксидном слое.



**Рис. 2.** *а* – Схема сканирования при РСМА поперечного шлифа оксидного слоя; *б* – схема анализа изображения поперечного сечения оксидного слоя.



Рис. 3. Зависимость относительной площади дефектов от приведённой координаты

Полученные данные позволили выявить взаимосвязь концентрации дефектов поперечной макроструктуры и концентрации кремния в оксидном слое. Для этого значения концентрации кремния, полученные по сплайн-аппроксимациям концентрационных кривых, строились в зависимости от соответствующих значений *D* в полулогарифмических координатах для каждого образца (рис. 7). Полученные зависимости аппроксимировались с помощью алгоритма Левенберга–Маркварда. Аппроксимирующая функция имеет вид

$$y = Ae^{kx}$$

где *у* – концентрация кремния (% масс.), *x* – относительная площадь дефектов оксидного слоя, *A*, *k* – константы.

В результате найдены зависимости концентрации кремния в оксидном слое от относительной площади дефектов для образцов, сформированных в электролитах с наночастицами трех исследованных дисперсностей (25, 35 и 50 нм) (рис.4).

Полученная взаимосвязь свидетельствует том, что при добавке наночастиц в электролит, концентрация кремния в основном определяется количеством дефектов слоя. Однако нелинейный характер взаимосвязи говорит о том, что на концентрацию кремния в оксидном слое влияет ещё дополнительный фактор. Вероятнее всего адсорбция кремния в поверхность слоя зависит от стадии процесса, так как по ходу процесса МДО изменяется соотношение концентраций кремния на поверхности и в электролите. Тем не менее, данным экспериментом показана взаимосвязь относительной поверхности дефектов и концентрации кремния в оксидном слое. То есть этим подтверждается гипотеза о внедрении наночастиц в дефекты оксидного слоя и распределения их по поверхности слоя.



**Рис. 4.** Зависимости концентрации кремния в оксидном слое от относительной площади дефектов для образцов, сформированных в электролитах с наночастицами трех исследованных дисперсностей

Подтверждением этого служит дополнительный анализ, проведённый с помощью ACM и СЭМ. С помощью ACM показано внедрение наноразмерных включений и их конгломератов в верхнюю часть оксидного слоя. С помощью СЭМ обнаружены наноразмерные включения в структуру OC. (рис. 5 a,  $\delta$ ).



**Рис. 5.** Внедрение наноразмерных включений и конгломератов в ОС, показанное при помощи ACM (*a*) и СЭМ (*б*)

## 4. Выводы

1. Кремний сконцентрирован в наружной дефектной зоне оксидного слоя. Концентрация кремния в оксидном слое нелинейно зависит от размера наночастиц. Максимальная концентрация наблюдается для минимальной дисперсности наночастиц.

2. Концентрация кремния в оксидном слое прямо пропорциональна концентрации наночастиц в электролите.

3. Характер внедрения вещества наночастиц в оксидный слой заключается адсорбции их на поверхности оксидного слоя и заполнении дефектов.

4. Кремний концентрируется на поверхности оксидного слоя и внедряется в матрицу оксида на глубину 1–3 мкм. Глубина внедрения кремния зависит от размеров наночастиц. Концентрация кремния в матрице оксида спадает экспоненциально при удалении от поверхности оксидного слоя.

5. Для образцов, полученных в электролитах с наночастицами, обнаружены наноразмерные шарообразные включения и их конгломераты в поперечной структуре оксидного слоя преимущественно в наружной его части. Такие же включения обнаружены в поверхностной структуре оксидного слоя. Размеры включений и конгломератов соответствуют дисперсности добавляемых наночастиц.

6. Кристаллических кремнийсодержащих фаз в оксидных слоях не обнаружено при добавках наночастиц диоксида кремния трех вариантов дисперсности в концентрации 50 ммоль/л (3 г/л наночастиц).

## 5. Заключение

Составлением различных методов исследований показано внедрение наночастиц в оксидный слой. Выявленные факты позволят сформировать модель явления, заключающуюся в адсорбции наночастиц на границах дефектов и разработать способ управления свойствами оксидных слоев путем внедрения наночастиц. Этому посвящено продолжение исследований.

Уже на данном этапе практическая значимость усматривается в применении добавок наночастиц для уплотнения структуры оксидного слоя и придания ему более значимых термобарьерных свойств, так как наночастицы обладают низкой теплопроводностью [5].

## Список литературы

- Суминов И.В., Белкин П.Н., Эпельфельд А.В. и др. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов / Ред. Суминов И.В. В 2-х томах. Т. 2. М.: Техносфера, 2011. 512 с.
- 2. Криштал М.М. Влияние добавки в электролит наноразмерного диоксида кремния на характеристики оксидных слоев, сформированных микродуговым оксидированием на Al-Si сплаве АК9ПЧ / М.М. Криштал, П.В. Ивашин, И.А. Растегаев, А.В. Полунин, Е.Д. Боргардт // Вектор науки ТГУ. 2014. № 1 (27). с. 48-52.
- Криштал М.М. Об изменениях фазового состава оксидных слоев, формируемых микродуговым оксидированием на Al-Si и Mg сплавах, под влиянием добавок в электролит наночастиц SiO2 / М.М. Криштал, А.В. Полунин, П.В. Ивашин, Е.Д. Боргардт, И.С. Ясников. // Доклады академии наук. Физическая Химия. - 2016. - Том 469, №1. стр. 58-60.
- 4. X. Lu Plasma electrolytic oxidation coatings with particle additions A Review. / Lu X., Mohedano M., Blawert C., Matykina E., Arrabal R., Kainer K.U., Zheludkevich M.L. / Surface and Coatings Technology. 2016. № 307. c.1165-1182
- 5. Бардаханов С., Завьялов А., Зобов К., Лысенко В. / Определение коэффициента теплопроводности нанопорошков диоксида кремния // Наноиндустрия. 2008. № 5. С. 24–26.

## ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ И ПОВОРОТНЫЕ МОДЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ

#### Борисюк Д.В., Панин В.Е.

Национальный исследовательский Томский Политехнический Университет, Томск, Россия Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия dasha.94.5165@mail.ru

#### Введение

При одноуровневом описании деформируемого твердого тела принято считать, что первичное пластическое течение связано с движением дислокаций в кристаллической решетке [1–3]. Однако в реальных условиях, когда нарушается трансляционная инвариантность кристаллической решетки и изменяется ее метрика, развивается широкий спектр ротационных мод деформации. Рассмотрение поверхностных слоев и внутренних границ раздела как самостоятельной функциональной 2Д-планарной подсистемы приводит к заключению, что все деформационные дефекты зарождаются на интерфейсах 3Д-кристаллической и 2Д-планарной подсистем, где возникают зоны локализованной кривизны кристаллической решетки. При этом структурные трансформации в 2Д-планарной подсистеме играют ведущую функциональную роль.

Известно, что зернограничное скольжение (ЗГС) поликристаллических материалов играет важную роль в условиях их ползучести. Единого мнения о его механизме в литературе нет. Во многих работах, посвященных исследованию ползучести поликристаллов, утверждается, что ЗГС является следствием неоднородности внутризеренного дислокационного скольжения [4–6]. Существует другое мнение, что первичные процессы пластического течения в поликристаллах в условиях их низкотемпературной ползучести связаны с ЗГС, которое аккомодируется ротационными модами внутризеренной деформации [7–10]. При этом границы зерен выступают над поверхностью образца, что дает возможность исследовать их структуру.

В настоящей работе исследованы процессы на границах зерен поликристаллического высокочистого алюминия в условиях низкотемпературной ползучести, когда сильно выражено зернограничное скольжение. Скорость низкотемпературной ползучести изменяли в широком диапазоне путем изменения внешнего приложенного напряжения, что существенно влияло на развитие ЗГС.

#### Материалы и методы исследования

В качестве материала исследования использовали поликристаллический алюминий высокой чистоты (99,999 ат.%). Он характеризуется высокой сдвиговой устойчивостью кристаллической решетки вследствие высоких значений модуля сдвига ( $G = 270 \ \Gamma\Pi a$ ) и энергии дефекта упаковки ( $\gamma = 250 \ M\mbox{M}\mbox{m}/m2$ ).

Плоские образцы в виде двойной лопатки с размером рабочей части 1,2×8×37мм изготавливали из листового проката с последующим отжигом в течение 0,5 ч при 513К. Средний размер зерен поликристаллов составлял d=400 мкм. Полированную поверхность образцов для структурных исследований профилометром New View 6200 получали электролитической полировкой.

Испытания на ползучесть проводили в специально созданной термостатированной установке при T = 323 К =  $0.35T_{пл}$  в условиях одноосного нагружения. Удлинение образцов измеряли индикаторами часового типа с точностью ±1мкм. Структуру на разных стадиях ползучести изучали методами оптической (Axiovert 25CA), интерференционной

(New View 6200), просвечивающей (JEOL 2100) и сканирующей электронной микроскопии (Quanta 200 3D).

### Результаты исследования

Кривые ползучести при  $\sigma = 13$  МПа и  $\sigma = 18$  МПа имеют стандартный трехстадийный вид (рис. 1, кривые 2, 3). При разрушении после третьей стадии ползучести величина полной пластической деформации составила 32,4% и 40,5% соответственно. При  $\sigma = 11$ МПа (рис. 1, кривая 1). Третья стадия ползучести не достигнута, но механизмы ЗГС на установившейся стадии подробно исследованы.



Рис 1. Кривые ползучести поликристаллов высокочистого алюминия A999 при 323К под действием различных приложенных напряжений: 11 (1), 13 (2), 18 (3) МПа

Степень удлинения образцов на первой стадии ползучести кратно возрастает при увеличении приложенного напряжения. При этом протяженность второй и третьей стадий ползучести сокращается. Масштабные уровни деформации сильно зависят от величины приложенного к образцам напряжения, рисунки 2–6.



**Рис. 2.** Зернограничное скольжение вдоль границы MN зерен A и B при ползучести (σ = 11 МПа): *a* – профиль поверхности, нормальный к MN (New View), ×200; *b* – интерференционная профилограмма

На поверхности всех образцов хорошо выявляется ЗГС. На рис.2 представлен характер ЗГС при ползучести под приложенным напряжением  $\sigma = 11$  МПа (нагрузка P = 9 кгс).

Под действием низкого напряжения приграничная ротационная деформация в зернах, которые испытывают ЗГС, оказывается очень однородной и сильно локализованной. Максимальная высота ступенек ЗГС достигает ~ 18 мкм. На основной поверхности зерен следы пластической деформации выражены слабо. Результаты, полученные на образцах под напряжением  $\sigma = 11$  МПа, свидетельствуют, что при низких напряжениях трансляционно-ротационные моды деформации в основном связаны с границами зерен и приграничными зонами локализованного пластического течения.

При увеличении напряжения до  $\sigma = 13$  МПа максимальная высота ступенек ЗГС уменьшается и на поверхности зерен в зоне ЗГС развиваются линии аккомодационного скольжения (рис. 3).



**Рис. 3.** Развитие зернограничного скольжения вдоль границы MN и линий скольжения в зерне В (σ = 13 МПа): *а* – профиль поверхности, нормальный к MN (New View), ×500; *b* – интерференционная профилограмма

На рисунке 3 приведена структура границы зерен, испытавших зернограничное скольжение, нормальное к поверхности плоского образца ( $3\Gamma C_{\perp}$ ). На этой границе выявлена система индивидуальных вертикальных полос скольжения. Связь вертикальных полос на границе зерен и протяженных мезополос локализованного скольжения в поверхностном слое зерна В свидетельствует о том, что вертикальные полосы на границе MN являются генераторами мезополос пластической деформации на поверхности зерна В.

Характер пластической деформации поверхностного слоя при ЗГС в условиях ползучести под напряжением  $\sigma = 18$ МПа резко меняется (рисунки 4, 5).



**Рис. 4.** Грубые полосы экструзии материала при ЗГС вдоль границы MN зерен A и B ( $\sigma$  = 18МПа): *а* – профиль поверхности, нормальный к MN (New View), ×500; *b* – интерференционная профилограмма

Экструзия материала при ЗГС осуществляется послойным смещением, при этом высота ступенек не превышает 3 мкм (рис.4, *a*, *б*). Деформация охватывает весь объем зерна.

Смещение крупных слоев в приграничной зоне представлено на рисунке 5. Видно, что экструзия зерна С развивается послойно. Смещение слоев 1, 2, 3 зерна С происходит последовательно друг относительно друга. Между слоями возникают ступеньки вязкого течения материала ab, cd, ef. Характерно, что в каждом из слоев 1, 2, 3 экструзия осуществляется также поперечным смещением отдельных блоков с образованием поперечных ступенек.



**Рис. 5.** Фрагментация экструдируемого приграничного материала при ЗГС зерен С и D ( $\sigma$  = 18МПа): *а* – профиль поверхности (New View), ×500; *b* – интерференционная профилограмма

Следует отметить сильную деградацию материала в зоне ЗГС. Происходит слоистая фрагментация структуры наружного слоя ступеньки АВ. Это свидетельствует о сильной неравновесности материала в зоне ЗГС на третьей стадии ползучести. Как следствие, пластическая деформация в приграничной зоне смежного зерна D развивается некристаллографически. Это должно резко увеличить скорость ползучести на ее третьей стадии.



**Рис.** 6. Мезополосы локализованной деформации в зоне утонения образца в области квазишейки ( $\sigma = 18$ МПа): *а* – профиль ступенчатой структуры поверхности вдоль AB (New View), ×200; *b* – интерференционная профилограмма

Наконец, при завершении третьей стадии ползучести под напряжением σ = 18 МПа обнаруживается образование квазишейки. Утонение толщины образца в этой зоне сопровождается развитием системы тонких мезополос локализованного пластического течения (рис. 6), с величиной ступенек около 2 мкм.

При большем увеличении обнаруживается ступенчатое распространение мезополос. Как видно на рисунке 7, мезополоса АВ состоит из тонких поперечных сдвигов, со ступеньками ~ 0,5 мкм (рис. 7, б). Это обусловливает субмикронную фрагментацию материала в зоне утонения в области квазишейки.



Рис. 7. Поперечные сдвиги в мезополосе AB локализованной деформации; зона утонения; (σ = 18МПа): *a* – поперечные сдвиги в мезополосе AB (New View), ×500; *b* – интерференционная профилограмма

## Заключение

Зернограничное скольжение при низкотемпературной ползучести поликристаллов высокочистого алюминия А999 на всех стадиях ползучести является первичным процессом, который аккомодируется ротационными модами внутризеренного пластического течения. При малых скоростях ползучести под действием низких приложенных напряжений  $\sigma = 11$  МПа аккомодационная приграничная деформация осуществляется дислокационными механизмами микромасштабного уровня. На поверхности образца нет видимых следов скольжения. Хотя ЗГС создает очень высокие ступеньки экструдируемого материала, в этих условиях в основном происходит генерация дислокаций [13], которые обуславливают длительное развитие стадии установившейся ползучести. Увеличение приложенного напряжения до 13 МПа увеличивает скорость ползучести. На поверхности деформируемых образцов развиваются линии одиночного скольжения, которые обусловливают послойную пластическую деформацию экструдируемого при ЗГС материала, развивается фрагментация приграничных зон. Вклад дислокаций в пластическое течение резко уменьшается. Послойная пластическая деформация, фрагментация экструдируемого материала при ЗГС резко возрастают при высоком приложенном напряжении  $\sigma = 18$  МПа. В приграничных зонах развиваются некристаллографическое скольжение и фрагментация материала, деградирует структура материала в зоне ЗГС. На третьей стадии ползучести происходит образование квазишейки, где развивается прогрессивное утонение поперечного сечения образца механизмом распространения системы ступенчатых мезополос. Данные механизмы разрушения поликристаллических материалов при ползучести ранее не были известны.

#### Список литературы

- 1. Hirth J.P. and Lothe J. Theory of Dislocations, 2hd ed. New York: J. Willey, 1981.
- 2. Meyers M.A., Chavla K.K., Mechanical Behaviour of Materials. Upper Saddle River. N-Y: Prentlee Hall, 1999. 630p.
- 3. Courtney T.R. Mechanical Behaviour of Materials. Michigan: Mc Gra–Hill, 2000. 733p.
- 4. Matsunaga T., Kameyama T., Sato E. Grain boundary sliding induced by lattice dislocation activity during ambient temperature creep in h.c.p. metals // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2009. V. 3. Article 012014.
- 5. Matsunaga T., Kameyama T., Ueda S., Sato E. Grain boundary sliding during ambient-temperature creep in hexagonal close-packed metals // Phil. Mag. 2010. V. 90. N 30. P. 4041–4054.

- 6. Wang Z., Zhao Y., Kohlstedt D.L. Dislocation creep accommodated by grain boundary sliding in dunite // J. Earth Sci. 2010. Iss. 5. P. 541–554.
- 7. Gifkins R.C. Grain-boundary sliding and its accommodation during creep and superplasticity // Met. Trans. 1976. V. 7A. Iss. 8. P. 1225–1232.
- 8. Lohmiller J., Grewer M., Braun C. et al. Untangling dislocation and grain boundary mediated plasticity in nanocrystalline nickel // Acta Materialia. 2014. V. 65. P. 295–308.
- 9. Panin V.E., Egorushkin V.E. and Elsukova T.F. Physical Mesomechanics of Grain Boundary Sliding in a Deformable Policrystal// Phys. Mesomech. – 2013. – V. 16. – No 1. – P. 1–8.
- Панин В.Е., Елсукова Т.Ф., Сурикова Н.С., Попкова Ю.Ф., Борисюк Д.В. Роль поворотных мод деформации в процессах разрушения поликристаллов высокочистого алюминия при низкотемпературной ползучести // Деформация и разрушение материалов. – 2016. –№ 12. – С. 2– 9.

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АНТИКОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ ТЕКСТУРОВАННЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

## Суаридзе Т.Р., Хлебникова Ю.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия, Teona\_S@imp.uran.ru

Цель работы заключалась в исследовании антикоррозионных свойств ряда двойных сплавов на основе меди и тройных сплавов на медно-никелевой основе с добавками 3d-переходных металлов, таких как Cr, V и Fe. Стойкость к окислению оценивалась с использованием метода термогравиметрии. Опыты проводились в воздушной среде при нагреве до 700°C со скоростью 40 град/мин в потоке воздуха (40 мл/мин) с использованием предварительно прокаленных тиглей из  $Al_2O_3$ . При 700°C была произведена изотермическая выдержка продолжительностью 250 мин. Увеличение массы исчислялось в % от исходной массы на единицу площади образца (1 см<sup>2</sup>).

В настоящее время одним из важнейших направлений развития в области электроэнергетики во всем мире является интенсивное применение технологий сверхпроводимости. Активно идет разработка нового оборудования и опробование линий передачи электроэнергии с низкими потерями с использованием технологии 2G HTSC (высокотемпературных сверхпроводящих проводов второго поколения), что диктует необходимость создания немагнитных и, по возможности, недорогих металлических лент-подложек, лежащих в их основе.

Выбор медных сплавов в качестве материала подложки связан с тем, что на них может быть получена совершенная кубическая текстура, близкая к монокристальной  $\{100\}<001>$ , а так же с их лучшими немагнитными свойствами и меньшей стоимостью по сравнению с используемыми никелевыми сплавами. Создание сплавов на медной основе для текстурованных лент с кубической текстурой ограничено по нескольким причинам. Во-первых, медь практически не образует ГЦК-твердых растворов с большинством тугоплавких металлов, обеспечивающих получение высокого уровня прочности металлических лент-подложек [1]. Во-вторых, энергия дефектов упаковки меди существенно ниже, чем у никеля, следовательно, легирование меди такими металлами как Al, Zn, Au и др., которые резко снижают энергию дефектов упаковки, при прокатке с большими степенями обжатия может привести к текстурному переходу от текстуры деформации типа "меди" к текстуре деформации типа " $\alpha$ -латуни". Такой переход приводит к деградации кубической текстуры при рекристаллизационном отжиге и невозможности использования лент из медных сплавов с низкой ЭДУ в качестве подложек для нанесения буферных и сверхпроводящих слоев.

Протяженные ленты из меди и медных сплавов, обладающие острой кубической текстурой, которые получены путем холодной деформацией прокаткой со степенями ≥97% и последующего рекристаллизационного отжига, могут применяться при разработке новых кабелей, токоограничителей, трансформаторов, генераторов и других видов электроэнергетического оборудования. Сверхпроводящие электрические кабели обеспечивают минимальные потери электроэнергии, при передаче ее от поставщика к потребителю, а применение сверхпроводников для производства трансформаторов и генераторов позволяет уменьшить их габариты и вес конструкции в несколько раз.

Легирование меди такими элементами как Cr, Fe и V направлено на повышение механических свойств тонкой ленты-подложки, не смотря на их крайне ограниченную растворимость в меди. В бинарных сплавах упрочнение достигается за счет выделения дисперсных частиц чистого легирующего элемента, в тройных – за счет аддитивного вклада в твердорастворное упрочнение никеля и 3d-металла [1–5]. Необходимо отметить, что добавка к меди перечисленных выше легирующих элементов в количестве от 1 до 2 вес.% не приводит к текстурному переходу от текстуры деформации типа "меди" к текстуре деформации типа " $\alpha$ -латуни", и следовательно, в таких сплавах может формироваться острая кубическая текстура.

Помимо того, что лента-подложка из медного сплава, должна обладать высокой степенью текстурованности, немагнитностью при 77 К и достаточной прочностью, необходимо, чтобы лента также обладала и более высокой стойкостью к окислению, чем лента из чистой меди, особенно при температурах нанесения буферных и сверхпроводящих слоев. В зависимости от химического состава и толщины эпитаксиального слоя температура нанесения часто составляет 600–700°С [6, 7]. Анализ антиокислительных свойств медных сплавов с малыми добавками 3d-переходных металлов, таких как Cr, V и Fe, представляет большой интерес, поскольку в литературе имеются лишь сведения о коррозионной стойкости стареющих электротехнических хромовых бронз типа БрХ0.5 [8], причем речь идет о результатах испытаний массивных образцов.

Для исследования были выплавлены сплавы Cu–1.6% Fe, Cu–0.4% Cr, Cu–0.6% V, Cu– 40% Ni–1.4% Fe, Cu–40% Ni–1.2% Cr и Cu–40% Ni–1.1% V на основе чистой, бескислородной меди марки M0 чистотой 99.95% и никеля чистотой 99.99%, другие легирующие элементы имели чистоту не менее 99.93%. Состав сплавов и чистота материалов указаны в весовых %. Все сплавы выплавлялись в алундовых тиглях в атмосфере аргона в вакуумной индукционной печи. После ковки и шлифовки были получены заготовки для холодной прокатки. Холодную деформацию заготовок осуществляли в два этапа до толщины 100–80 мкм (98.6–99%). Рекристаллизационные отжиги деформированных лент для получения острой кубической текстуры проводились в течение 1 часа в интервале температур 700– 750°C – для двойных сплавов, для тройных сплавов – 1000–1050°C. Все образцы охлаждались вне печного пространства. Доля зерен, имеющих кубическую ориентировку  $\{100\}<001>$ , на поверхности текстурованных лент из перечисленных выше сплавов составляла не менее 95%.

Результаты термогравиметрических исследований образцов из сплавов Cu–Me и Cu– 40%Ni–Me представлены на рисунке 1. Для сравнения приведено изменение массы на единицу площади образца для текстурованной ленты из чистой меди (кривая 1, рис. 1). Видно, что максимальную склонность к окислению демонстрирует сплав с ванадием, прибыль массы в его случае составила даже большее значение, чем для ленты из чистой меди (кривая 4, рис. 1). Двойной сплав Cu–1.6%Fe окисляется менее активно, по сравнению с чистой медью (кривая 2, рис. 1). Еще меньшей склонностью к окислению обладает сплав Cu–0.4% Cr (кривая 3, рис. 1).

Максимальные антиокислительные свойства среди исследованных сплавов демонстрируют ленты из тройных сплавов на медно-никелевой основе. Сплав Cu–40%Ni–1.1%V оказался заметно менее стойким к окислению, чем сплавы с добавкой железа или хрома, хотя и лучше, чем чистая медь и двойные сплавы (кривая 5, рис. 1). Сплавы Cu–40%Ni– 1.4% Fe и Cu–40%Ni–1.2% Cr показали наименьшие значения прибыли массы (кривые 6 и 7) на единицу площади образца и, следовательно, можно сказать, что они обладают наибольшей стойкостью к окислению при температуре 700°C.



**Рис. 1.** Кинетические кривые окисления меди и медных сплавов: 1 – Cu; 2 – Cu–1.6% Fe; 3 – Cu–0.4% Cr; 4 – Cu–0.6% V; 5 – Cu–40% Ni–1.1% V; 6 – Cu–40% Ni–1.4% Fe; 7 – Cu–40% Ni–1.2% Cr

С целью изучения структурных изменений поверхности лент на ранних стадиях окисления была проведена серия отжигов сплавов при 700°С с изотермическими выдержками продолжительностью 5 и 30 мин. Содержание легирующих элементов и кислорода на поверхности образцов определялось методом рентгеноспектрального микроанализа. До термогравиметрического исследования на поверхности всех текстурованных лент наличие кислорода не было обнаружено.

После термогравиметрического исследования (выдержка 250 мин при 700°С) на поверхности медной ленты сформировался плотный оксидный слой, содержание кислорода в котором практически соответствовало стехиометрическому составу закиси меди Cu<sub>2</sub>O. Оксидная пленка была хрупкой, имела много трещин, края пленки в областях, прилегающих к трещинам, отслаивались и откалывались. На более ранних стадиях окисления (выдержка при 700°С в течение 30 мин) сформировавшийся оксидный слой был более тонким и содержание кислорода в нем, на разных участках поверхности составляло в среднем около 7 вес.%. Анализ начальных стадий окисления (выдержка при 700°С в течение 5 мин) показал, что процесс окисления происходил равномерно по всей поверхности текстурованной ленты.

При исследовании сплавов Cu–0.4% Cr и Cu–1.6% Fe было обнаружено, что образование оксидов на ранних стадиях окисления (выдержка 30 мин при 700°C) на поверхности текстурованных лент более интенсивно происходит на выделившихся включениях хрома и железа, соответственно. Микроанализ регистрирует на частицах большее содержание кислорода, чем в матрице. На более поздних стадиях окисления отдельные очаги коррозии растут и постепенно «сливаются» в сплошную поверхностную пленку. На наш взгляд более высокие антикоррозионные свойства ленты из сплава Cu–0.4% Cr, по сравнению с лентой из сплава Cu–1.6% Fe, связаны с большей степенью дисперсности включений хрома, по сравнению с включениями железа. Размер выделившихся частиц до проведения термогравиметрических исследований составлял в сплаве Cu–0.4% Cr от 20 до 100 нм, а в сплаве Cu–1.6% Fe от 50 до 200 нм.

На поверхности ленты из сплава Cu–0.6%V, имеющего самые низкие антикоррозионные свойства из всех исследованных, многочисленные оксидные очаги обнаруживались уже после 5 мин выдержки при 700°C. Как и в двух предыдущих сплавах, первые окислы образуются на выделившихся частицах ванадия. Поскольку размер частиц в сплаве Cu– 0.6%V более чем на порядок превышает размер частиц в сплавах с хромом и железом, отдельные частицы достигают ~3 мкм, то уже после выдержки в течение 30 мин при температуре 700°C многочисленные очаги коррозии занимают практически всю поверхность ленты.

Структура тройных сплавов на медно-никелевой основе, содержащих 1–2 вес.% Сг, Fe или V была однородной и без включений. Это связано с тем, что такие сплавы имеют более широкие концентрационные области однородного ГЦК-твердого раствора, по сравнению с чистой медью и к ним применялись более высокие температуры рекристаллизационного отжига. Анализ электронно-дифракционных картин не показал рефлексов от каких-либо фаз с другим типом кристаллической решетки, кроме ГЦК-матрицы.

По мере завершения термогравиметрических испытаний (выдержка 250 мин при 700°С) на поверхности лент из всех исследованных тройных сплавов образовалась плотная окисная пленка, по составу близка к составу закиси меди. В качестве примера на рис. 2,а приведен фрагмент структуры окисленной поверхности сплава Cu–40%Ni–1.4%Fe. Вблизи трещин фрагменты верхних слоев окисной пленки откалываются, а в тех участках поверхности ленты, где не произошло растрескивания и скалывания пленки, содержание кислорода составляет около 10 вес.%.



**Рис. 2.** Электронная микрофотография поверхности тройного сплава Cu–40%Ni–1.4%Fe: *a* – после завершения термогравиметрических испытаний, *б* – на ранних стадиях окисления

Уже на самых ранних стадия окисления, т.е. после выдержки в течение 5 мин при 700°С становится заметно, что процесс окисления на поверхности лент из тройных сплавов с Сг или Fe идет не равномерно по всей поверхности ленты, а более интенсивно в отдельно взятых областях, имеющих форму, близкую к сферической (рис.  $2,\delta$ ). Средний размер таких локализованных очагов коррозии в среднем составляет ~0.3 мкм и микроанализ регистрирует в них большее содержание кислорода, чем в матрице. В сплавах на медно-никелевой основе с добавками Fe и Cr в количестве менее 2 вес.% не происходит выделения стабильных ОЦК-частиц Fe и Cr, но, по-видимому, существует возможность образования локальных областей твердого раствора, обогащенных легирующим элементом, в которых и образуются очаги коррозии. На этот факт указывает повышенное значение концентрации легирующего элемента в спектрах, снятых с очагов коррозии.

В тройном сплаве с ванадием процесс окисления идет с большей скоростью, чем в сплавах Cu-40%Ni-1.2%Cr и Cu-40%Ni-1.4%Fe. Уже после 5 мин выдержки при 700°C на поверхности ленты формируется сплошной оксидный слой, а содержание кислорода в снятых с окисленной поверхности спектрах достигает 5–6 вес.%.

В результате выполненной работы было установлено, что в лентах из двойных сплавов Cu-0.4%Cr, Cu-1.6%Fe и Cu-0.6%V, содержащих дисперсные частицы второй фазы с отличным от матрицы типом кристаллической решетки, стойкость к окислению снижается обратно пропорционально размеру частиц. Наименьшей склонностью к окислению при температуре 700°C, среди них обладает сплав Cu-0.4% Cr, в котором выделившиеся частицы имеют наименьший размер, а наибольшей – сплав Cu-0.6%V, который оказался даже менее стойким к окислению, чем медная лента.

Также показано, что текстурованные ленты из тройных сплавов на медно-никелевой основе с 30–40% Ni, содержащие 1–2 вес.% Fe, Cr или V имеют структуру однородного ГЦК-твердого раствора без включений. И установлено, что наиболее перспективными в качестве подложек для эпитаксиального нанесения буферных и сверхпроводящих слоев при повышенных температурах являются текстурованные ленты из сплавов Cu–40% Ni–1.2% Cr и Cu–40% Ni–1.4% Fe, обладающие помимо совершенной кубической текстуры и высоких прочностных свойств, наилучшими антикоррозионными свойствами.

Структурные исследования проведены в отделе электронной микроскопии ЦКП "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" Института физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН. Термогравиметрические исследования по склонности меди и тройных медных сплавов к окислению проводили в ЦКП "Урал-М" Института металлургии УрО РАН.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России по теме «Кристалл», № 01201463333 и частичной поддержке РФФИ № 16-03-00043.

#### Список литературы

- 1. Хлебникова Ю.В., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Родионов Д.П., Егорова Л.Ю.
- 2. Создание текстурированных лент-подложек из споавов Сu-Fe для высокотемпературных сверхпроводников второго поколения // ПЖТФ. 2014. Т. 40. № 19. С. 27-33.
- Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю. Создание лент-подложек с острой кубической текстурой из тройных сплавов Си–40%Ni–Me (Me=Fe, Cr, V) для высокотемпературных сверхпроводников второго поколения // ФММ. 2016. Т. 117. №. 11. С. 1171-1180.
- 4. Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Егорова Л.Ю., Суаридзе Т.Р. Совершенная кубическая текстура, структура и механические свойства лент-подложек из немагнитных сплавов на основе меди // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 3. С. 73-83.
- 5. Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Гервасьева И.В., Суаридзе Т.Р., Акшенцев Ю.Н., Казанцев В.А. Выбор сплавов на основе меди для создания лент-подложек с острой кубической текстурой // ФММ. 2014. Т. 115. № 12. С. 1299-1308.
- 6. Y.V. Khlebnikova, I.V. Gervas'eva, T.R. Suaridze, D.P. Rodionov, L.Y. Egorova. Epitaxial tape substrates of perspective ternary alloys on copper-nickel based for superconducting cables. Letters on materials. 6 (3), 205-210 (2016).
- 7. 6 Budai J.D., Christen D.K., Goyal A., He Q., Kroeger D.M., Lee D.F., List F.A., Norton D.P., Paranthaman M., Sales B.C., Specht E.D. High Tc YBCO superconductor deposited on biaxially textured Ni substrate // US Patent № 5,968,877. 1999..
- 8. Norton D.P., Park C., Goyal A. Buffer architecture for biaxially textured structures and method of fabricating same // US Patent № 6,716,795. 2004.
- 9. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Справочник. Медь и медные сплавы: отечественные и зарубежные марки. М.: Машиностроение, 2004. 336 С.

## ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРИЁМОВ КОГНИТИВНОЙ ГРАФИКИ ПРИ «РАСКОПКАХ ДАННЫХ» БАЗ ДАННЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО КОНТРОЛЯ В МЕТАЛЛУРГИИ

#### Воробьев Д. А. Кудря А.В.

# *НИТУ МИСИС, Москва, Россия,* <u>vorobyevdaniel@gmail.com</u>

В данной исследовательской работе были сопоставлены возможности различных приёмов когнитивной графики для контроля процесса и продукта в черной металлургии с целью управления качеством продукции без изменения технологии по существу. Использование предложенных подходов показало высокую эффективность для поиска существенных закономерностей в системе «управляющие параметры - свойства».

Ключевые слова: черная металлургия, когнитивная графика, большие данные.

Неоднородность качества металлопродукции – следствие многообразия сценариев эволюции структур и дефектов в рамках даже хорошо отлаженного технологического процесса. Однако отсутствие единого пространства параметров в металлургии ограничивает применение классической статистики для поиска критических факторов технологии и использование принципа управления качеством металла «по возмущению» на основе ретроспективного анализа заводских баз данных.

Для поиска областей с доминирующим типом зависимости эффективными могут стать сложные эвристические приемы когнитивной графики (наглядное представление неочевидных зависимостей в графической форме).

Их использование не получило пока еще широкого применения в металлургии, в связи с чем представляет интерес оценка их практических возможностей.

Зачастую перед исследователем стоит проблема подхода к анализу данных, выраженная в «отделении зерен от плевел», то есть в выборе наиболее информативных сдаточных характеристик. Например, в базе данных по стали 17Г1С-У, каждому исследуемому листу соответствует три испытания по ударной вязкости, поэтому возникает закономерный вопрос о выборе наиболее информативных значений и о целесообразности третьего испытания в целом. Для этого были построены соответствующие соотношения средних значений по двум и трем значениям ударной вязкости между средними значениями по трем и двум (максимальному и минимальному) (рис. 1*a*) и для исключения вероятности, того, что одно из трех значений смещено в сторону другого, между трем и двум случайным.

Результат показал, что использование третьего значения ударной вязкости не даст дополнительной информативности и только затруднит дальнейший анализ. Более того, в дальнейшем предприятие может отказаться от использования трех исследований ударной вязкости, что сократит время исследования и снизит его стоимость, что в конечном итоге снизит себестоимость продукции.

Сокращение значений ударной вязкости до двух, позволяет оценить размах значений ударной вязкости, что так же позволит оценить степень неоднородности качества продукции. Оценка по среднему, в отличие размаха, зачастую не дает достоверного уровня неоднородности, поскольку для одинаковых значений среднего, значение размаха может отличаться на порядок, что проиллюстрировано на рисунке 2



**Рис. 1.** Соотношения средних значений ударной вязкости. *а* – между средними значениями по трем и средним значениям по 2 (максимальному и минимальному); *б* – между средними значениями по трем и средними значениями по 2 (случайные два значения из трех)



Рис. 2. Совпадение среднего значение параметра при различном размахе

Для оценки размаха существует достаточно большое количество методов. Одним из информативных способов визуализации размаха является построение хронологических рядов. Анализ хронологических рядов значений параметров процесса и продукта может позволить выявить систематические отклонения и временные тренды, что немаловажно для последующего выявления критических факторов технологии, лимитирующих неоднородность качества продукции (рис. 3).

Такое построение хронологических рядов позволило оценить степень размаха, проявление его в хронологии производства и влияние серы.

Иногда перед исследователем стоит задача выбрать один из двух параметров размаха для использования в дальнейшем анализе. Для этого можно воспользоваться коэффициентом вариации (отношение размаха и минимального/максимального значения). Например, в базе данных по стали 38ХНЗМФА-Ш график зависимости нормированных размахом (дельтой) максимальных и минимальных значений в плавках получился следующим – см. рис.4.

Из графика видно, что некоторые точки лежат ниже линии тренда. Это связано с тем, что в некоторых плавках размах достигает высоких значений. Большие значения размаха свидетельствуют о том, что в плавках некоторые значения минимума уменьшаются, и некоторые значения максима увеличиваются. На основании этого можно сделать вывод, что отклонение нормированных значений дельта в равной степени зависит и от уменьшения минимальных значений, и от увеличения максимальных значений.





б

**Рис. 3.** Хронологические ряды распределения размаха ударной вязкости при различном содержании серы в стали 17Г1С-У. *а* – Содержание серы 0,002%; *б* – Содержание серы более 0,009%



**Рис. 4.** Зависимость нормированных размахом максимальных и минимальных значений в плавках стали 38ХНЗМФА-Ш

Для того, чтобы проанализировать в какой поковке дельта была максимальной, был построен график зависимости дельты от номера поковки (рис. 5)



**Рис. 5.** График зависимости размаха от номера поковки и номера порядкового номера плавки стали 38ХНЗМФА-Ш

Из графика видно, в каких поковках наблюдаются скачки значения размаха. Этот анализ показал, что тренд на снижение качества выражен в минимальных значениях ударной вязкости, поэтом дальнейший анализ в данной базе данных предпочтительнее проводить по минимальным значениям.

После выбора наиболее информативных сдаточных характеристик возникает проблема оценки причин их неоднородности. Классические методы анализа данных зачастую неэффективны, поскольку для каждого из параметров баз данных по сталям 38ХНЗМФА-Ш, 09Г2С и 15ХСНД значение коэффициента корреляции находилось в интервале значений от –0.2 до 0.2, что говорит слабой зависимости между параметрами, что дополнительно проиллюстрировано с помощью гистограмм на рисунке 6.





*a*) содержание серы в интервале от 0,001 % до 0,010 % б) содержание серы в интервале от 0,001 % до 0,003 %

Использование гистограмм в ряде случаев так же полезно для оценки степени достоверности записей первичных данных, например, возможного их дублирования. Гистограмма позволяет не только оценить вид распределения, но и уточнить границы применимости различных процедур, например, возможность использования средних значений при сопоставлении различных выборок. Характер распределения может нести существенную информацию о технологическом процессе, так, в частности, бимодальное распределение значений остаточных легирующих элементов в низколегированных сталях может быть признаком использования при выплавке шихты различной природы. Это дает основания для разделения массива данных на два подмассива с раздельным типом доминирующей зависимости с целью их последующего анализа [1].

Наличие альтернативных признаков, например, в базе данных по стали 38ХН3МФА-Ш это наличие или отсутствие камневидной составляющей в изломе, так же значительно снижает эффективность классических методов статистического анализа. Все это вынуждает использовать методы непараметрической статистики и различные когнитивные приемы, том числе и показанные ранее.

С целью оценки причин неоднородности полезным оказалось построение подобластей с разным типом доминирующей зависимости, которые можно найти поиском и разделением "плотных" облаков точек при отображении зависимости yk(xi) на разные плоскости xi-xm, где yk – свойство, xi – параметр процесса [1,2].

Таким образом, использование графиков совместного влияния различных входных параметров на сдаточные свойства позволило выявить совместное влияние содержания серы и фосфора на вариацию значений ударной вязкости в стали 15ХСНД (рис. 7)



**Рис. 7.** Совместное влияние содержания серы и фосфора на вариацию значений ударной вязкости в стали 15ХСНД

В целом, опыт использования разнообразных приемов когнитивной графики при «раскопках данных» производственного контроля в металлургии показал их высокую эффективность во всем процессе анализа данных. Методы когнитивной графики позволили выявить наиболее информативные характеристики для анализа, дали оценку неоднородности, показали низкую эффективнвнось классических методов и показали положительный результат для поиска существенных закономерностей в системе «управляющие параметры – свойства». Но также следует отметить, что успешное применение этих приемов основывается на понимании природы анализируемого объекта и выборе адекватных статистических процедур.

#### Список литературы

- 1. А.В. Кудря, И.П. Шабалов, Э.А. Соколовская, В.А. Траченко, С.В. Скородумов. О возможности управления качеством металла на основе «раскопок данных» производственного контроля // Электрометаллургия.–2013.–№ 11.–С. 28-34.
- 2. Кудря А.В. // Электрометаллургия.–2002.–№ 9.–С. 35-42.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ДЕТАЛЯХ ГТД ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП 718

## Пескова А.В., Мельников А.А.

# Самарский университет, ПАО «Кузнецов», Самара, Россия, peskova\_1992@mail.ru

В последние годы в связи с формированием новых специальных областей техники масштабное применение получили жаропрочные сплавы, способные без разрушения при высоких нагрузках сопротивляться пластическим деформациям в течение длительного времени.

Анализ пригодности материала проводится по результатам необходимых испытаний при высоких температурах, к которым относят: испытания на ползучесть, кратковременную и длительную прочность с изменением пластических свойств.

Жаропрочные свойства сталей и сплавов тесно связаны с величиной зерна. Установлено, что трещины во время работы образуются на стыке более крупных зерен у изделия с разнозернистой структурой, и изделие тем более работоспособно, чем более однородна его структура. По этой причине изделия с однородной структурой работают дольше, чем с разнозернистой. Получение необходимых свойств можно добиться за счет формирования заданной мелкозернистой структуры.

Наиболее актуальной для производителей является задача повышения эксплуатационных свойств детали (прочность, долговечность, ресурс работы). Соблюдением режима штамповки и степени деформации при штамповке можно предотвратить появление в детали разнозернистости

Научное решение этой задачи возможно лишь на основе глубокого изучения процессов рекристаллизации во время формировании структуры при разных параметрах деформации в процессе штамповке деталей.

Основной целью исследований является совершенствование технологии получения штамповок лопаток компрессора ГТД из сплава ЭП 718 с однородной структурой за счет определения необходимых параметров процесса горячей деформации при изготовлении.

Для этого необходимо решить несколько задач.

- Провести анализ структуры сплава ЭП 718 в исходном состоянии.
- Провести анализ влияния степени и температуры деформации на структуру заготовок из сплава ЭП 718.

Научная новизна заключается в корректировке параметров технологического процесса штамповки лопаток ГТД, с заданной структурой для обеспечения служебных свойства изделий.

Эксперимент и металлографического исследования процессов рекристаллизации проводились на образцах из жаропрочного сплава ЭП718. Режимы испытания образцов приведены в таблице ниже.

Температура нагрева, <sup>о</sup> С	Выдержка, сек	Степень де- формации, %	Скорость нагрева, <sup>0</sup> С/сек	Скорость охла- ждения, <sup>0</sup> С/сек	Скорость де- формации, 1/с
950	60	20	2	10	10
950	60	40	2	10	10
950	60	60	2	10	10
1000	60	20	2	10	10
1000	60	40	2	10	10
1000	60	60	2	10	10
1050	60	20	2	10	10
1050	60	40	2	10	10
1050	60	60	2	10	10

Скорость деформации, скорость нагрева и скорость охлаждения в данной работе были приняты постоянными для всех исследуемых степеней деформации и температур. Для всех образцов величина этих параметром составляла: скорость деформации – 10 1/сек; скорость нагрева – 2 (°С)/сек; скорость охлаждения – 10 (°С)/сек.

Оценка макро- и микроструктуры проводилась с помощью оптического инвертированного микроскопа CarlZeiss AxioObserver и на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA3 SBH.

В работе проанализирована микроструктура образцов сплава ЭП 718 в исходном состоянии. Исследования показали, что структура однородная, мелкозернистая. Размер зерна соответствует 10–11 баллу по шкале ГОСТ5639-82, что удовлетворяет требованиям технических условий.

Установлено, что при штамповке деформация по сечению образца проходит неравномерно. Наибольшая степень деформации сжатием наблюдается в центральной части, значительно меньше – растяжением – на периферии образца. В результате процессы рекристаллизации проходят в разных зонах образца по-разному.



**Рис. 1.** Макроструктура образцов, температура нагрева 950°С, степень деформации: *а*) 20%, *б*) 40%, *в*) 60%



Рис. 2. Макроструктура образцов, температура нагрева 1000°С, степень деформации: *а*) 20%, *б*) 40%, *в*) 60%



**Рис. 3.** Макроструктура образцов, температура нагрева 1050°С, степень деформации: *а*) 20%, *б*) 40%, *в*) 60%

Пластическая деформация образцов происходит с двойным бочкообразованием. Поверхности контакта различаются друг от друга по размерам. Разный размер контактных поверхностей образцов может быть следствием неравномерности нагрева бойков деформирующего инструмента, что приводит к прохождению неоднородной деформации.

Каждая зона деформации была исследована с большим увеличением. Анализ микроструктуры показал, что в разных зонах процессы рекристаллизации протекают поразному.

На рисунке 4 представлена микроструктура в зоне интенсивной деформации. Подобным образом были исследованы все участки образцов.

Анализируя размер зерна и характер изменения микроструктуры образцов в каждой зоне, можно сделать вывод, что с увеличением степени деформации при температуре нагрева 950°С в центральной зоне начинается процесс собирательной и вторичной рекристаллизации сопровождающийся резким ростом отдельных зерен. В зоне затрудненной деформации при всех степенях деформации рост зерна не прослеживается. В зоне бочкообразования наблюдается монотонное увеличение размеров зерна и однородная структура.



**Рис. 4.** Микроструктура образца в зоне интенсивной деформации, степень деформации 60%: *а*) температура нагрева 950°С, *б*) температура нагрева 1050°С (х1000)

Аналогичным способом были исследованы микроструктуры с температурами деформации 1000 °C и 1050 °C.

Таким образом, можно сделать следующие выводы:

- Увеличение температуры и степени деформации повышает интенсивность процессов рекристаллизации во всех зонах образца. Установлено, что наиболее интенсивно наблюдается прохождение процессов рекристаллизации по всему объему образца при температуре нагрева 1050°С и степени деформации 60%.
- Неравномерность величины зерна вызвана неоднородностью прохождения деформации по объему образца, и при увеличении температуры и степени деформации процесс динамической рекристаллизации протекает по всему объему образца.
- Полученные результаты исследований позволили скорректировать параметры технологического процесса штамповки лопаток ГТД, с заданной структурой, обеспечивающей служебные свойства изделий.

#### Список литературы

- 1. Брандон, Д. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля [Текст]/Д. Брандон, У. Каплан М.: Техносфера, 2006.- 384 с.
- 2. Горелик, С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов [Текст]: 3-е изд./С.С. Горелик, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина М.:МИСИС, 2005.- 432 с.
- 3. Горелик, С.С. Структура и свойства металлов и сплавов: Деформация, последеформационный нагрев. М.: Металлургия, 1970. -
- 4. Двоеглазов, Г.А. Материаловедение. [Текст]/Г.А. Двоеглазов Ростов н/Д: Феникс, 2015. 445с.
- 5. Елисеев, Ю.С. Технология производства авиационных газотурбинных двигателей [Текст]: учебное пособие для вузов/Ю.С. Елисеев, А.Г. Бойцов, В.В. Крымов, Л.А. Хворостухин М.:Машиностроение, 2003.- 512 с.
- 6. Маевский, И. Л. Обработка давлением жаропрочных сплавов [Текст]/И.Л. Маевский М.: Машиностроение, 1964.- 248 с.
- 7. Охрименко, Я.М. Технология кузнечно-штамповочного производства. [Текст]/Я.М. Охрименко М.: Машиостроение, 1966. 304с.
- Химушин, Ф.Ф. Жаропрочные сплавы и стали [Текст]: 2-е изд./Ф.Ф, Химушин М::Машиностроение, 1969. – 752 с.
- Дудова, Н. Р. Механизмы пластической деформации и формирование ультрамелкозернистой структуры в нихроме [Текст]/Н.Р. Дудова // Физика конденсированного состояния. Уфа – 2008. – С. 13-55
- 10. Шкатов, М. И. Закономерности процессов структурообразования аустенита углеродистых и низколегированных сталей при горячей деформации [Текст]/М.И. Шкатов // Металловедение и термическая обработка металлов. Курск 2013. С.44-70

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НАПЛАВОК, ВЫПОЛНЕННЫХ ПРОВОЛОКАМИ 20X16 И 26X16 НА ОСНОВЕ ИЗ СТАЛИ 55Г

#### Афанасьев М.А., Растегаев И.А., Коротков В.А.\*, Мерсон Д.Л.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, <u>maxwel-i@ya.ru</u> \* Нижнетагильский филиал УрФУ, г. Нижний Тагил

#### Введение

Наплавка – один из наиболее эффективных способов повышения срока службы и уменьшения расхода ценного материала в изделиях различного назначения. Технология наплавки широко используется как при изготовлении, так и при ремонте деталей оборудования и инструмента, которые работают при высоких контактных напряжениях и/или в условиях ударного, эрозионного, кавитационного, теплового, коррозионного или химического стационарного или переменного воздействия. Стойкость наплавки к внешним условиям эксплуатации определяется ее структурой и задается химическим составом присадочного материала и основы, а также технологией наплавки и термообработки. Известно много видов хромистых наплавок, из которых хорошо зарекомендовала себя экономнолегированная проволока 12Х15Г2, которая в настоящее время успешно используется для защиты от износа плунжеров насосов и прессов [1], роликов машин непрерывного литья заготовок [2], автосцепок железнодорожного подвижного состава [3]. Недостатком данного присадочного материала является то, что при длительном хранении проволока покрывается окислами. Окислы ухудшают контакт с токоведущим наконечником наплавочной установки, что отрицательно сказывается на горении дуги и формировании наплавленного слоя. Поэтому для повышения качества наплавки потребовалось улучшить ее коррозионные свойства при сохранении показателей износостойкости. Известно [4, 5, 6], что коррозионные свойства стали можно улучшить повышением содержания хрома, а прочностные за счет повышения содержания углерода. Однако сложность управления свойствами хромистых сталей состоит в том, что их твердость (износостойкость) в значительной степени зависит от соотношения содержания Cr/C. При этом окончательный химический, фазовый состав и свойства наплавки зависят не только от исходных материалов, но и от режимов наплавления, который формирует режим перемешивания материалов, поэтому выходные свойства трудно предсказуемые. Так, например, изменение содержания углерода всего на 0,1% (с 0,1% до 0,2%) переводит наплавленный металл с содержанием хрома 17% из ферритного класса с твердостью ~ HRC 20 в мартенситный с твердостью ~ HRC 45 [7]. Такая же ситуации и при изменении соотношения Fe/Cr [4, 8]. Кроме этого повышение механических и коррозионных свойств наплавки (повышением содержания С и Cr) может привести к ухудшению свариваемости и возникновению термических трещин при кристаллизации наплавки [4, 6, 8]. Все указанные обстоятельства требуют экспериментального исследования изменения структуры и свойств наплавки при внесении изменений в систему Fe-Cr-С. Для этого были изготовлены опытные проволоки с увеличенным до 16% содержанием хрома, при двух различных концентрациях углерода: 0,20% и 0,26%.

Целью настоящей работы является исследование микроструктуры и твердости наплавки, выполненной опытными проволоками типа 20X16 и 26X16 на основе из стали 55Г.

#### Материалы, оборудование и методики исследований

Объектом исследования являлись пластины толщиной 26 мм изготовленные из стали 55Г ГОСТ 14959-79 в нормализованном состоянии, на поверхность которых в защитном газе электроконтактным способом в один проход наплавляли слой проволоками типа 20Х16 и 26Х16. Далее от каждой пластины отрезали образцы и подготавливали шлифы

для исследования микроструктуры и твердости наплавок в поперечном сечении (рисунок 1). Исследование микроструктуры и фазового состава осуществлялось на металлографическом микроскопе Zeiss Axiovert 40 MAT с помощью специализированного программного обеспечения Thixomet Pro по эталонам [9]. Исследование неравномерности твердости по сечению образца проводилось методом микро-Виккерса [10] на твердомере TIME Group HVS-1000 на нагрузке 500 гр. Оценка химического состава материалов проводилась на оптико-эмиссионном спектроанализаторе Bruker Q4 Tasman по [11].



Рис. 1. Шлифы для исследования микроструктуры наплавки 26Х16 (а), 20Х16 (б)

## Результаты исследований

Микроструктура наплавок 20Х16 и 26Х16 подобна и показана на рисунках 2÷5. Поэтому обобщенно для них можно отметить, что обе наплавки на поверхности валиков и в сечении не имеют дефектов в виде пор и горячих трещин. Место сплавления наплавки с основой однородно, не имеет по границе раздела материалов пор, несплавлений, холодных трещин и др. металлографических признаков плохой свариваемости материалов.



Рис. 2. Панорама макроструктуры образца наплавки металла 20Х16



**Рис. 3.** Микроструктура исследуемых зон образца наплавки металла 20Х16 (×500) верхняя, средняя, нижняя часть наплавки, соответственно *а*, *б*, *в* 



Рис. 4. Панорама макроструктуры образца наплавки металла 26Х16



**Рис. 5.** Микроструктура исследуемых зон образца наплавки металла 26Х16 (×500) верхняя, средняя, нижняя часть наплавки, соответственно *а*, *б*, *в* 

Фазовый состав наплавок 20Х16 и 26Х16 представляет собой мартенсит + остаточный аустенит (0,2% и 0,8% соответственно), а материала основы феррит+перлит. Микроструктура наплавок не имеет явно выраженного дендритного вида, обычно присущего наплавленному металлу. По этой причине микротвердость по толщине наплавок практически одинакова и равна 620±56 ед.НV для наплавки 20Х16 и 656±27 ед.HV для наплавки 26Х16 (рис. 6). Материал основы в зоне термического влияния (около 1 мм) упрочнятся в среднем на 430 ед.HV. По мере удаления от наплавки твердость по зоне термического влияния уменьшается со средней скоростью 108 ед.HV/мм до твердости материала основы в исходном состоянии, которая в среднем составляет HV205. Зона термического влияния в среднем имеет длину 3,1 мм для обоих образцов.



Рис. 6. Распределение твердости по толщине наплавок

Ввиду отсутствия дендритной структуры, химический состав наплавки также относительно равномерно распределен по всему сечению. Из-за перемешивание присадочного материала с материалом основы содержание основных легирующих элементов в образцах наплавки 20X16 и 26X16 составило: 0,30% и 0,36% углерода и 9,85% и 10,1% хрома соответственно. Содержание серы уменьшилось на 0,002% в наплавке 20X16 и на 0,001% в 26X16 и в среднем составило 0,0064% и 0,0076% соответственно. Количество фосфора увеличилось на 0,003% в наплавке 20X16 и на 0,1% в 26X16 и в среднем составило 0,012% и 0,019% соответственно. Содержание остальных элементов наплавки по сравнению с присадочным материалом и материалом основой распределилось равномерно и приняло значения, близкие к среднему.

Также следует отметить, что наплавки имеют среднюю глубину проплавления (рисунок 2 и 4), определяемой как долю выступающей части наплавки по отношении ко всей ее площади. Для исследуемых образцов площадь выступающей части от общей площади наплавки составляет 64,7% для образца 20Х16 и 63,6% для 26Х16. Максимальная глубина жидкой ванны для образца 20Х16 составила 3,4 мм, для образца 26Х16 – 4,2 мм.

#### Обсуждение результатов

Известно [8], что твердые наплавки (HV $\geq$ 450) имеют склонность к образованию трещин особенно на стальной основе повышенной прочности. В исследованных твердых наплавках (HV620÷650) выполненных на прочной основе из стали 55Г, трещин не обнаружено, что объясняется образованием высокодисперсной мартенситной структуры с остаточным аустенитом без столбчатых дендритов. Отсутствие дендритной структуры, обычно присущей наплавленному металлу, в исследованных наплавках можно объяснить выделением при кристаллизации карбидов хрома. На их присутствие указывают белые (не травящиеся) точки в микроструктуре, рисунок 2÷5 Будучи тугоплавкими, карбиды инициируют кристаллизацию внутри ванны расплавленного металла, подавляя тем рост дендритов по фронту кристаллизации от линии сплавления с основным металлом.

Перемешивание расплавленного присадочного материала с более углеродистым материалом основы (0,55% С) привело к повышению содержания углерода в наплавке на 0,1% по сравнению с содержанием в проволоке. При этом отсутствие хрома в материале основы наоборот привело к уменьшению содержания хрома в наплавке в среднем на 6,0% по отношению к содержанию в проволоке. Из-за разного количества углерода в наплавках 20Х16 и 26Х16 имеется небольшое различие (до 5%) по твердости, при этом более твердая наплавка с большим содержанием углерода (26Х16).

Небольшое отличие наплавок по микроструктуре и микротвердости (до 5%) в значительном диапазоне изменения углерода 0,23±0,03% имеет благоприятное значение для внедрения наплавок данного типа в производство, т.к. в таком случае показатели работоспособности наплавленных деталей будут стабильными. Кроме этого твердость наплавок 20Х16 и 26Х16 примерно в 1,5 раза выше твердости наплавки 12Х15Г2 (~ HV393 [1]), что предопределяет их большую износостойкость.

Также известно [12], что расположение дендритов в наплавке по отношению к вектору силы трения, способны влиять на скорость изнашивания до 4-х раз, таким образом в случаях изменения направления трения (направления вращения или закрепления детали) возможен непредвиденно быстрый выход наплавки из строя. Поэтому отсутствие дендритной структуры в исследованных наплавках можно расцениваться как фактор стабильной работоспособности наплавок в реальных условиях эксплуатации. Кроме этого зона термического влияния не большая и сопоставима с глубиной проплавления, что позволяет применение наплавок на деталях малого поперечного сечения (в данном случае 30х26 мм).

#### Заключение

Наплавки, выполненные опытными проволоками типа 20Х16 и 26Х16, характеризуются однородной по глубине структурой и микротвердостью на которые не оказало существенного влияния различие в содержании углерода. Несмотря на собственную высокую твердость (HV622÷650) и высокую прочность основы (сталь 55Г) наплавленный металл сохраняет стойкость к образованию трещин и хорошую свариваемость. Выбранный режим нанесения наплавки за один проход позволяет обеспечить высокое соотношение производительность /энергопотребление, достаточную высоту наплавляемого слоя, приемлемую долю перехода основного металла в наплавленный слой и твердость выше наплавки 12Х15Г2. Полученные результаты позволяют рассматривать марки исследованных проволок, как перспективные для производственного использования в промышленности и показывают целесообразность дальнейшей их апробации в лабораторных и производственных условиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации проект № 11.8236.2017/9.10.

#### Список литературы

- 1. Жгунов М.А. Восстановление и упрочнение гидроплунжеров // Ремонт. Восстановление. Модернизация. 2005, № 11, 29-33
- 2. Коротков В.А., Михайлов И.Д., Бабайлов Д.С. Исследование наплавки на роликах МНЛЗ // Сварочное производство. – 2007, № 1, 30-31
- 3. Коротков В.А., Зотов А.С., Головизин Л.Б. и др. Технология механизированной наплавки автосцепок // Сварочное производство. – 2005, № 9, 15-18
- 4. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия. 1986
- 5. Семенова И.В., Флорианович Г.М., Хорошилов А.В. Коррозия и защита от коррозии. М.: Физматлит. – 2002
- 6. Лебедева А.П., Погорелов Т.Н. Восстановление деталей машин. М.: Наука. 2003
- 7. Демин А.И., Коротков В.А., Михайлов И.Д., Хребто В.Е., Чубелов В.А. Проволока для наплавки / Патент РФ на изобретение № 2212991. Опубликовано 27.09.2003 г. Бюл. № 27
- 8. Коновалов А.В., Куркин А.С., Макаров Э.Л. и др. Теория сварочных процессов. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2007
- 9. ГОСТ 8233. Сталь. Эталоны микроструктуры.
- 10. ГОСТ Р ИСО 6507. Металлы и сплавы. Измерения твердости по Виккерсу. Часть 1÷4.
- 11. ГОСТ 18895. Сталь. Метод фотоэлектрического спектрального анализа.
- 12. Васильев Н.П. Об анизотропии износостойкости наплавленного металла // Сварочное производство. 1980, №5, 21-22

## Именной указатель

		Выбойшик М А	29, 149
Аббасова С.И.	89. 211	Вьюненко Ю.Н.	151
Аблугаффарова К.К.	176	Вяткина А.К.	111
Аверкин А.И.	166		
Автократова Е.В.	165, 189	Гавико В.С.	122
Агафонова В.О.	134	Гагарин А.Ю.	210
Аглетдинов Э.А.	21	Гаевой Е.А.	142
Айфантис Э.Х.	3	Газизуллина А.Р.	166
Аккузин С.А.	169, 170	Галеев Р.М.	164
Аксенов Д.А.	188, 220	Гальченко Н.К.	46
Аксёнова К.В.	139, 141	Гангало А.Н.	186
Алексеев А.А.	104	Ганеев А.В.	31, 34, 36
Алфёрова Е.А.	136	Гарипова Р.Н.	189
Амосов А.П.	107	Гасанов М.Ф.	44, 70
Андреев А.С.	104	Гвоздев А.Е.	120
Андронов И.Н.	179, 181, 183	Гейдарова Э.А.	211
Аникеенко В.И.	59	Герасимов Е.Г.	122
Анкудинов А.В.	99	Гилев М.В.	178
Антониади Ю.В.	178	Гладковский С.В.	158
Артемьев Д.М.	90	Глезер А.М.	9
Асанова Д.С.	60	Гончарова Е.В.	105
Астафурова Е.Г.	46, 47, 100, 101	Горкунов Э.С.	207
Асфандияров Р.Н.	188	Горулева Л.С.	207
Афанасьев М.А.	315	Горшенков М.В.	9, 57
Ахмедова Т.Ш.	111, 286	Гостевская А.Н.	142
		Грановский А.Ю.	30, 210
Бакулин П.А.	123	Грачева Я.И.	185
Баранов Г.В.	204	Гречников Ф.В.	109
Белов В.Ю.	204	Громов В.Е.	30, 68, 139, 141, 210
Беляев С.П.	115, 166	Грызунова Н.Н.	15, 17
Березнер А.Д.	24-26	Грязнов М.Ю.	193
Березовская В.В.	60	Гувалов А.А.	89, 211
Берендеев Н.Н.	191, 193, 195	Гуткин М.Ю.	3, 241
Бетехтин В.И.	5, 7, 99		• •
Благовещенский Ю.В.	200, 203	Данилов В.А.	38
Бобров А.А.	191, 194, 198, 199, 206	Дежин В.В.	146,147
Бойченко Е.И.	12	Демина М.Ю.	179
Болдин М.С.	196, 200-204	Дениев М.Я.	49
Большев К.Н.	104	Денисова А.Г.	15
Боргардт Е.Д.	291	Джанджгава К.Г.	71
Борисюк Д.В.	297	Добаткин С.В.	231
Бутенко П.Н.	98, 99	Дорогов М.В	1/6, 24/
Валиев Р.З.	12, 33, 36, 38	Еварл М.Е.	236
Васенина (Пухова) И.	B. 224	Ежов И.В.	103
Васильев Е.В.	213	Ерисов Я.А.	109
Веселова В.Е.	158	Ершова А.Е.	193
Викарчук А.А.	3, 15, 17, 51, 176	Ершова А.Ю.	144
Виноградов А.Ю.	21.22.115.208.213.215	<b>F</b>	
Виноградова Н.И.	103	Жадяев А.А.	167
Власова О.Д.	38	Желтякова И.С.	27, 125
Внуков В.И.	27	Жеребцов Д.Д.	48
Волков А.Е.	103	Жога Л.В.	123
Волокотина Е.А.	178	Журавлева К.Н.	155
Воробьев Д.А.	307	J 1	
		320	

Заболотникова О.И.	59	Красницкий С.А.	157, 241
Залворкин С М	207	Красновейкин В А	86 88
Зайнар Л Р	179	Кринтон М М	10, 201
Заицев Д.Б.	178	Криштал М.М.	10, 291
Занина А.П.	53	крыжевич Д.С.	1/1
Засыпкин С.В.	33, 36	Крымов В.М.	166
Зеленов А.Ю.	203, 206	Крымский С.В.	165
Золотов А.Е.	70	Крючков С.В.	181
Золоторевский Н.Ю.	84, 265	Кулря А.В.	92, 111, 270, 286, 307
Зольников К П	171	Курзина И А	224 275
	1/1	Кусакина Ю В	236
Juppinou A.O.	149	Kyeakina 10.D.	159
	2.52	Кутенева С.Б.	138
Иорагимов А.Р.	252		
Иванов В.А.	104	Лабецкий В.С.	256
Иванов Ю.Ф.	68, 139, 141	Ланцев Е.А.	196, 200, 202-204
Иванова А.Н.	134	Лапуть О.А.	275
Иванова Е.В.	134	Ларченкова Н.Г.	160. 162
Ивашин ПВ	10	Латухин Е И	107
Измоленова М Ю	178	Перицкий В С	98
	00	Порити ор И М	91 119 120
ИЛБИН А.В.	90		81, 110, 120
Ильясов Р.Р.	165	Леонтьева-Смирнова	M.B. 172
Илюшин В.В.	132	Лепендин А.А.	185
Иоффе А.В.	29, 149	Лесота А.В.	19
Исаева Н.В.	200, 203	Линдеров М.Л.	34
		Липатов Р.А.	29
Калач М.В.	56	Липин Г.И.	178
Каломиев А Г	5 7	Литовченко И Ю	169-172
	103		107
	103		107
Каикиоаева А.С.	92	ЛЫСИКОВ М.В.	
Калетина Ю.В.	122	Лычагин Д.В.	86, 136
Калошкин С.Д.	49		
Каманцев И.С.	158	Майер А.Е.	138
Кардашев Б.К.	7	Майер Г.Г.	46, 47, 100, 101
Карпов М.И.	4, 9, 27	Макаров А.В.	207, 212
Картунова Е И	123	Макаров А С	105
Карыев ЛГ	53	Макаров С В	113
Kupheb J.I.	27 77 74 125 127	Manana B B	71
Киико Б.М.	27, 72-74, 123-127	Малашенко Б.Б.	71
КЛЕВЦОВ Г.Б.	12, 51, 55, 54, 50, 58	Малашенко Г.И.	/1
Клевцова Н.А.	12, 33, 38, 40	Малыгина И.Ю.	212
Князев С.А.	99	Малышева С.П.	164
Кобелев Н.П.	105	Маркушев М.В.	115, 165, 189
Козлов А.Ю.	247	Мартиросов М.И.	144
Козлова Н.А.	191, 193, 206	Мартыненко Н.С.	231
Козулин А.А.	88	Матвиенко А.Н.	84, 265
Коломоен Л Р	241	Матчин А А	12
Колчин А А	74 127	Махаматов Н Л	24
Колчиссовово И А	50 68 130	Малауни Ц В	108 202 204
Комиссарова И.А.	59, 08, 159		196, 202, 204
Коновалов С.В.	68	Мельников А.А.	311
Кончаков Р.А.	105	Мельников Е.В.	46, 47, 100, 101
Копылов В.И.	191-195, 198, 199, 206	Мерсон Д.Л.	12, 31,208,213,215,315
Коржов В.П.	72, 125, 126	Мерсон Е.Д.	33, 34, 36, 208, 215
Коротков В.А.	315	Мизецкий А.В.	90
Коротков В.В.	194	Милейко С.Т.	73, 74, 127
Короткова В В	191, 199, 206	Михайлов А С	193
Koncykob R F	98 99	Михайлов С Б	75 78
Konowcono M M	08 00	Михайново Ц А	75 78
	70, 77 171	милаилова п.А.	15, 10
корчуганов А.В.	1/1	михлик д.в.	/U
кравченко Д.А.	172	Мишин В.М.	150
		321	

Мишин И.П.	47	Псахье С.Г.	171
Морозов К.В.	68	Пятов И.С.	49
Москвина В.А.	46, 47, 100, 101		
Москвичев Е.Н.	86, 88	Рааб Г.И.	188
Мурашов А.А.	191,193-195,199	Ради Э.	157
Мухаметдинова О.Э.	189	Растегаев И.А.	315
Мухаметрахимов М.У	K.42	Раточка И.В.	47
Иягких П.Н.	208, 215	Реснина Н.Н.	115, 166
		Рогачев С.О.	55-57
Назаров А.А.	14	Рожнов А.Б.	57, 59
Нарыкова М.В.	5,7	Романов А.Е.	3, 17, 51
Нго Нгок Ха	92	Романов Д.А.	142
Нгуен Хоанг Тхань	92	Романова Е.В.	80
Невский С.А.	30, 210	Рубаник В.В.	19, 115
Нематуллоев С.Г.	48	Рубаник В.В.мл.	19, 115
Непомнящая В.В.	115	Рыбаков А.Д.	107
Никитин А.В.	56		
Николаев В.И.	166	Савич В.Л.	183
Николаенко А.А.	128	Сагадеев И.Н.	78
Никулин С.А.	55-57. 59	Салкин К.Е.	90
Новиков В.А.	80, 167	Салова Ю.С.	169, 170
Новохатская Н.И.	74	Салычев А.В.	34
Нохрин А.В.	191-196, 198-204, 206	Сапронов А.Н.	186
Нугманов Л.Р.	115	Сарычев В.Л.	30, 210
		Сарычева Е.В.	30
Обилов Б.А.	98, 99	Сафин Э.В.	164
Овечкина Т.А.	15	Сафиуллин Р.В.	190
Овчинников В.В.	60	Сахаров Н.В.	196, 200, 202-204
Озерен Н.Н.	60, 281	Севостьянов И.Б.	157
Осинская Ю В	153, 155	Селезнев М Н	22
Остриков О М	62-67, 102	Семенова И П	12, 33, 38
o • ipinioz o min	02 07, 102	Септиков М А	142
Панин В Е	297	Сергеев А Н	120
Панченко Е.Ю.	93,160, 162	Сибирев А.В.	166
Папиров И.И.	128	Ситликов О.Ш.	115, 189
Перегулов О А	68	Скобелина Е К	103
Пережогин В.Ю.	270	Скоробогатов И.	31
Пермякова И Е	9	Скрипняк В А	86.88
Пескова А В	311	Смирнова Е С	194, 199
Пигалева И.Н.	31, 33, 34, 36, 38	Соболева Н.Н.	212
Пирожникова О.Э.	192	Соколовская Э.А.	92.111
Пискунов А.В.	191, 192, 194, 198, 199,	Солычева Е.В.	36
	206	Соснин И.М.	51
Пичкалёва М.В.	160, 162	Степашкин А.А.	48.49
Плотников В.А.	113	Стомахин А.Я.	56
Плужникова Т.Н.	24-26	Строганова Т.С.	27
Покоев А.В.	153, 155	Суарилзе Т.Р.	302
Полехина Н А	169, 170, 172	Сундеев Р В	55
Полунин А.В.	10	Суриков Н.Ю.	93
Полуянов В.А.	208, 215		
Поляков В В	185	Табачкова Н Ю	193
Попов А А	196, 200-202, 204	Тагильцев А И	160. 162
Потехин Б.А.	78.132	Твердохлебов А Я	10
Прилепо Л.В.	186	Терентьев А.В.	199
Прокофьева О.В.	186	Терешин В.А.	120
Прохоров Л.В.	27	Тимашов Р.Б.	166
Прохоров Д.С.	125	Тимофеева Е.Е.	160, 162
		÷	

Трофимов А.С.	157	Черняева Е.В.	151
Тряев П.В.	193	Чувильдеев В.Н.	192-194, 198-204, 206
Тузов Ю.В.	128	Чуканов А.Н.	81, 118, 120
Турилина В.Ю.	56	Чуков Д.И.	48, 49
Тюменцев А.Н.	169-172	Чумляков Ю.И.	93
Тюрьков М.Н.	10	Чурилина И.В.	181
Улесова Д.А.	51	Шадрина Я.С.	194
Ушанова Э.А.	84	Шафигуллин Л.Н.	252
		Шахбанова С.Г.	155
Фаизова С.Н.	220	Шеляков А.В.	115
Федоров В.А.	24-26, 44, 53	Шибков А.А.	70
Федотов Д.Ю.	24-26	Шипилов С.И.	107
Фесенюк М.В.	31	Широкий И.Ф.	81
Филиппов Г.А.	130	Шлыкова А.А.	44
Филиппов М.А.	261, 281	Шотин С.В.	200, 203
Филиппов С.А.	84	Шпейзман В.В.	123
Фисенюк М.В.	34	Штанский Д.В.	9
Фомин Е.В.	173	Шурыгина Н.А.	96
Хаткевич В.М.	55, 56	Щетинин И.В.	9
Хвостунков К.А.	72, 126		100
Хибник Т.А.	174	Эбель А.А.	138
Хлебникова Ю.В.	302	Эсауленко А.Н.	71
Хонелидзе Д.М.	120		
Хоник В.А.	105	Юрьев А.А.	68
Христолюбов А.С.	132		
		Ягудин Г.А.	261
Чегуров М.К.	191, 193, 206	Яковенко А.А.	118, 120
Чердынцев В.В.	48	Яковлев А.В.	24-26
Черетаева А.О.	96	Ямщикова К.С.	153
Чернов В.М.	172	Ясников И.С.	22
## Содержание

Викарчук А.А., Гуткин М.Ю., Романов А.Е., Айфантис Э.Х. НОВЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ: ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ, СТРУКТУРА, СВОЙСТВА, ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ	3
Карпов М. И. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПЕСПЕКТИВЫ В ОБЛАСТИ РАЗРАБОТКИ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ	4
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В. ОЦЕНКА ЭНЕРГИИ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ АЛЛОТРОПИЧЕ- СКОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В ТИТАНЕ	5
Нарыкова М.В., Кардашев Б.К., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ МОДУЛЯ ЮНГА В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ.	7
Глезер А.М., Пермякова И.Е., Карпов М.И., Штанский Д.В., Горшенков М.В., Щетинин И.В. СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ НАНОКОМПО- ЗИТОВ Сu-Nb ПОСЛЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	9
Ивашин П.В., Полунин А.В., Твердохлебов А.Я., Тюрьков М.Н., Криштал М.М. О МЕХАНИЗМЕ УЧАСТИЯ НАНОЧАСТИЦ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ В ФОРМИРОВА- НИИ ОКСИДНОГО СЛОЯ ПРИ МИКРОДУГОВОМ ОКСИДИРОВАНИИ АЛЮМИНИЯ	10
Клевцова Н.А., Бойченко Е.И., Матчин А.А., Семенова И.П., Клевцов Г.В., Мерсон Д.Л., Валиев Р.З. МЕДИЦИНСКИЕ ИЗДЕЛИЯ ИЗ НАНОСТРУКТРИРОВАННОГО ТИТАНА	12
Назаров А.А. РЕЛАКСАЦИЯ СТРУКТУРЫ ОБЪЕМНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНО- СТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКА	14
Грызунова Н.Н., Викарчук А.А., Овечкина Т.А., Денисова А.Г. МОРФОЛОГИЯ И СТРУКТУРА КРИСТАЛЛОВ МЕДИ, СОДЕРЖАЩИХ ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА	15
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Романов А.Е. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ РОСТА ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ ОБЪ- ЕКТОВ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	17
Рубаник В.В., Лесота А.В., Рубаник В.В. мл. ИНИЦИИРОВАНИЕ ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКОЙ ЭДС В СПЛАВАХ НИКЕЛИДА ТИТА- НА В ПРОЦЕССЕ НЕПРЕРЫВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВОЛОЧЕНИЕМ	19
Аглетдинов Э.А., Виноградов А.Ю. О КОРРЕЛЯЦИИ В СИГНАЛАХ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ МЕХАНИЧЕ- СКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ В МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ	21
Селезнев М.Н., Ясников И.С., Виноградов А.Ю. ПОЛОСЫ СДВИГА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ: ДИСЛОКАЦИОННЫЙ ПОД- ХОД	22
Федоров В.А., Березнер А.Д., Махаматов Н.Д., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Федотов Д.Ю. ПРЕОБРАЗОВАНИЕ МАГНИТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	24
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В., Березнер А.Д., Федотов Д.Ю. ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИ- ЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	25
Федоров В.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Березнер А.Д. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ПРОЯВЛЕ- НИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ	26
Строганова Т.С., Карпов М.И., Внуков В.И., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Желтякова И.С. ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Nb-Si В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СОДЕРЖАНИЯ КРЕМНИЯ	27

Липатов Р.А., Выбойщик М.А., Иоффе А.В. ПОВЫШЕНИЕ КОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ МУФТ НКТ ИЗ СТАЛИ 25Г2Ф	29
Сарынева Е.В. Сарынев В.Л. Невский С.А. Грановский А.Ю. Громов В.Б.	
Сарынска Б.Б., Сарынск Б.Д., Певекий С.А., Грановский А.Ю., Громов Б.Е.	30
$\Gamma O J D D J S K O C I H D \Psi O F WHF O DATHHI HE Y C I O H HIDOC I H KEJIDDHITA- FE JIL MEO JILLA HA HAHOMA CHITA FHOM VDODHE$	30
Скоробогатов И., Пигалева И.Н., Фесенюк М.В., Ганеев А.В., Мерсон Д.Л., Клевцов Г.В.	
УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 091 2С С УЛЬРАМЕЛ-	31
КОЗЕРНИСТОИ СТРУКТУРОИ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР	
Мерсон Е.Д., Пигалева И.Н., Засыпкин С.В., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Валиев Р.З.,	
Клевцов Г.В.	22
УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УМЗ СТРУКТУРОЙ:	33
КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ	
Пигалева И.Н. Пинлевов М.П. Мевсон Е.Л. Фисенкок М.В. Ганеев А.В. Сальнев А.В.	
Клавнов Г В	
ГЛЕВЦИВ Г. Д. СТАТИНЕСИ А Я ТРЕНЦИНОСТОЙИОСТЬ СТА ПИ ООГОС С УЛИ ТРАМЕЛИОЗЕРНИИ	34
СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОИКОСТЬ СТАЛИ 0912СС УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИ-	
СТОИ СТРУКТУРОИ	
Пигалева И.Н., Мерсон Е.Д., Засыпкин С.В., Ганеев А.В., Солычева Е.В., Валиев Р.З.,	
Клевцов Г.В.	36
КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ УСТАЛОСТОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 09Г2С С УЛЬ-	50
ТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТРОЙ	
Пигалева И.Н., Власова О.Л., Ланилов В.А., Клевнова Н.А., Семенова И.П., Валиев Р.З.,	
Клевнов Г В	
ΥΠΛΡΗΛ 9 Β 93Υ Ο CTL И ΜΕΥ ΛΗИЗΜ ΡΑ 3 ΡΥШΕНИ 9 ΤΗΤ ΛΗΟΒΟΓΟ CΠΠΛΒΛ ΒΤΕ C	38
УМЭ СТРУИТУРОЙ В ШИРОИОМ ИНТЕРРАЛЕ ТЕМПЕРАТУР	
	10
МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ У ВЕРШИНЫ ТРЕ-	40
ЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕИ	
Мухаметрахимов М.Х.	
ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ	42
ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХ-	42
ПЛАСТИЧНОСТИ	
Шлыкова А.А., Фелоров В.А., Гасанов М.Ф.	
ИССЛЕЛОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ МИЛЛИСЕКУНЛНОЙ ЛЛИ-	44
ТЕЛЬНОСТИ НА АМОРФНЫЙ СПЛАВ СИСТЕМЫ Си $-7r_{-}$ А $g_{-}$ А1	
$Matter \Gamma \Gamma = \Lambda aradymora \Gamma \Gamma = Matter unicon \Gamma = R = Matter unicon I = R = Matter unic$	
Майер Г. Г., Астафурова Е.Г., Мельников Е.Д., Москвина Д.А., Гальченко П.К.	
ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ	46
СОСТОЯНИЕ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТА-	
ЈЕИ	
Астафурова Е.Г., Мельников Е.В., Майер Г.Г., Москвина В.А., Раточка И.В., Мишин И.П.	
ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИ-	47
СТЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ГОРЯЧИМ ПРЕССОВАНИЕМ	
Чуков Д.И., Степашкин А.А., Жеребцов Д.Д., Нематуллоев С.Г., Чердынцев В.В.	
РАЗРАБОТКА МЕТОЛА ПОЛУЧЕНИЯ САМОАРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОН-	10
НЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ВОЛОКОН ИЗ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНО-	48
ΓΟ ΠΟΠͶЭΤИЛΕΗΔ	
Отепашкин А.А., Чуков Д.И., Калошкин С.Д., Пятов И.С., Дениев М.Л.	
МЕЛАНИЧЕСКИЕ И ГЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОН-	49
НЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРЬОНИЗИРОВАННЫХ ВЫСОКОНАПОЛНЕН-	
НЫХ ЭЛАСТОМЕРНЫХ СМЕСЕИ.	
Соснин И.М., Улесова Д.А., Викарчук А.А., Романов А.Е.	
МОДИЦИФИРОВАННЫЕ НАНООБЪЕКТЫ ОКСИДА ЦИНКА, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫЕ	51
ДЛЯ ФОТОКАТАЛИТИЧЕСКОЙ ДООЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД ПОД ДЕЙСТВИЕМ	51
ВИДИМОГО СВЕТА	
Карыев Л.Г., Федоров В.А., Занина А.П.	
О ПРОПЕССАХ ЭЛЕКТРОЛИЗА В ТВЁРЛЫХ ЭЛЕКТРОЛИТАХ В УСЛОВИЯХ	53
ΗΑΓΡΕΒΑ	

Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Сундеев Р.В. НАБЛЮДЕНИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПРИМЕРЕ КОМПОЗИТА С БРОНЗОВОЙ МАТРИЦЕЙ И НИОБИЕВЫМИ ВОЛОКНА- МИ	55
Рогачев С.О., Никулин С.А., Никитин А.В., Турилина В.Ю., Хаткевич В.М., Кадач М.В.,	
Стомахин А Я	
АНАЛИЗ ЛЕФОРМАНИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНСОЛЕРЖАЩЕЙ ВЫСОКОАЗОТИ-	56
СТОЙ СТАЛИ ТИПА Х18Н12АТ	
$\begin{array}{c} C \\ C $	
ГОГАЧЕВ С.О., ПИКУЛИН С.А., ГОЖНОВ А.D., ГОРШЕНКОВ IVI.D.	-7
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ ЭТТО И	57
Э635 ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ И НАГРЕВЕ	
Никулин С.А., Рожнов А.Б., Аникеенко В.И., Комиссарова Ю.В., Заболотникова О.И.	
ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ АНАЛИЗА МЕХАНИЗ-	50
МОВ И КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 20ГЛ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ТРЕХТО-	59
ЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ	
Березовская В.В., Озерец Н.Н., Асанова Д.С., Овчинников В.В.	
ИЗУЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИМПЛАНТА-	60
ИИИ АЗОТОМ	00
Остриков Оли. О энаке решинин и плотности пройникионних пислоканий	62
О ЗНАКЕ ВЕЛИЧИНЫ ПЛОТНОСТИ ДВОИНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИИ	
Остриков О.М.	63
О ВЕЛИЧИНЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИИ НА ДВОИНИКОВЫХ ГРАНИЦАХ	05
Остриков О.М.	
О РОДСТВЕННОСТИ ЯВЛЕНИЙ ДВОЙНИКОВАНИЯ, РАЗРУШЕНИЯ, НЕГОМОГЕН-	<i>c</i> 1
НОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ЛЕФОРМАЦИИ И БЕЗЛИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕ-	64
ВРАЩЕНИЙ	
ОСПРИКОВ О.М. ОСОГЕННОСТИ СЛИДНИЯ ВЕРШИНЫ КЛИНОВИЛНОГО ЛВОЙНИКА С КОГЕ	
	65
РЕПТНОИ ДВОИНИКОВОИ ПРОСЛОИКОИ, ВЫЯВЛЕННЫЕ МЕТОДОМ РАСТРО-	
ВОИ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ	
Остриков О.М.	66
ПРОИЗВОДНОСТЬ КЛИНОВИДНОЙ ФОРМЫ ДВОИНИКОВ ОТ ЛИНЗОВИДНОЙ	
Остриков О.М.	
О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕОРИИ ДИСЛОКАЦИЙ В ТЕОРИИ НЕГО-	67
МОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ	
Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Перегудов О.А., Морозов К.В., Коновалов С.В.,	
Комиссарова И А	
ИЗМЕНЕНИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ ПРИ ЛЛИТЕЛЬНОЙ	68
ЭКСПІУАТАЦІЯИ	
I асанов М.Ф., Золотов А.Е., Шиоков А.А., Михлик Д.В.	70
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА РАСПРОСТРАНЕНИЯ	/0
ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПОЛОС В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ	
Малашенко В.В., Малашенко Т.И., Джанджгава К.Г., Эсауленко А.Н.	
СПЕЦИФИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЛА-	71
ЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	
Кийко В.М., Хвостунков К.А., Коржов В.П.	
ИЗМЕРЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ЗАТУХАНИЯ ПОПЕРЕЧНЫХ КОЛЕБАНИЙ КОН-	72
Сольно эли Енленных овгладов.	
	72
ПОВЫШЕНИЕ ГРЕЩИНОСТОИКОСТИ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С ХРУП-	13
КОИ МАТРИЦЕИ	
Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И.	
КОМПОЗИТНЫЕ ПЛАСТИНЫ, ПОЛУЧАЕМЫЕ ИЗ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И	74
КАЛЬЦИЯ	
Михайлов С.Б., Михайлова Н.А.	75
ОТНОСИТЕЛЬНО ВОЗМОЖНОСТИ ГИЕРИЛИЗАЦИИ АТОМОВ ЖЕЛЕЗА ПРИ	15

	-
АУСТЕНИТИЗАЦИИ ОБРАЗЦОВ КРИЧНОГО ЖЕЛЕЗА	
Михайлов С.Б., Потехин Б.А., Михайлова Н.А., Сагадеев И.Н.	
ЧЕТЫРЕ ОСНОВНЫХ ДИЛАТОМЕТРИЧЕСКИХ ЭФФЕКТА ЛИТЕИНОГО СПЛАВА С	78
38% НИКЕЛЯ И 2,5% УГЛЕРОД.	
Новиков В.А., Романова Е.В.	
ПОЛУЧЕНИЕ МЕТОДОМ РАСТВОРНОГО СИНТЕЗА СЖИГАНИЕМ КАТАЛИЗАТО-	80
РОВ ДЛЯ ОЧИСТКИ ВЫХЛОПНЫХ ГАЗОВ ГАЗОТУРБИННЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ	00
УСТАНОВОК	
Чуканов А.Н., Широкий И.Ф., Леонтьев И.М.	01
МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ СКОРОСТИ ЗВУКА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	81
Матвиенко А.Н., Золоторевский Н.Ю., Ушанова Э.А., Филиппов С.А.	
РАСПРЕЛЕЛИИЕ РАЗОРИЕНТИРОВОК НА ГРАНИЦАХ ЛЕФОРМАЦИОННОГО	84
ПРОИСХОЖЛЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕЛИ	0.
Москринев Е.Н. Скрипнак В.А. Пынагин Л.В. Красновейкин В.А.	
МИКРОСТРУКТУРА А ПЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1560 ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ	86
ПЛАСТИНЕСКОЙ ЛЕФОРМАНИИ МЕТОЛОМ ПРЕССОРАНИЯ РИФЛЕНИЕМ	00
москвичев с.п., красновенкин б.А., Скрипняк б.А., Козулин А.А.	
ВЫЯВЛЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕИ ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ	88
СВОИСТВ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОР-	
МАЦИИ	
Гувалов А.А., Аббасова С.И.	
РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ ТРЕЩИНОСТОИКИХ БЕТОНОВ НА ОСНОВЕ ТЕРМИЧЕ-	89
СКИХ ПРОДУКТОВ ВТОРИЧНЫХ КВАРЦИТОВ	
Артемьев Д.М., Мизецкий А.В., Садкин К.Е., Ильин А.В.	
МОДЕЛИРОВАНИЕ МКЭ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ ПОСЛЕ-	00
СВАРОЧНОМ ОТПУСКЕ КРУПНОГАБАРИТНОЙ КОНСТРУКЦИИ ИЗ ВЫСОКО-	90
ПРОЧНОЙ СТАЛИ	
Нго Нгок Ха, Кайкибаева А.С., Нгуен Хоанг Тхань, Соколовская Э.А., Кудря А.В.	
СООТВЕТСТВИЕ РАЗНОМАСШТАБНЫХ СТРУКТУР В КРУПНЫХ ПОКОВКАХ ИЗ	92
СТАЛИ З8ХНЗМФА	~ -
Суриков Н.Ю. Панченко Е.Ю. Чумляков Ю.И	
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИ- И [011]-МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА	93
Νίτος Τίσς ΟΗΓίος ΠΟΠΒΕΡΓΗΥΤΗΧ ΒΗΓΟΚΟΤΕΜΠΕΡΔΤΥΡΗΟΜΥ ΟΤℋИΓΥ	15
Ueneraepa $\Lambda$ O IIIvnuruu H $\Lambda$	
ИЗМЕЦЕНИЕ СТРУКТУРЫ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ТИТАНОРОГО СПЛА	06
	90
БА БТТ-ОПРИ БОЛЬШИА ПЛАСТИЧЕСКИА ДЕФОРМАЦИЯА	
ООИДОВ Б.А., БУТЕНКО П.Н., КОРСУКОВ В.Е., КОРСУКОВА М.М., ЛЕВИЦКИИ В.С.	00
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И РАСТЯЖЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТЬ ТОНКИХ ФОЛЫ	98
Pt	
Бутенко П.Н, Анкудинов А.В., Бетехтин В.И., Князев С.А., Корсуков В.Е, Корсукова	
М.М., Обидов Б.А.	99
ВЛИЯНИЕ НАГРУЗКИ НА МОРФОЛОГИЮ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННОИ ПОВЕРХ-	
НОСТИ ФОЛЬГИ W	
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А.	
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И	100
МИКРОТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТWIP-СТАЛИ Fe-28Mn-2.7Al-1.3С ПРИ	100
КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Майер Г.Г., Москвина В.А.	
ВЛИЯНИЕ ПРОЛОЛЖИТЕЛЬНОСТИ НАВОЛОРОЖИВАНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ	
И МИКРОТВЕРЛОСТЬ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 17Х18Н9 И	101
08Х18Н9Т ФОРМИРУЕМЫЕ ПРИ ПРОКАТКЕ	
Ο ΡΟΥΜΟΨΗΟΓΤΙΑ ΙΑΓΠΟΠΕΥΟΡΑΕΙΑ ΤΕΟΒΙΑΙΑ ΥΠΡΥΓΩΓΤΙΑ Ο ΤΕΟΒΙΑΙΑ ΜΕΥΑΤΙΑ	102
	102
казанцева н.в., Волков А.Е., Ежов И.В., Скооелина Е.К., Виноградова Н.И.	103
УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОИ И СВОИСТВАМИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В МЕ-	

ТОДЕ ОБРАТНОЙ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ	
Большев К.Н., Алексеев А.А., Иванов В.А., Андреев А.С.	104
МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ СКОРОСТИ ВЕТВЛЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В ПММА	101
Гончарова Е.В., Кончаков Р.А., Макаров А.С., Кобелев Н.П., Хоник В.А.	
КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛ-	105
ЛИЧЕСКОМ И АМОРФНОМ АЛЮМИНИИ	
ЛУЦ А.Р., АМОСОВ А.П., ЛАТУХИН Е.И., РЫОАКОВ А.Д., ШИПИЛОВ С.И.	
ИЗУЧЕПИЕ БЛИЛПИЛ ЛЕГИРУЮЩЕИ ДОВАВКИ МАРГАПЦА ПА СТРУКТУРУ И СРОЙСТРА НАНОЛИСПЕРСНОГО КОМПОРИЦИОННОГО СПЛАРА (А1.5% Су)	107
$\Gamma_{\text{Delutivop}} \Phi B  \text{Enucop} \ \mathfrak{A}$	
ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ СОЗЛАНИЯ ЛИСТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С ЗАЛАННОЙ	109
КРИСТА ЛЛОГРАФИЕЙ СТРУКТУРЫ	107
Ахмелова Т.Ш. Вяткина А.К. Соколовская Э.А. Кулря А.В.	
ВЛИЯНИЕ НЕОЛНОРОЛНОСТИ СТРОЕНИЯ СТРУКТУР ТВЕРЛОСПЛАВНЫХ ПО-	111
КРЫТИЙ НА ИХ РАЗРУШЕНИЕ	
Макаров С.В., Плотников В.А., Лысиков М.В.	
СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ВЫСО-	113
КОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВОГО СПЛАВА	
Нугманов Д.Р., Маркушев М.В., Ситдиков О.Ш., Виноградов А.Ю.	
СТРУКТУРА, ТЕКСТУРА И ПРОЧНОСТЬ СПЛАВА Mg-5.8Zn-0.65Zr ПОСЛЕ ГОРЯ-	115
ЧЕЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	
Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл., Шеляков А.В.,	
Непомнящая В.В.	
ВЛИЯНИЕ НИЗКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА КИНЕТИКУ КРИСТАЛ-	115
ЛИЗАЦИИ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ АМОРФНОГО СПЛАВА Ті-Hf-Ni-	
Cu	
Чуканов А.Н., Яковенко А.А., Леонтьев И.М.	118
СПЕКТРАЛЬНЫИ АНАЛИЗ ЗАВИСИМОСТЕИ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ.	110
Чуканов А.Н., Терешин В.А., Гвоздев А.Е., Сергеев А.Н., Яковенко А.А., Хонелидзе	
Д.М., Леонтьев И.М.	120
ПЛАСТИЧЕСКИЕ ЗОНЫ В ОКРЕСТНОСТЯХ ГАЗОНАПОЛНЕННЫХ ПОР РАЗЛИЧ-	-
НОИ ФОРМЫ В СТАЛЯХ В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОИ СТРЕСС-КОРРОЗИИ	
Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г., Гавико В.С.	100
СТРУКТУРА ТРЕХКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ NI-Mn-Sn ПОСЛЕ ОТ-	122
Мартунова Е.И., Жога Л.В., Вакулин П.А., ШПСИзман В.В. ФОРМА ЭПЕКТРИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСА ПРИ РАЗРУШЕНИИ ПЬЕЗОКЕРАМИКИ В	123
УСПОВИЯХ ПОСТОЯННОЙ НАГРУЗКИ	125
Жептякова И.С. Коржов В.П. Прохоров Л.С. Кийко В.М.	
СТРУКТУРА ПРОЧНОСТЬ НА ИЗГИБ И ТРЕШИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМ-	125
ПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ті–АІ–Ме	120
Кийко В.М., Коржов В.П., Хвостунков К.А.	
ВЫНУЖЛЕННЫЕ ИЗГИБНЫЕ КОЛЕБАНИЯ СТЕРЖНЕЙ ИЗ СЛОИСТОГО МОЛИБ-	126
ДЕНА	
Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т.	
КОМПОЗИТНЫЕ ВОЛОКНА ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С ХРУПКОЙ	127
МАТРИЦЕЙ	
Папиров И.И., Николаенко А.А., Тузов Ю.В.	
ОСОБЕННОСТИ ОБРАЗОВАНИЯ ЯЧЕИСТОЙ И МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И	128
ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА БЕРИЛЛИЯ	
Мишин В.М., Филиппов Г.А.	
ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА ЛОКАЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ	130
ГРАНИЦ ЗЕРЕН МАРТЕНСИТОСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	
Потехин Б.А., Христолюбов А.С., Илюшин В.В.	132
КОМПОЗИТНЫЕ БРОНЗЫ, АРМИРОВАННЫЕ ДЕНДРИТАМИ ИЗ МАРТЕНСИТНЫХ,	154

АУСТЕНИТНЫХ ИЛИ ФЕРРИТНЫХ СТАЛЕЙ	
Иванова А.Н., Иванова Е.В., Агафонова В.О.	
ИССЛЕЛОВАНИЕ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ	134
АЛЮМИНИЯ МОЛИФИЦИРОВАННОГО НАНОПОРОШКОВЫМИ ЛИГАТУРАМИ	10.
Алфёрова F A Пинагии Л В	
СТАТИСТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ТИПОВ ЛЕФОРМАНИОННОГО РЕЛЬЕФА В ГИК	136
	150
Dear A A Matter A E	
	120
ИПТЕНСИВНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ НАНОРЕЛЬЕФА ПОВЕРАНОСТИ	138
МЕТАЛЛА ПРИ ВОЗДЕИСТВИИ УДАРНОИ ВОЛНЫ	
Аксенова К.В., Громов В.Е., Комиссарова И.А., Иванов Ю.Ф.	100
СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕ-	139
ФОРМАЦИИ	
Громов В.Е., Аксёнова К.В., Иванов Ю.Ф.	
ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА В СТАЛИ С БЕИНИТНОИ И МАРТЕНСИТНОИ	141
СТРУКТУРАМИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОИ ДЕФОРМАЦИИ	
Романов Д.А., Гостевская А.Н., Септиков М.А., Гаевой Е.А.	
ПЭМ-АНАЛИЗ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПОКРЫТИЙ ТіВ <sub>2</sub> -Ті-АІ НА ШТАМПОВОЙ	142
СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	
Ершова А.Ю., Мартиросов М.И.	
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЛАГОНАСЫЩЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАК-	1.4.4
ТЕРИСТИКИ УГЛЕПЛАСТИКА. ИЗГОТОВЛЕННОГО НА ОСНОВЕ ПРЕПРЕГОВОЙ	144
ТЕХНОЛОГИИ	
Лежин В В	
О ЛИНАМИЧЕСКОМ ТОРМОЖЕНИИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ ЛЛИННОВОЛНОВЫХ	146
ИЗГИБНЫХ КОЛЕБАНИЙ ВИНТОВОЙ ЛИСЛОКАЦИИ	140
Почин В В	
ΟΕ ИЗГИЕНЫХ КОПЕБАНИЯХ ВИНТОВОЙ ЛИСЛОКАНИИ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИКЕ	147
2unguon A O Hotela A D Dugožinum M A	
Зырянов А.О., ноффе А.Д., Быооищик М.А. Оценика в пиания миироструитуры и рипа терминеской обработки	
	149
НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУВ НА СТОИКОСТЬ К ВОЗДЕИСТВИЮ СО <sub>2</sub> КОР-	
РОЗИИ	
Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В.	1 ~ 1
ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ НАГРУЖЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИН-	151
ДЕНТИРОВАНИИ ЛЕНТОЧНЫХ СИЛОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ ТINI	
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Ямщикова К.С.	
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФ-	153
ФЕКТА В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al-Cu-Si ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ В ИМПУЛЬС-	155
НОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Шахбанова С.Г., Журавлева К.Н.	
ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ФАЗООБРАЗОВА-	155
НИЕ В СОСТАРЕННОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Al-Si-Fe-Mn-Mg	
Красницкий С.А., Трофимов А.С., Севостьянов И.Б., Ради Э.	
ЭФФЕКТИВНЫЕ УПРУГИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА С ЖЕСТ-	157
КИМИ ТОРОИЛАЛЬНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ	
Глалковский С.В. Каманшев И.С. Кутенева С.В. Веселова В.Е.	
СТРУКТУРА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ МА-	
ТЕРИАЛОВ ПО ТИПУ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ С СЭНЛВИЧ-	158
СТРУКТУРОЙ	
Тимофеера Е.Е. Парценкора Н.Г. Тагильнер А.И. Пинкалёра М.В. Панценко Е.Ю.	
Тимофсьа Е.Е., ларченкова П.Г., Тагильцев А.И., Пичкалева М.Д., Панченко Е.Ю. В пидние режима терминеской осрасотки на репиници терминеско	
ΕΛ ΙΑ ΜΕΥ Α ΗΙΑΠΕΛΚΛΓΙΟ ΓΙΑΛΤΕΙ ΚΑΙ ΤΕ Ι ΚΑΙ ΤΕ ΤΟ ΤΑΟ ΤΑΝ ΤΑ ΔΕ ΙΜΑΤΙΠΟΙ ΤΕ ΓΙΜΗΥΕΟΚΟ-	160
I O H WIEAAHHMEUNOI O I HU I EFESHUOD ΠΡΗ ΓΑΟΦΗΤΗΗ WAP I ΕΠUΗΤΗDIA ΠΡΕ- DDA ΠΕΙΙΗΙ D ΜΟΠΟΥDΗΟΤΑ ΠΠΑΥΝΈ Ες. Co. (cm. 9/)	
DEALEDRIND MUNUNUNULAJIJIAA $NI_{54}Fe_{19}Ua_{27}$ (at. %)	
имощеева Е.Е., Ларченкова п.I., Гагильцев А.И., Пичкалева М.В., Панченко Е.Ю.	1.00
межмартенситные превращения при охлаждении/нагреве в моно-	162
КРИСТАЛЛАХ N154Fe19Ga27 (ат. %) ПОД СЖИМАЮЩЕИ НАГРУЗКОИ	

Сафин Э.В., Малышева С.П., Галеев Р.М. ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С СУБМИКРО- КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И БИМОДАЛЬНОЙ СУБМИКРО-МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУК- ТУРАМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ, ДИНАМИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕ- НИЯХ	164
Ильясов Р.Р., Маркушев М.В., Автократова Е.В., Крымский С.В. ЭФФЕКТ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО И ПОВТОРНОГО СТАРЕНИЯ НА НАНОСТРУКТУ- РИРОВАНИЕ И ТВЕРДОСТЬ ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕ- ВОГО СПЛАВА Д16	165
Беляев С.П., Реснина Н.Н., Николаев В.И., Тимашов Р.Б., Газизуллина А.Р., Сибирев А.В., Аверкин А.И., Крымов В.М. ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА NiFeGa	166
Жадяев А.А., Новиков В.А. РАСТВОРНЫЙ СИНТЕЗ СЖИГАНИЕМ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ, ОКСИДОВ, СОСТАВА Си-Cr-O	167
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Салова Ю.С., Тюменцев А.Н. ВЛИЯНИЕ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАСТА- БИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СТРУК- ТУРНОМ СОСТОЯНИИ, ПОЛУЧЕННОМ В УСЛОВИЯХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК	169
Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Салова Ю.С., Тюменцев А.Н. ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	170
Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Псахье С.Г. ЗАРОЖДЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ В ГЦК НАНОКРИСТАЛЛАХ: НОВЫЙ МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ И РЕЗУЛЬТАТЫ МОЛЕ- КУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	171
Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Кравченко Д.А., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОЙ 12 %-Й ХРОМИСТОЙ ФЕРРИТНО- МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЧС-139 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ 20 °С ДО 720 °С	172
Фомин Е.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МОНО - И ПОЛИКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ	173
Хибник Т.А. ФРАКТАЛЬНАЯ СТРУКТУРА ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ИЗ- ЛОМОВ	174
Абдугаффарова К.К., Дорогов М.В., Викарчук А.А. СОРБЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМОСИЛИКАТОВ ДЛЯ КОМ- ПЛЕКСНОЙ ОЧИСТКИ СТОЧНЫХ ВОД	176
Зайцев Д.В., Гилев М.В., Волокотина Е.А., Антониади Ю.В., Измоденова М.Ю, Липин Г.И. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ТРАБЕКУЛЯРНОЙ КОСТИ ОКОЛОСУСТАВНОЙ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПРИ СЖАТИИ	178
Андронов И.Н., Демина М.Ю. НАПРЯЖЕНИЯ И ДЕФОРМАЦИИ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ БАЛКЕ	179
Андронов И.Н.,Крючков С.В., Чурилина И.В. ОБРАТИМЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА В РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	181
Андронов И.Н., Савич В.Л. КОЭРЦИТИМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ КРИВИЗНЫ ПЛАСТИН ИЗ СТАЛИ КО8Ю	183
Грачева Я.И., Лепендин А.А., Поляков В.В. ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА ГЛАВНЫХ КОМПОНЕНТ ПРИ ВИХРЕТОКОВОМ ИССЛЕ- ДОВАНИИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	185

Прокофьева О.В., Сапронов А.Н., Прилепо Д.В., Гангало А.Н. ПРИМЕНЕНИЕ ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ В МЕТАЛЛАХ ВНУТРЕННЕЙ АРХИТЕКТУРЫ ТИПА ОБОЛОЧКА-СЕРДЕЧНИК	186
Рааб Г.И., Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н. ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЫШЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА СИСТЕ- МЫ Си–Сг–Сd–Zr МЕТОДАМИ ИПД	188
Гарипова Р.Н., Мухаметдинова О.Э., Автократова Е.В., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В. ФОРМИРОВАНИЕ (УЛЬТРА)МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В Al-Mg-Sc-Zr СПЛАВЕ ПРИ ТЕПЛОЙ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКЕ	189
Сафиуллин Р.В. ИССЛЕДОВАНИЯ, РАЗРАБОТКА И РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕ- СКОЙ ФОРМОВКИ И ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ В ИПСМ РАН	190
Нохрин А.В., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Копылов В.И., Пискунов А.В., Бобров А.А., Берендеев Н.Н., Мурашов А.А., Короткова В.В. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	191
Нохрин А.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Пирожникова О.Э., Пискунов А.В. АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ИНТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОР- МИРОВАНИЯ НА ДИФФУЗИОННЫЕ СВОЙСТВА НЕРАВНОВЕСНЫХ ГРАНИЦ ЗЕ- РЕН СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	192
Нохрин А.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Тряев П.В., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Табачкова Н.Ю., Михайлов А.С., Ершова А.Е., Грязнов М.Ю., Берендеев Н.Н., Мурашов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ α- ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ	193
Нохрин А.В., Шадрина Я.С., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Бобров А.А., Смирнова Е.С., Коротков В.В., Мурашов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОЛОВА НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	194
Берендеев Н.Н., Мурашов А.А., Нохрин А.В., Копылов В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ИН- ТЕНСИВНОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	195
Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Попов А.А., Ланцев Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛЕГКИХ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕК- ТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	196
Нохрин А.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Бобров А.А., Мелехин Н.В., Пискунов А.В. АНАЛИЗ ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕ- СКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ, В УСЛОВИЯХ ВОЗВРАТА И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	198
Нохрин А.В., Копылов В.И., Терентьев А.В., Пискунов А.В., Бобров А.А., Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н., Короткова В.В., Мурашов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Си-Аg И Сu-Cr-Ag, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ- ПРЕССОВАНИЯ	199
Нохрин А.В., Сахаров Н.В., Болдин М.С., Ланцев Е.А., Попов А.А., Шотин С.В., Чувиль- деев В.Н., Благовещенский Ю.В., Исаева Н.В. ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕКЕРАМИКИ ИЗ ЧИСТОГО КАРБИДА ВОЛЬФРА- МА С ВЫСОКОЙ ТВЕРДОСТЬЮ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬЮ МЕТОДОМ ЭЛЕК- ТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ	200
Болдин М.С., Попов А.А., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ОКСИДОВ МАГНИЯ, ТИТАНА И ЦИРКО- НИЯ НА КИНЕТИКУ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ, СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕЛКОЗЕРНИСТОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	201

Сахаров Н.В., Болдин М.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Ланцев Е.А., Попов А.А., Мелехин Н.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ОБРАБОТКИ НАНО- И УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОРОШКОВ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ НА СТРУКТУРУ И СРОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, СПЕЦЕННЫХ ИЗ НИХ	202
Болдин М.С., Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Сахаров Н.В., Чувильдеев В.Н., Благовещенский Ю.В., Исаева Н.В., Шотин С.В., Зеленов А.Ю ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ	203
Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Мелехин Н.В., Попов А.А., Ланцев Е.А., Чуви- льдеев В.Н., Баранов Г.В., Белов В.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА КИНЕТИКУ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ МЕЛКО- ЗЕРНИСТЫХ ТЯЖЕЛЫХ ВОЛЬФРАМОВЫХ СПЛАВОВ	204
Нохрин А.В., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Пискунов А.В., Бобров А.А., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Короткова В.В., Зеленов А.Ю. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕ- СКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИ- НИЕВЫХ СПЛАВОВ	206
Горулева Л.С., Горкунов Э.С., Задворкин С.М., Макаров А.В. СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТОИДНОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ГИДРОЭКСТРУЗИИ	207
Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ И МЕХАНИЗМА РАЗРУШЕНИЯ НАВОДОРОЖЕН- НЫХ СТАЛЕЙ	208
Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Гагарин А.Ю., Невский С.А., Громов В.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ СЛОЕВ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА ПРИ ПРОПУС- КАНИИ ИМПУЛЬСНЫХ ТОКОВ НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ	210
Гувалов А.А., Аббасова С.И., Гейдарова Э.А. ВЛИЯНИЕ ТОНКОДИСПЕРСНОГО ИЗВЕСТНЯКА НА СВОЙСТВА ПОЛИФУНКЦИ- ОНАЛЬНОГО БЕТОНА	211
Соболева Н.Н., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЯ ПГ-СР2, ПОЛУЧЕННОГО ЛА- ЗЕРНОЙ НАПЛАВКОЙ И УПРОЧНЕННОГО ФРИКЦИОННОЙ ОБРАБОТКОЙ	212
Васильев Е.В., Виноградов А.Ю., Мерсон Д.Л.КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОР- МАЦИИ МАГНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ	213
Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ НАВОДОРОЖЕННОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ: IN SITU ИС- СЛЕДОВАНИЕ В КОЛОННЕ ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА	215
Аксенов Д.А., Фаизова С.Н. РОЛЬ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ ПРОЧНОСТИ В НИЗКОЛЕ- ГИРОВАННОЙ ХРОМ-ЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЕ В ПРОЦЕССЕ КВД	220
Васенина (Пухова) И.В., Курзина И.А. ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПОЛИМЕРОВ В УСТАНОВКАХ НА ОСНОВЕ ВАКУУМНОГО ДУГОВОГО РАЗРЯДА	224
Мартыненко Н.С., Добаткин С.В. ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИ- ЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА БИОРЕЗОРБИРУЕМОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА WE43	231
Кусакина Ю.В., Евард М.Е. ДЕФОРМАЦИЯ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	236

Красницкий С.А., Коломоец Д.Р., Гуткин М.Ю. РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В НЕОДНОРОДНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С ПЛОС- КИМИ ГРАНИЦАМИ РАЗДЕЛА	241
Козлов А.Ю., Дорогов М.В НАНОВИСКЕРЫ СuO – ФОТОКАТАЛИЗАТОР ДЛЯ ОЧИСТКИ ОТ ОРГАНИЧЕСКИХ ЗАГРЯЗНИТЕЛЕЙ.	247
Ибрагимов А.Р., Шафигуллин Л.Н. РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ УСТАЛОСТНОГО НАКОПЛЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ НА 4-Х ТОЧЕЧНЫЙ ИЗГИБ НА ОСНОВЕ ИСПЫТАНИЙ РЕАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ	252
Лабецкий В.С. УЛЬТРАЗВУКОВАЯ КОНТАКТНАЯ ОЧИСТКА ТОПЛИВНОЙ АППАРАТУРЫ ДВИ- ГАТЕЛЕЙ ВНУТРЕННЕГО СГОРАНИЯ	256
Филиппов.М.А, Ягудин.Г.А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НОВЫХ СТАЛЕЙ ПЕРЛИТНОГО КЛАССА	261
Матвиенко А.Н., Золоторевский Н.Ю. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВОК НА ГРАНИЦАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ	265
Пережогин В.Ю., Кудря А.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ В МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ	270
Лапуть О.А., Курзина И.А. НОВЫЕ БИОСОВМЕСТИМЫЕ МАТЕРИАЛЫ ИЗ ПОЛИЛАКТИДА И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО ОСНОВЕ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ МЕТОДОМ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ	275
Озерец Н.Н., Филиппов М.А. ПОВЫШЕНИЕ АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОХРОМИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ОБРАБОТКЕ ХОЛОДОМ	281
Ахмедова Т.Ш., Кудря А.В. ФАКТОРЫ РИСКА ПРЕЖДЕВРЕМЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЁРДЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ИЗДЕЛИЙ СЕЛЬСКОХОЗЯЙСТВЕННОЙ ТЕХНИКИ	286
Боргардт Е.Д., Криштал М.М. ОБ УЧАСТИИ НАНОЧАСТИЦ SiO2 В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ ОКСИДНОГО СЛОЯ ПЛАЗМЕННО-ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИМ ОКСИДИРОВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ	291
Борисюк Д.В., Панин В.Е. ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СКОЛЬЖЕНИЕ И ПОВОРОТНЫЕ МОДЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ВЫСОКОЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ	297
Суаридзе Т.Р., Хлебникова Ю.В. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ АНТИКОРРОЗИОННЫХ СВОЙСТВ ТЕКСТУРОВАН- НЫХ ЛЕНТ-ПОДЛОЖЕК ИЗ БИНАРНЫХ И ТРОЙНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕ- ДИ	302
Воробьев Д.А., Кудря А.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРИЁМОВ КОГНИТИВНОЙ ГРАФИКИ ПРИ «РАСКОПКАХ ДАННЫХ» БАЗ ДАННЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННОГО КОНТРОЛЯ В МЕТАЛЛУРГИИ	307
Пескова А.В., Мельников А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА ДЕТАЛЯХ ГТД ИЗ ЖА- РОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП 718	311
Афанасьев М.А., Растегаев И.А., Коротков В.А., Мерсон Д.Л. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НАПЛАВОК, ВЫПОЛНЕННЫХ ПРОВОЛО- КАМИ 20X16 И 26X16 НА ОСНОВЕ ИЗ СТАЛИ 55Г	315
Именной указатель	320
Содержание	324

Научное издание

## «ФИЗИЧЕСКОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ»

VIII Международная школа с элементами научной школы для молодежи

(Тольятти, 3-12 сентября 2017 года)

## «АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ»

LIX Международная конференция

(Тольятти, 5-8 сентября 2017 года)

Сборник материалов и конкурсных докладов

В авторской редакции

Компьютерная верстка: Е.В. Черняева

Предпечатная подготовка: Г.В. Карасева

Дизайн обложки: И.И. Шишкина

Подписано в печать 16.08.2017. Формат 60×84/16. Печать оперативная. Усл. п. л. 19,41. Тираж 150 экз. Заказ № 4-12-17.

Издательство Тольяттинского государственного университета 445020, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14