

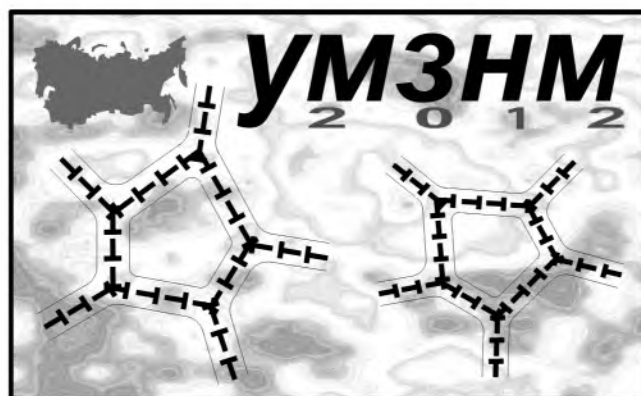
**Российская академия наук
Министерство образования и науки РФ
Академия наук Республики Башкортостан
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
Башкирский государственный университет**

Открытая школа-конференция стран СНГ

**«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»**

Уфа, Республика Башкортостан, Россия

8-12 октября 2012 г.



ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

**Уфа
РИЦ БашГУ
2012**

УДК 539.3/.5+620.18+621.7
ББК 22.251+22.37+24.51+34.2+34.62
У51

Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы:

У51 тезисы докладов Открытой школы-конференции стран СНГ. 8-12 октября 2012 г., г. Уфа / отв. ред. д-р физ.-мат. наук А. А. Назаров. — Уфа: РИЦ БашГУ, 2012. — 228 с.

ISBN 978-5-7477-3042-7

В сборнике представлены последние достижения в области разработки и исследования ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Представленные доклады посвящены проблемам получения и изучения микро- и атомной структуры, физических и механических свойств этих материалов, а также результатам исследования фазовых превращений и структуры границ зерен в них. Рассмотрены вопросы практического применения ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов.

УДК 539.3/.5+620.18+621.7

ББК 22.251+22.37+24.51+34.2+34.62

ULTRAFINE GRAINED AND NANOSTRUCTURED MATERIALS:

Abstracts of the Open School-Conference of NIS countries (Ufa, 8-12 October, 2012). – Ufa, Bashkir State University, 2012. - 228 p.

The book presents the latest achievements in the development and study of ultrafine grained and nanostructured materials. The reports presented are devoted to the problems of processing and study of the micro- and atomic structure, physical and mechanical properties of these materials and the results of studies of phase transformations and grain boundary structure in them as well. Problems of practical applications of ultrafine grained and nanostructured materials are considered.

УДК 539.3/.5+620.18+621.7

ББК 22.251+22.37+24.51+34.2+34.62

ISBN 978-5-7477-3042-7

© БашГУ, 2012

© ИПСМ РАН, 2012

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Открытой школы-конференции стран СНГ
«Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы-2012»
Уфа, 8-12 октября 2012 г.

Председатель:

Р.Р. Мулюков д-р физ.-мат. наук, директор Института проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

Сопредседатель:

А.Г. Мустафин академик АН РБ, ректор Башкирского государственного университета, Уфа, Россия

Члены оргкомитета:

Е.Н. Каблов академик, директор Всероссийского института авиационных материалов, Москва, Россия

В.А. Левин академик, зам. директора по научным вопросам Института автоматики и процессов управления ДВО РАН, Владивосток, Россия

Н.Ф. Морозов академик, ведущий научный сотрудник Института проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

В.В. Устинов академик, директор Института физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

П.А. Витязь академик, первый заместитель Председателя Президиума НАН Беларуси, Минск, Беларусь

Р.В. Гольдштейн чл.-корр. РАН, зав. лабораторией Института проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия

М.И. Алымов д-р техн. наук, зав. лабораторией Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

В.В. Рыбин чл.-корр. РАН, профессор С.-Петербургского государственного технического университета, С.-Петербург, Россия

В.Н. Варюхин д-р физ.-мат. наук, директор Донецкого физико-технического института им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина

А.М. Глезер д-р физ.-мат. наук, профессор, директор Института металловедения и физики металлов ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия

Г.Э. Норман д-р физ.-мат. наук, профессор, зав. отделом Объединенного института высоких температур РАН, Москва, Россия

М.М. Мышляев д-р техн. наук, зав. лабораторией Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

В.Н. Перевезенцев д-р физ.-мат. наук, директор Нижегородского филиала Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Н. Новгород, Россия

М.Д. Старостенков д-р физ.-мат. наук, зав. кафедрой Алтайского государственного технического университета, Барнаул, Россия

Э.В. Козлов д-р физ.-мат. наук, зав. кафедрой Томского государственного архитектурно-строительного университета, Томск, Россия

Н.А. Конева д-р физ.-мат. наук, профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета, Томск, Россия

С.Г. Псахье д-р физ.-мат. наук, директор Института физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

А.Ф. Ильющенко д-р техн. наук, профессор, чл.-корр. НАН Беларуси, генеральный директор ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск, Беларусь

В.В. Рубаник	д-р техн. наук, директор Института технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
В.И. Левит (США)	д-р физ.-мат. наук, VITALD LLC, Hilliard, OH, USA
К.М. Жумалиев	академик НАН КР, д.т.н., директор Института физико-технических проблем и материаловедения НАН КР, Бишкек, Кыргызстан
Н.К. Касмамьтов	д-р физ.-мат. наук, зав. лабораторией порошковых материалов Института физико-технических проблем и материаловедения НАН КР, Бишкек, Кыргызстан
А.И. Дикусар	чл.-корр. АН Молдовы, профессор Института прикладной физики АН Молдовы, Кишинев, Молдова
Э.К. Гусейнов	д-р физ.-мат. наук, профессор, зав. лабораторией Института физики НАН Азербайджана, Баку, Азербайджан
А.А. Иноземцев	д-р техн. наук, управляющий директор – генеральный конструктор ОАО «Авиадвигатель», Пермь, Россия
С.П. Павлиннич	первый заместитель генерального директора - технический директор ОАО «Уфимское моторостроительное производственное объединение», Уфа, Россия
М.Х. Харрасов,	д-р физ.-мат. наук, зав. кафедрой Башкирского государственного университета, Уфа, Россия
Р.А. Якшибаев	д-р физ.-мат. наук, декан физического факультета Башкирского государственного университета, Уфа, Россия
Р.М. Имаев	д-р техн. наук, зам. директора Института проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
С.В. Дмитриев	д-р физ.-мат. наук, зав. лабораторией Института проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

Локальный комитет

Сопредседатели:

А.А. Назаров	д-р физ.-мат. наук, зам. директора ИПСМ РАН
В.П. Захаров	д-р хим. наук, проректор БашГУ

Члены локального комитета:

В.Г. Трифонов	канд. техн. наук, зам. директора ИПСМ РАН
А.В. Корзников	д-р техн. наук, в.н.с. ИПСМ РАН
М.Р. Шагиев	канд. техн. наук, ученый секретарь ИПСМ РАН
Ю.М. Юмагузин	д-р физ.-мат. наук, профессор БашГУ
В.М. Валитова	канд. хим. наук, зав. сектором ИПСМ РАН

ШКОЛА-КОНФЕРЕНЦИЯ ПРОВОДИТСЯ ПРИ ПОДДЕРЖКЕ:

Российского фонда фундаментальных исследований
 Академии наук Республики Башкортостан
 ОАО «Уфимское моторостроительное производственное объединение», г. Уфа
 ОАО «Авиадвигатель», г. Пермь
 ООО «ТЕСКАН», г. Санкт-Петербург
 ООО «Новоуральский научно-конструкторский центр», г. Ново-Уральск
 ООО «Газпром Трансгаз Уфа», г. Уфа

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И ФРАГМЕНТАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЁРДЫХ ТЕЛ

Рыбин В.В.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, С.-Петербург
rybin.spb@gmail.com

Металлы и сплавы, независимо от их химического состава, типа кристаллической решётки, исходной субструктуры и вида нагружения по достижении определённой величины пластической деформации **фрагментируются** в широком диапазоне температур и скоростей $\dot{\epsilon}$. Это означает, что под действием пластической деформации изначально однородно ориентированные монокристаллические области, например, зёрна поликристаллического агрегата, фрагментируются – разбиваются на множество субмикроскопических областей (фрагментов), поперечные размеры которых близки к 0,2 – 0,3 мкм и слабо меняются с дальнейшим ростом величины ϵ , а распределение углов разориентировки соседних фрагментов находится в области большеугловых разориентировок межзёренного типа. При этом величина максимального угла разориентировки фрагментов линейно нарастает с увеличением ϵ , так что при достаточно больших деформациях в ансамбле границ фрагментов можно встретить любые из кристаллографически разрешённых разориентировок, а доля большеугловых разориентировок стремится к ста процентам [1].

Эти утверждения были сформулированы более 25 лет назад, на основании общих теоретических построений физики развитой пластической деформации и анализа относительно небольшого массива экспериментальных данных. С тех пор накопилось огромное количество новых экспериментальных результатов, полученных во многих отечественных и зарубежных лабораториях при изучении структур сильнодеформированных модельных и промышленно выпускаемых конструкционных и функциональных металлов и сплавов, деформированных в самых необычных условиях нагружения, в широчайшем диапазоне температурно- скоростных режимов пластической деформации. Особенно подробно были исследованы структуры, характерные для различных вариантов РКУ прессования и экструзии, в том числе и потому, что в последнее десятилетие получили широкое распространение такие методы анализа больших ансамблей разориентировок субмикроскопических областей, как EBSD метод. Удивительно, но все эти новые результаты полностью подтвердили предсказание [1]. Поэтому представляется целесообразным вновь вернуться к анализу доказательной базы явления фрагментации. В том числе и с учётом недавно опубликованных данных по динамическому нагружению.

Литература

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов М.: Metallurgia, 1986, 224 с.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ И ИЗДЕЛИЙ МЕТОДАМИ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ

Варюхин В.Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины
var@hpress.fti.ac.donetsk.ua

Представлены результаты исследований и разработок, связанных с созданием наноструктурных материалов и изделий путем пластической деформации металлов и сплавов под давлением. Обсуждаются физические принципы и механизмы формирования и сохранения наноструктур в этих условиях, а также научные основы эффективных технологических процессов получения изделий с улучшенными или качественно новыми физико-механическими характеристиками.

В качестве методов осуществления пластической деформации рассматриваются: винтовая экструзия, угловая и пакетная гидроэкструзия, прокатка, волочение, штамповка и т.д.

Показано, что благодаря формированию специальной наноструктуры, винтовая экструзия (ВЭ) существенно улучшает механические характеристики алюминиевых и титановых сплавов конструкционного назначения. Последующая деформация прокаткой, гидроэкструзией, радиальным выдавливанием позволяет получить из этих материалов заготовки и изделия без потери уникальной структуры и свойств.

Так, ВЭ заготовок из технически чистого титана медицинского назначения приводит к формированию в них высоких прочностных свойств в сочетании с высокой пластичностью. Пределы прочности и текучести заготовки, обработанной четырьмя циклами ВЭ, выросли по сравнению с исходным состоянием на 50% и на 70% соответственно. Величина относительного сужения ψ осталась на уровне исходного значения, что говорит о высокой технологической пластичности материала, т.е. его способности к дальнейшей формообразующей обработке.

Приведены результаты обработки методом ВЭ двухфазных титановых сплавов авиационного назначения. Полученные заготовки использованы для изготовления рабочих лопаток компрессоров авиационных двигателей на предприятии ОАО «Мотор Сич». Использование продукции в виде нанокристаллических титановых прутков для изготовления рабочих лопаток компрессоров приведет к повышению ресурса работы авиационных двигателей.

Интенсивная пластическая деформация предварительно состаренного сплава АД-31 увеличивает в 2 раза прочность по сравнению с гомогенизированным и состаренным состоянием при удовлетворительной пластичности и переводит его в разряд высокопрочных сплавов.

Впервые в СНГ разработана технология получения тонкой титановой проволоки с высокими деформационно-прочностными характеристиками.

Комбинированная пластическая деформация с применением пакетной гидроэкструзии, позволяя варьировать диаметр волокон в широких пределах (3 нм – 3 мм), может быть успешно использована для создания в волокнистых металлических композитах наноструктурного состояния, характеризующегося уникальным комплексом свойств.

АНАЛИЗ УСЛОВИЙ ФОРМИРОВАНИЯ ФРАГМЕНТОВ В ПОЛОСАХ СДВИГА

Свирина Ю.В., Перевезенцев В.Н.

Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А.Благодатова РАН
svirina@phys.unn.ru

Для создания адекватной теории фрагментации ключевое значение имеет построение физической модели, описывающей процесс возникновения средне- и большеугловых границ зерен в процессе пластической деформации.

В проведенных ранее теоретических исследованиях [1] в рамках кинетического подхода, основанного на представлениях о самосогласованной динамике дислокационных ансамблей вблизи мезодефектов (дисклинаций, дисклинационных диполей и планарных скоплений дислокаций ориентационного несоответствия), рассматривалась лишь начальная стадия процесса фрагментации, а именно, образование в упругом поле дисклинаций оборванных дислокационных субграниц с разориентировкой не превышающей мощности дисклинаций (менее 1 градуса).

В настоящей работе методом компьютерного моделирования [1] проведен анализ условий возникновения фрагментов с среднеугловыми границами в полосах сдвига. Возникновение фрагментов со среднеугловыми (с углами разориентировки 5-6 градусов) и даже большеугловыми границами экспериментально наблюдалось в полосовой структуре при деформации ряда ОЦК и ГЦК металлов и сплавов (см. например [2-3]).

Показано, что основным условием преобразования слабоориентированных дислокационных структур в фрагментированную структуру является подавление пластической деформации внутри субзерна упругими полями мультиполя дисклинаций, возникающих в стыках субзерна в результате несогласования пластических разворотов по отдельным его границам. При выполнении этих условий при продолжающейся деформации в окружающей матрице это субзерно ведет себя подобно недеформируемому включению и испытывает кристаллографический разворот, который на дислокационном языке можно представить как результат формирования самосогласованных дислокационных стенок на поверхности субзерна под воздействием потока дислокаций из окружающего объема. При этом разориентировка субзерна непрерывно увеличивается, преобразуя исходные малоугловые дислокационные границы в среднеугловые и в пределе в большеугловые границы.

Литература

1. Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н., Рыбин В.В., Основы кинетической теории формирования разориентированных структур при пластической деформации металлов.- Нижний Новгород: Изд-во «Литера», 2011.-368 с.
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов.-М.: Металлургия, 1986.-224с.
3. Dorothe'e Dorner, Yoshitaka Adachi and Kaneaki Tsuzaki, Periodic crystal lattice rotation in microband groups in a bcc metal, Scripta Materialia 57 (2007) 775–778

ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ В РЕЗУЛЬТАТЕ $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ ПРЕВРАЩЕНИЙ

Сагарадзе В.В., Катаева Н.В., Кабанова И.Г., Завалишин В.А.

ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, С.Ковалевской, 18
vsagaradze@imp.uran.ru

В процессе нагрева со средними и высокими скоростями при обратном мартенситном $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения в метастабильных аустенитных сталях наблюдается преимущественное восстановление ориентации исходных аустенитных зерен, что не вызывает заметной диспергизации аустенитной структуры. Чтобы получить нанокристаллическую γ -фазу в результате размножения γ -ориентаций при прямом $\gamma \rightarrow \alpha$ и обратном $\alpha \rightarrow \gamma$ мартенситных превращениях, необходимо устранить возможность зарождения циклированной γ -фазы на остаточном аустените, как на подкладке. Образование нанокристаллической пластинчатой γ -фазы в образцах любого объема в сплаве Fe-32Ni при обратном мартенситном (бейнитном) $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении обеспечивается в условиях медленного нагрева со скоростью 0,01-0,4 К/мин. В этих условиях нагрева происходит устранение ориентирующего влияния остаточного аустенита на зарождающуюся γ -фазу за счет образования малоникелевого «буферного» слоя по границам мартенситных кристаллов в процессе перераспределения никеля между α и γ фазами в соответствии с диаграммой равновесия Fe-Ni. Это способствует зарождению первых порций γ -фазы не на границах, а внутри мартенситных α -кристаллов, и приводит к образованию до $24^2 = 576$ ориентаций аустенита в каждом исходном аустенитном зерне, существовавшем до цикла $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ превращений.

Как показали последние исследования, превращение $\alpha \rightarrow \gamma$ имеет сложный характер и развивается с образованием тонких кристаллов промежуточной фазы – ϵ -мартенсита при 320⁰С, которые при дальнейшем нагреве заменяются обогащенной никелем наноразмерной γ -фазой с развитием упорядочения по типу L1₀. На последнем этапе $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения (460-530⁰С) формируется глобулярный аустенит, который поглощает смесь α и γ фаз с сохранением сильной концентрационной неоднородности по никелю.

Формирование нанокристаллического аустенита при $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении позволяет коренным образом изменить прочностные, магнитные и некоторые функциональные свойства сталей. Наблюдается существенное упрочнение α -мартенсита в результате образование нанокристаллической γ -фазы. Различно ориентированная дисперсная γ -фаза дробит магнитные домены и обеспечивает формирование магнитотвердого состояния в высокопрочных мартенситно-старяющихся сталях. При частичном $\alpha - \gamma$ превращении в реакторных нержавеющих сталях с пакетным мартенситом увеличивается площадь стоков точечных дефектов на α/γ межфазных границах, что сдерживает порообразование при облучении высокоэнергетическими частицами. Это позволяет создать стойкие против радиационного распухания стали со структурой чередующихся тонких пластин аустенита и мартенсита. Нанокристаллическую γ -фазу можно использовать в качестве промежуточного состояния, позволяющего получать уникальные тепловые свойства в метастабильных Fe-Ni сплавах и управлять коэффициентом термического расширения (КТР) в широких пределах с помощью термообработки.

Работа выполнена по теме «Структура» при частичной поддержке УрО РАН (проекты № 12-П-2-1043 и 12-М-23-2031).

ДЕФОРМАЦИОННОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
radik@imsp.ru

После более чем двадцатилетних исследований ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных (НС) материалов, полученных деформационными методами, эти исследования входят в стадию применения в промышленных технологиях. Вместе с тем, происходит также систематизация и переосмысление полученных результатов, их связи с прежними исследованиями в области физики прочности и пластичности.

В основе деформационных методов наноструктурирования (в более узком смысле называемых методами интенсивной пластической деформации (ИПД)) лежат фундаментальные исследования эволюции микроструктуры материалов при больших пластических деформациях как при низких, так и при высоких температурах. Исследования фрагментации структуры металлов при низкотемпературной развитой пластической деформации, проведенные в 70-80-х годах прошлого столетия, главным образом школой В.В. Рыбина [1], послужили основой получения УМЗ и НС материалов разработанными позднее методами ИПД, такими, как кручение под квазигидростатическим давлением (КГД), равноканальное угловое прессование (РКУП) и др. Исследования в области больших деформаций при высокой температуре - сверхпластической деформации, проведенные в те же годы в ИПСМ РАН [2], привели к созданию деформационного метода измельчения, использующего механизмы динамической рекристаллизации – всестороннюю изотермическую ковку (ВИК) [3].

Методы ИПД приводят к формированию УМЗ и наноразмерной структуры с неравновесными границами зерен, что позволяет в достаточно широких пределах изменять физические и механические свойства материалов. Приведены примеры структуры НС металлов, полученных ИПД и существенной зависимости их электронных, упругих и других свойств от размера зерен и состояния их границ. Обсуждаются отличия методов ИПД и ВИК, преимущества ВИК в получении крупногабаритных УМЗ и НС материалов.

Приведены примеры практического использования УМЗ и НС материалов в развитии технологий сварки давлением разнородных материалов, сверхпластической формовки и интегральных технологий, основанных на сварке давлением и сверхпластической формовке.

Продемонстрированы опытные изделия для авиационной техники, полученные путем комбинации сверхпластической формовки и сварки давлением из материалов, наноструктурированных с помощью ВИК. Наиболее ярким примером практического применения УМЗ материалов является создание первой отечественной полый широкохордной лопатки вентилятора для перспективного авиационного двигателя.

Литература

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов М.: Металлургия, 1986, 224 с.
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. - М.: Металлургия, 1984. - 276 с.
3. Мулюков Р.Р. Российские нанотехнологии. 2007. Т. 2, № 7-8. С. 38-53.

ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Мышляев М. М.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твёрдого тела Российской академии наук, Черноголовка
myshlyae@issp.ac.ru

На основе экспериментальных данных предложена модель. Рассмотрим произвольную не лежащую в плоскости скольжения субграницу – сетку из двух серий близких к винтовым дислокаций, способных скользить в пересекающихся плоскостях скольжения в разные стороны от сетки. Под действием напряжения сегменты прогибаются между узлами, оказывая на них силовое воздействие. Пересечение дислокаций в одном из узлов под этим воздействием и локализованной в нём термофлуктуации приводит к разрыву узла с образованием порогов на дислокациях, к новым конфигурациям сегментов и к росту силы, действующей на соседние узлы. Последнее облегчает пересечение дислокаций в соседних узлах. Процесс развивается катастрофически, субграница разрушается. Дислокации скользят до соседних границ, внося вклад в деформацию. Достигая их, они изменяют их. Разрушение субграницы меняет условия равновесия для примыкающих к ней субграниц. Они разрушаются или мигрируют. В ходе ползучести границ становится меньше, блоки растут. Часть субграниц изменяется по структуре и/или конфигурации. Они новые кандидаты для разрушения. Т.о. контролируемый пересечением дислокаций разрыв одного узла вызывает движение многих дислокаций и субграниц в значительном объёме материала, что даёт деформацию. Предполагается, что при испытаниях на растяжение на дислокациях образуются межузельные пороги, а при испытаниях на кручение образуются вакансионные пороги.

Для проверки модели методом *in situ* в высоковольтном электронном микроскопе исследована эволюция дислокационной структуры в ходе ползучести при растяжении образцов поликристаллического алюминия. Показана существенная роль скольжения дислокаций с порогами, выходящих из субграниц. Посредством электронно-микроскопического анализа характера таких дислокаций и анализа их движения при ползучести на основе уравнений Баррета – Никса [1] установлено, что им отвечают векторы Бюргерса со значительной винтовой компонентой и пороги межузельного типа.

В ходе ползучести субграницы разрушались и мигрировали. Они мигрировали посредством скольжения их дислокаций. Выходящие из сеток дислокации быстро перемещались скольжением. Это обеспечивало деформацию. Процесс начинался с последовательного переходящего в лавинообразный выхода дислокаций из четырёхугольных сеток. Постепенно процесс охватывал много субзёрен.

В целом, полученные результаты подтверждают изложенную выше модель стационарной ползучести.

Работа выполнена при поддержке РФФИ.

Литература.

1. *Barret C.R., Nix W.D. Acta Met.*, v. 13, № 12, p. 1247 – 1258 (1965).

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Козлов Э.В., Конева Н.А.

*ФГБОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»
г. Томск, Россия
kozlov@tsuab.ru*

Доклад посвящен рассмотрению изменения механизмов деформации с измельчением зерен. В используемых в практической деятельности металлических поликристаллах в последние годы резко уменьшается размер зерна. Изменение размера зерна влечет за собой ряд особенностей в поведении деформированного поликристалла. Изменяются механизмы пластической деформации и соответственно закономерности деформационного упрочнения. В объеме поликристаллического агрегата растет плотность границ зерен, тройных стыков на них, изменяется механизм концентрации напряжений, становится разнообразной амплитуда внутренних напряжений и локализация их в пространстве поликристалла. Механизмы пластической деформации, базирующиеся на чистом сдвиге, дополняются изменением объема материала и перемещением свободного или стесненного объемов. Материал поликристалла становится более склонным к фазовым превращениям в ходе пластической деформации. Термоактивируемые процессы с измельчением зерна становятся более разнообразными. Механизм локализации деформации переходит на меньший объем. На ряду со стандартными дислокационными механизмами большую роль начинают играть механизмы, связанные с дислокациями с малым размером вектора Бюргерса и недислокационные механизмы. Сильно возрастает роль свободного и стесненного объемов, локализованных вблизи различных дефектов решетки, а также распределения зерен по размерам. Процессы в крупных зернах доминируют, а в мелких почти выключаются. Наблюдается разнообразие локальных механизмов деформации.

Различного рода зернограницные сдвиги, как диффузионные, так и дислокационные, при размерах зерен в окрестности 10 нм становятся доминирующими. В противоположность этому при размерах зерен более 1 мкм доминирует дислокационный механизм деформации. Весьма интересна промежуточная область – интервал 1000...10 нм, в которой достаточно эффективно взаимодействуют зернограницные сдвиги и дислокационное скольжение.

Установлено, что при анализе деформации поликристаллического агрегата в нанобласти нельзя ограничиваться лишь средним размером зерна. Для разделения роли дислокационных и диффузионных механизмов деформации необходимо, во-первых, учитывать согласованность различных вкладов в деформацию в каждом зерне и, во-вторых, учитывать деформацию зерен различного размера, принадлежащих набору зерен исследуемого поликристалла.

КРИТИЧЕСКИЕ РАЗМЕРЫ ЗЕРЕН МИКРО- И МЕЗОУРОВНЯ

Конева Н.А., Козлов Э.В., Попова Н.А., Тришкина Л.И.

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

Классическое соотношение Холла-Петча (Х-П):

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (1)$$

связывает предел текучести поликристалла σ , и размер зерна d . В этом соотношении σ_0 – сопротивление деформированию монокристалла, k – коэффициент Холла-Петча. Соотношение (1) много лет используется для анализа механических свойств поликристаллических агрегатов. К настоящему моменту известно, что оно выполняется для поликристаллов как мезоуровня размеров зерен, так и микроуровня. Напомним, что мезоуровень охватывает интервал размеров зерен от 10 мкм до 1 мкм, микроуровень – от 1 мкм до 3 нм. При этом с уменьшением размера зерна при переходе в микрообласть коэффициент Х-П уменьшается в широком интервале размеров зерен. В частности, для наиболее исследованной в этом отношении меди в большом интервале размеров зерен от $d = 10^6$ нм до $d = 10$ нм коэффициент k уменьшается. Критическим размером зерна является $d_1^{kp} = 10$ нм, когда коэффициент Х-П k обращается в нуль; обнуление коэффициента Х-П k означает смену зернограничного упрочнения зернограничным разупрочнением. Второй критический размер зерна $d_2^{kp} = 100$ нм, когда зерна или фрагменты (субзерна) становятся бездислокационными, и σ_0 становится равным нулю. Это означает, что внутризёренное упрочнение исчезает. Третий критический размер зерна находится в области размеров мезоуровня: $d_3^{kp} \approx 10$ мкм. Если $d > 10$ мкм, то в ансамбле дислокаций преобладают статистически запасённые дислокации (СЗД) с плотностью ρ_S . Если $d < 10$ мкм, то преобладают геометрически необходимые дислокации (ГНД) с плотностью ρ_G . В области мезоуровня размеров зерен есть еще критический размер $d_4^{kp} = 100$ мкм. При $d > 100$ мкм скорость накопления дислокаций с деформацией резко ослабевает.

Достижение каждого критического размера зерна изменяет механизмы деформации и упрочнение поликристаллов и формирует физическое различие между микро- и мезоуровнем размера зерен. Переход от мезоуровня к микроуровню практически во всем интервале размеров зерен и фрагментов может быть представлен с использованием ГНД. Если на мезоуровне ρ_G составляет долю 0.1...0.2 от скалярной плотности дислокаций ρ , то при приближении к размеру зерна 200...300 нм дислокационная структура полностью реализуется ГНД. Формируется градиентная дислокационная структура, обеспеченная полями напряжений от дисклинаций, расположенных в границах зерен и тройных стыках зерен.

Таким образом, достижение первого критического размера $d_1^{kp} = 10$ нм означает в соотношении (1), что $k = 0$, и зависимость напряжения течения от размера зерна исчезает. Достижение второго критического размера зерна $d_2^{kp} = 100$ нм означает, что $\sigma_0 = 0$, и внутризёренное упрочнение отсутствует. Достижение третьего критического размера зерна 1-10 мкм означает, что основой дислокационной структуры становятся СЗД ($\rho_S > \rho_G$), происходит переход к обычному дислокационному скольжению. При достижении $d_4^{kp} \approx 100$ мкм основную роль в накоплении дислокаций играют внутризёренные процессы, роль границ зерен в накоплении дислокаций значительно ослабевает.

ОСОБЕННОСТИ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НАНОМАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Ивченко В.А.

*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, Россия
ivchenko@iep.uran.ru*

В докладе представлены результаты оригинальных исследований дефектной структуры твердых тел после различных интенсивных внешних воздействий (радиационного, сильных пластических деформаций, механического сплавления), выполненные с помощью методов полевой ионной микроскопии (ПИМ) и атомных зондов полевого ионного микроскопа: времяпролетного (АЗПИМ) и томографического (ТАЗ). В результате взаимодействия потоков заряженных газовых ионов ($E=20-30$ кэВ, интервал доз: $10^{13} - 10^{18}$ ион/см² и плотность тока от 100 до 340 мкА/см²) с металлами и сплавами в имплантированных материалах возникает особая дефектная структура интерфейсов, характерная для радиационного облучения.

Микроструктурные особенности межфазных границ нанокристаллических компаундов $Cu_{80}Co_{20}$, полученных механическим сплавлением, изучались с помощью АЗПИМ и ТАЗ. Благодаря этим исследованиям было показано, что наночастицы имеют большое различие по концентрации. Отсюда становится очевидной гетерогенность механически-сплавленных материалов по составу к морфологии в нанометрической шкале измерений.

Представлены результаты изучения интерфейсов наночастиц, образующихся в процессе совмещения различных структурных фазовых превращений при разработке материалов, используемых в специальном приборостроении в качестве слаботочных скользящих контактов. Ширина граничной области таких межфазных границ в сплавах, полученных на основе золотомедных упорядочивающихся твердых растворов путем легирования различными компонентами, соизмерима с шириной граничной области границ после классических термомеханических обработок.

Потенциальные возможности ПИМ позволяют исследовать реальное строение кристаллической решетки твердых растворов на уровне отдельных атомов, работать с атомно-чистой поверхностью при криогенных температурах и, в то же время, анализировать атомную структуру объекта в объеме путем управляемого последовательного полевого испарения одного атома за другим с поверхности образца электрическим полем. АЗПИМ, представляющий собой масс-спектрометр предельного разрешения (одномерный), позволяет определять химическую природу отдельного атома поверхности посредством перемещения его изображения в зондирующее отверстие и последующего полевого испарения с помощью добавочного высоковольтного импульса. Таким образом, регистрируется химический состав отдельных кластеров или частиц выделившейся фазы, которые попадают в поле зрения микроскопа в процессе контролируемого удаления одного атомного слоя за другим. Привлечение ТАЗ для изучения строения дефектов обусловлено тем, что с его помощью можно не только различать атомы разных элементов в структуре материала (имеются в виду многофазные системы), но и реконструировать объект исследования в объеме ($15 \times 15 \times L$ нм³) с атомно-пространственным разрешением.

Работа выполнена при поддержке Уральского отделения Российской академии наук (Программа ОФН РАН № 5 «Физика новых материалов и структур») и поддержана Федеральной целевой программой «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы, № контракта П831.

КОНСТРУКЦИОННЫЕ КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ

Алымов М.И.

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

В статье 1921 года А. Гриффитс предположил, что можно повысить предел текучести материала методом «измельчения» структуры, пока не будет достигнута теоретическая прочность [1, 2].

В последнее время значительные результаты достигнуты в разработке технологий, направленных на создание конструкционных наноматериалов, обладающих уникальным комплексом свойств и предназначенных для использования в полуфабрикатах, деталях и конструкциях гражданского и оборонного применения, создание металломатричных, керамоматричных и полимерных композиционных наноматериалов, а также наноструктурированных слоев и покрытий, с повышенными механическими и функциональными свойствами, а также метрологическое обеспечение, аттестацию, стандартизацию и сертификацию (исследование и контроль различными методами свойств и характеристик) новых конструкционных наноматериалов.

В качестве перспективных конструкционных наноматериалов рассматриваются стали и сплавы, керамика, композиционные материалы на основе металлической, керамической и полимерной матриц, включая интерметаллиды и сплавы на их основе, и нанокристаллические твердые сплавы, конструкционные материалы с наноструктурированными поверхностными слоями и покрытиями.

Различные методы получили развитие для разных видов материалов. Методы порошковой металлургии наиболее универсальны и позволяют получать металлические, керамические и композиционные наноматериалы:

- твердые сплавы на основе карбида вольфрама инструментального назначения,
- композиционные материалы на основе керамики и интерметаллидов, армированные наноразмерными элементами (нитевидными кристаллами, волокнами, микропроводами, микросферами, дисперсными частицами);
- дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО) стали с заданными высокими характеристиками жаропрочности и радиационной стойкости для производства тонкостенных оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛ) атомных реакторов;
- теплостойкие и радиационностойкие материалы;
- керамики на основе гидроксипатита с повышенной трещиностойкостью и прочностью;
- высокотемпературные конструкционные композиционные материалы на основе керамики;
- высокотемпературные материалы с повышенной жаропрочностью и трещиностойкостью, устойчивые к действию окислительной среды;
- композиционные керамоматричные материалы на основе безкислородных соединений (карбиды, нитриды, бориды и др.).

Литература

1. *Griffith A.A.* The phenomena of rupture and flow in solids // *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, 1921, Series A, 221: P. 163-198.
2. *Гриффитс А.А.* Явления разрушения и течения в твердых телах // *МиТОМ*, 1995, № 1, С.9-14.

СИНТЕЗ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КАРБИДА И БОРИДА ТИТАНА

Бродова И.Г., Уймин М.А., Астафьев В.В., Яблонских Т.И., Ширинкина И.Г.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
brodova@imp.uran.ru

Целью данной работы является разработка новых композиционных материалов и их использование в качестве эффективных Al лигатур с тугоплавкими добавками, широко применяющихся в металлургии и машиностроении для измельчения структуры слитков из Al сплавов ответственного назначения. В качестве новых Al-Ti лигатур предлагаются композиционные материалы на Al основе, упрочненные дисперсными частицами карбида и борида титана.

Нанопорошки TiC и TiB₂ получали методом механоактивации исходных порошков Ti, C, B, который является широко распространенным в мировой практике и эффективным способом получения сплавов различного состава. Правильный и рациональный выбор синтеза позволил получить порошки TiC и TiB₂ в нанометровом диапазоне и необходимого фазового состава. Для удобства и эффективности введения порошков борида и карбида титана в Al расплав, они прессовались с Al порошком в брикеты при соотношении компонентов 1:1 или 1:2. В низкочастотной электрической печи выплавлены лигатурные сплавы, содержащие с 0.6 – 5 мас.% TiC или TiB₂. В процессе эксперимента определялись оптимальные теплофизические условия ввода брикета в Al – расплав и время выдержки. Сложность подбора теплофизических условий ведения плавки заключалась в том, чтобы обеспечить необходимый уровень смачивания частиц TiC и TiB₂, ограничив при этом их частичную или полную деградацию за счет взаимодействия с жидким алюминием. Размер инкуляторов в лигатуре не превышал 100 нм. Качество лигатурного сплава проверялось по однородности структуры, степени измельчения зерен матрицы и твердости слитка.

Проведен эксперимент по модифицированию с помощью опытной лигатуры Al-0.6 %TiC модельного сплава Al – 4.5 % Cu и промышленного сплава 2014.

В результате металлографических исследований установлено, что легирование сплава Al – 4.5 % Cu титаном в количестве (до 0,05%) эффективно измельчает структуру слитков. Наблюдается переход от направленной кристаллизации к объемной кристаллизации, при этом формируется равноосная мелкая структура, обеспечивающая повышение твердости в 1,5 раза. Увеличение твердости сплава после легирования титаном обусловлено твердорастворным упрочнением за счет повышения содержания титана в Al - матрице, и зернограницным упрочнением за счет более мелкого зерна. Построены зависимости размера зерна от концентрации титана, введенного в сплав с помощью наноструктурной лигатуры Al-TiC. Показано, что модифицирующий эффект сохраняется при большем содержании титана (0,1%) и не вызывает при этом образования избыточных хрупких фаз алюминида титана. Это позволит повысить прочность сплава и снизить процент брака при литье слитков.

Преимущества от использования предлагаемых лигатур заключаются в экономии шихтовых материалов, возможности получения крупногабаритных слитков с однородной мелкозернистой структурой, а также отказ от закупок дорогостоящих сплавов импортного производства.

Работа выполнена по Программе междисциплинарных фундаментальных исследований УрО РАН (проект 12-М-23-2031) и проекту ориентированных фундаментальных исследований УрО РАН 12-2-009-ДМУ.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ЭМИТИРУЮЩИХ ВЫСТУПОВ НА ПОВЕРХНОСТИ ПОЛЕВЫХ ЭМИТТЕРОВ ИЗ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Голубев О.Л.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
O.Golubev@mail.ioffe.ru

С помощью методов полевой эмиссионной микроскопии и полевой масс-спектрометрии изучались формоизменения полевых эмиттеров из карбида вольфрама при одновременном воздействии сильных электрических полей F и высоких температур T . Эмиттеры заряженных частиц, обладающие высокой степенью локализации эмиссии в малом телесном угле могут представлять большой интерес как источники электронов и ионов прежде всего для электронно-лучевых приборов высокого разрешения, при работе таких эмиттеров используются явления полевой эмиссии электронов и полевого испарения ионов. Весьма эффективными источниками подобного рода могут служить т.наз. термополевые нановыступы – наноразмерные наросты на поверхности полевого эмиттера, возникающие при одновременном воздействии полей напряженностью F от нескольких V/nm до нескольких десятков V/nm и температур T , которые достаточны для интенсивной поверхностной диффузии атомов материала эмиттера.

В настоящее время наряду с металлическими эмиттерами все больший интерес представляют эмиттеры из углеродных и углеродсодержащих материалов (углеродные нанотрубки, алмазоподобные и фуллереновые покрытия и др.). Главными достоинствами таких эмиттеров являются их инертность к воздействию остаточных газов, малое изменение работы выхода при адсорбции и стойкость к ионной бомбардировке. В этой связи большой интерес могут представлять эмиттеры из металлических карбидов, в частности из карбида вольфрама, такие эмиттеры легко получаются при взаимодействии вольфрамового эмиттера с парами практически любого углеводорода (бензол, парафин, стеарин и т.д.).

В случае термополевого воздействия при относительно низких величинах полей и температур $F = 4,9 V/nm$ и $T = 1500 K$ наблюдается стадия первичной перестройки эмиттера, связанная с заметным расширением плотноупакованных граней эмиттера. Дальнейшее увеличение T и F до $1700 K$ и $8,7 V/nm$ соответственно приводит к образованию наноразмерных выступов на поверхности перестроенного эмиттера, а увеличение F до $9,7 V/nm$ при той же T приводит к росту соизмеримых с радиусом эмиттера больших наростов-макронаростов, также покрытых нановыступами. Наиболее интересным с практической точки зрения является получение единичного наноразмерного выступа на поверхности эмиттера, который бы служил практически идеальным точечным источником электронов. Подобная процедура возможна и достигается посредством первичного получения большого числа нановыступов на поверхности эмиттера и последующей специальной процедуры контролируемого снижения величины приложенного F при неизменной величине T . Такой единичный выступ обладает основными эмиссионными характеристиками (угол эмиссии, локальная плотность тока, величина отбираемого тока, приведенная электронная яркость) примерно такими же, как и эмиттеры на основе единичной углеродной нанотрубки. Однако эмиттер с единичным нановыступом обладает по сравнению с нанотрубкой рядом преимуществ: во-первых, при затуплении нановыступа он может быть снова заострен посредством той же процедуры контролируемого снижения приложенного поля, а во-вторых, нановыступ может служить источником не только электронов, но и разнообразных углеродсодержащих ионов. Если приложить к эмиттеру испаряющее поле $F \sim 60 V/nm$ обратного знака по отношению к полю, вызывающему эмиссию электронов, и достаточно высокую $T \sim 2000 K$ то эмиттер будет эмиттировать стационарный ток ионов, причем в масс-спектре будут наблюдаться как атомарные ионы W и C , так и комплексные ионы типа W_mC_n различной зарядности.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО НАНО- И УЛЬТРАСТРУКТУРИРОВАННОГО КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Касмамытов Н. К.¹, Гудимов Н. В.², Макаров В. П.³

*Институт физико-технических проблем и материаловедения НАН КР
г. Бишкек, Кыргызстан*

1- nurkas@mail.ru; 2- nicgud@mail.ru; 3-makarov44@rambler.ru

Ранее в работах [1,2] был получен пористый, нано- и ультраструктурированный керамокомпозиционный материал (НУКМ) на основе нитрида и карбонитрида кремния, синтезированный из шламовых отходов кремниевого производства в среде азота.

В настоящем докладе, будут представлены и обсуждены результаты по исследованию термомеханических свойств с учётом особенностей поровой структуры опытных материалов НУКМ, у которых пористость составляла $\theta = 30-33\%$. Полученные результаты термомеханических свойств НУКМ, приведены в сравнении с литературными данными других авторов.

Электронномикроскопические исследования показали, что размеры диаметра пор находятся в микрометровом диапазоне. Микропоры и образовавшиеся в них нитевидные кристаллы способствуют стабилизации термомеханических свойств при высоких температурах (рис.1). Это объясняется релаксацией напряжений на микропорах внутри которых имеется «лес» нано- и ультранитевидных кристаллов нитрида и карбонитрида кремния.

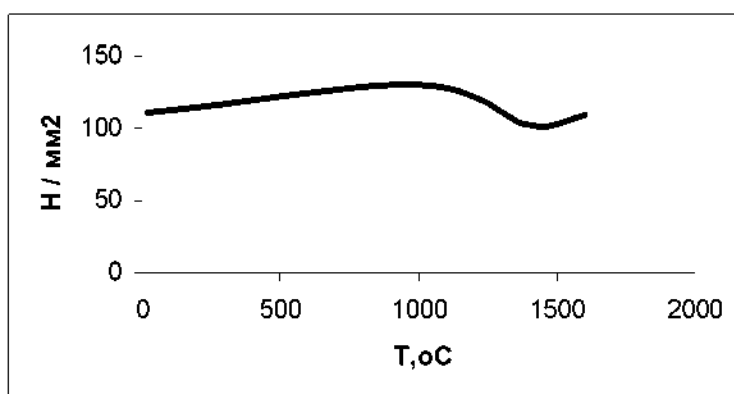


Рис. 1. Прочность на изгиб реакционно-спечённого НУКМ от температуры.

Литература

1. Касмамытов Н.К., Макаров В.П., Курбанов К.Р. / Способ изготовления керамокомпозиционных изделий из отходов кремния. // - Кыргызпатент KG 1203 С1 (С04В 35/58). – 2009 г., 4 с.

2 Касмамытов Н.К. / Особенности формирования структур нано- и ультраструктурированных керамокомпозиционных материалов // Сб. трудов: Открытой школы конференции стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурированные материалы» - Россия, г. Уфа, 11-15 октября 2010г. -с.45.

ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Дерюгин Е.Е., Панин В.Е., Суворов Б.И., Деревягина Л.С.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
dee@ispms.tsc.ru

Рассмотрена мезомеханика трещиностойкости малоразмерных образцов с нано- и ультрамелким зерном. Экспериментально исследованы малоразмерные образцы с шевронным надрезом для технического титана ВТ1-0, сплава ВТ6, никелида титана TiNi, трубной стали 12 ГБА с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, полученной методами интенсивной пластической деформации. Средний размер зёрен составлял 200 нм. В образцах квадратной формы длиной 18 мм со стороной квадрата 6 мм наносили шель толщиной 0,21 мм в виде шевронного надреза. По специально разработанной методике определяли следующие характеристики процесса разрушения, необходимые для расчёта трещиностойкости испытуемого материала: модуль Юнга E , динамические параметры раскрытия трещины μ и изменения длины трещины Δl в процессе нагружения, упругая энергия формирования свободной поверхности трещины.

Качественный вид диаграмм «нагрузка-смещение» технического титана ВТ1-0 и сплава ВТ6 с УМЗ структурой существенно отличается от диаграмм тех же материалов с крупнокристаллической (КК) структурой. Специфической особенностью сплавов с УМЗ структурой является трёхстадийный характер диаграмм нагружения после стадии упругого нагружения. Момент зарождения трещины на конце шевронного надреза чётко фиксируется в виде протяжённого «зуба» релаксации. По достижении трещиной определённой длины Δl_1 спонтанное развитие трещины прекращается и наступает 2-я стадия, на которой распространение трещины происходит практически при постоянном внешнем напряжении. Затем следует снова падение внешней нагрузки и происходит катастрофическое разрушение образца. В случае сплавов TiNi и 12 ГБА зарождение и формирование трещины на конце шевронного надреза затруднено. Кривая «нагрузка-смещение» проходит через максимум и распространение трещины происходит при падающей внешней нагрузке. Далее для TiNi, наступает катастрофическое разрушение, а для более пластичной стали 12 ГБА практически вся работа внешней силы тратится на пластическую деформацию образца в целом.

Совокупность экспериментальных и расчётных данных позволяет определять в качестве критериев трещиностойкости удельную энергию формирования свободной поверхности трещины G и коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} (КИН).

Анализ экспериментальных данных показал, что создание УМЗ структуры методами интенсивной пластической деформации, обуславливая возрастание предела текучести и предела прочности материала, сопровождается обычно снижением его трещиностойкости. Это вполне логично. Согласно положениям физической мезомеханики, зарождение и раскрытие трещины есть поворотная мода деформации на макромасштабном уровне. В соответствии с законом сохранения момента импульса, при этом на мезоуровне должны развиваться поворотные моды деформации обратного знака. Формирование таких поворотных мод (в виде мезовихрей) коррелирует с удельной энергией G образования свободной поверхности трещины. При создании УМЗ структуры величина G снижается. Это связано с сильной термодинамической неравновесностью УМЗ материала, снижением моментных напряжений при формировании аккомодационных мезовихрей, высоким уровнем деформирующих напряжений. В работе получены экспериментальные данные в подтверждение развиваемой концепции мезомеханики разрушения.

КИНЕТИКА РОСТА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОЧАСТИЦ И ПЛЕНОК СУЛЬФОСЕЛЕНИДОВ КАДМИЯ И ЦИНКА

Джафаров М.А., Насиров Э.Ф., Мехтиеv Р.Ф.

*Институт физических проблем, Бакинский государственный университет,
Баку, Азербайджан
maarif.jafarov@mail.ru*

Применение химически осажденных тонких пленок халькогенидов металлов в качестве материалов химических сенсоров представляет значительный интерес для сенсорной техники. Использование гидрохимического метода осаждения позволяет получать сульфидные пленки металлов с широким разнообразием свойств, а также синтезировать тонкие пленки и наночастицы пересыщенных твердых растворов замещения. В качестве исходных реактивов для получения тиомочевинных комплексов и сульфидных фаз цинка и кадмия, как на поверхности пористого стекла, так и в растворе использовались следующие основные реактивы: кадмий азотнокислый $\text{Cd}(\text{NO}_3)_2 \cdot 4\text{H}_2\text{O}$ (чда), тиомочевина $\text{CS}(\text{NH}_2)_2$ (осч), водный раствор аммиака $\text{NH}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$. Для синтеза полупроводниковых пленок сульфида кадмия, в том числе легированного йодистым аммонием, твердого раствора замещения $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}(\text{Se})$ использовались следующие реактивы: кадмий уксуснокислый $\text{Cd}(\text{CH}_3\text{COOH})_2 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$, цинк хлористый ZnCl_2 , тиомочевина $\text{CS}(\text{NH}_2)_2$ (селеномочевина $\text{CSe}(\text{NH}_2)_2$), 25% водный раствор аммиака $\text{NH}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$. Скорость изменения толщины нанопленки от времени важна как для построения количественной теории химического осаждения, так и для практики. Зная скорость химической реакции осаждения, варьируя глубину ее протекания и установив механизм формирования пленки на твердой поверхности, можно влиять на толщину образующейся пленки. В свою очередь, термическая стабильность нанокристаллических пленок определяет рабочий температурный интервал устройств, работающих на их основе. В связи с этим целью работы являлось изучение кинетики роста нанокристаллических пленок и определение области их термической стабильности. Структурными и оптическими методами была детально исследована кинетика роста нанопленок $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}(\text{Se})$. Так, методом интерферометрии показано, что толщина пленки в 30 нм достигается за время осаждения около 45 минут. Согласно оптическим спектрам пропускания, на начальных этапах осаждения наблюдается просветление системы «стекло – пленка $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}(\text{Se})$ » в области длин волн более 3700 нм. Однако после 70 минут осаждения абсорбция $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}$ в диапазоне 2700-4100 нм резко увеличивается, что приводит к уменьшению интенсивности пропускания. Согласно оптическим спектрам пропускания, при отжиге пленки край области поглощения пленки сдвигается в коротковолновую область, что обусловлено, по-видимому, окислением пленки на воздухе. Методом рентгеновской дифракции показано, что пленки $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}(\text{Se})$ остаются термически стабильными до температуры 620 К. При отжиге нанопленки при температуре 620 К на воздухе происходит рекристаллизация, которая остается стабильной в исследованном температурном интервале до 770 К. После отжига пленки $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}(\text{Se})$ при температуре 770 К, близкой к точке стеклования силикатного стекла, часть частиц сульфида кадмия переходит в матрицу стекла вблизи его поверхности. Во всех случаях пленки твердых растворов на пористом стекле отличаются большим содержанием сульфида кадмия в кристаллической решетке.

Известно, что стекла с полупроводниковыми квантовыми точками представляют интерес для исследования фундаментальных свойств низкоразмерных структур. Наблюдаемое явление может быть положено в основу разработки альтернативного метода допирования силикатных стекол наночастицами на основе $\text{Cd}_{1-x}\text{Zn}_x\text{S}(\text{Se})$.

STRUCTURE AND MAGNETIC PROPERTIES OF NANOSTRUCTURED [Fe/Pt]*n* MULTILAYER FILMS FOR ULTRAHIGH-DENSITY MANETIC RECORDING

Kamzin A.S.¹, Wei F.L.², Ma B.³, Ganeev V.R.⁴, and Zaripova L.D.⁴

¹*Ioffe Physical Technical Institute, Russian Academy of Sciences, St. Petersburg, 194021 Russia*

²*Research Institute of Magnetic Materials, Lanzhou University, Lanzhou, 730000 China*

³*Department of Optical Science and Engineering, Fudan University, Shanghai, 200433 China*

⁴*Kazan Federal University, Kazan, Tatarstan, 420008 Russia*

kamzin@mail.ioffe.ru

The ordered FePt binary alloy with tetragonal L_{10} structure possess a very high magneto-crystalline anisotropy constant, high Curie temperature and large saturation magnetization what is essential for the next generation of ultrahigh-density recording media. In order to write information in these high coercivity media, the core materials in writing heads are required to have high saturation magnetization, high permeability, and low coercivity. The bcc $Fe_{1-x}Co_x$ alloy system have been studied extensively because they have the highest saturation magnetization up to $\mu_0M_s = 2.4$ T in the composition range of $0.3 < x < 0.5$. However, it is difficult to obtain FeCo films with excellent soft magnetic properties due to its large magnetostriction constant. In addition, the creation of the ultrahigh-density magnetic recording (UHDMR) systems of next generation requires magnetic materials as writing media with the minimum possible magnetic grain size, as well as miniaturization of the write/read magnetic heads.

This report presents the results of studies of the nunostructured $Fe_{1-x}Co_x$ films for write/read magnetic heads as well as the results of investigations of multilayer L_{10} [Fe/Pt]*n*. Our studies of FeCo and L_{10} FePt films have been focused on technological issues of UHDMR heads and media, respectively, as well as on the fundamental magnetic properties, such as the temperature dependence of the magnetic anisotropy constants, orientation of the easy axis and the exchange stiffness constant. The film composition was determined using inductively coupled plasma spectroscopy. The magnetic properties were studied using a SQUID and vibrating-sample magnetometers. The microstructure and the magbetic structure of the films was determined by X-ray diffraction (XRD) and Conversion Electron Mössbauer (CEM) Spectroscopy, respectively.

In result the FeCo nanostructured thin films with high magnetization (M_s) and low coercivity H_c were obtained by utilizing suitable under-layer and optimizing the deposition conditions. It was found that the improvement of soft magnetic properties for FeCo films with an under-layer is closely related to the film texture.

In the case of FePt L_{10} -phase multilayer [Fe/Pt]*n* thin films have been obtained. The total thickness of multilayer [Fe/Pt]*n* was varied from 25 to 200 nm by changing the number *n* of deposited bilayers. We have studied the dependence of the microstructure, the magnetic structure, and the easy axis orientation in the [Fe/Pt]*n* films on the substrate temperature as well as the gas pressure during deposition, the order and thicknesses of Fe and Pt layers; and the total film thickness. The (001)-oriented L_{10} phase FePt films with high order parameter were prepared by sputtering deposition and subsequent vacuum annealing in external magnetic field (VAEMF). It is found that (001) orientation and perpendicular anisotropy can be obtained and enhanced in FePt films by VAEMF at the temperature which is near the Curie temperature of L_{10} phase FePt. These multilayers possess magnetocrystalline anisotropy (K_u) greater compared to the existing magnetic recording media, large coercivity and saturation magnetization, high chemical stability and corrosion resistance.

The results of our studies demonstrated that prepared FeCo films and L_{10} [Fe/Pt]*xn* multilayers meet the requirements to write/read heads and recording media, respectively, for the perpendicular recording and can be use for future UHDMR systems.

ОБРАЗОВАНИЕ ДИСПЕРСНОГО АУСТЕНИТА ПРИ МЕДЛЕННОМ НАГРЕВЕ Fe-Ni СПЛАВА И ИЗМЕНЕНИЕ КОЭФИЦИЕНТА ЛИНЕЙНОГО РАСШИРЕНИЯ

Косицына И.И., Сагарадзе В.В., Афанасьев С.А., Завалишин В.А., Макаров В.В.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
kositsyna@imp.uran.ru

При создании термобиметаллов необходимо получить композиционный материал, состоящий из двух или более различных металлических сплавов с разным температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), прочно соединенных по всей контактной поверхности, изгибающийся при изменении температуры. Термобиметаллы широко используются в качестве сенсоров в приборах и средствах теплоавтоматики. Соединение разнородных металлов производится с помощью сложной технологии: одновременной прокатки, прессования, сварки. Представляется важным получение свойств термобиметалла на материале из одного металла, в котором с помощью термообработки созданы два слоя со значительной разницей в ТКЛР.

В работе обоснована возможность получения с помощью специальной термообработки двухслойной псевдобиметаллической композиции в метастабильном аустенитном Fe-Ni инваре, слои которого, одинаковые по фазовому составу отличаются значениями ТКЛР, исследован механизм обратного $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, проходящий с участием диффузионных процессов расслоения твердого раствора по никелю.

Сплав Fe-32 мас.% Ni (точки Mn = -100 °C, An = 360 °C, Ak = 520 °C, точка Кюри 140 °C) в зависимости от температуры и структурного состояния имеет различный ТКЛР. После закалки в воде от 1100 °C сплав H32 имеет структуру однородного аустенита с ТКЛР = $2,5 \cdot 10^{-6}$ °C в интервале температур от -100 до 140 °C, выше точки Кюри ТКЛР резко возрастает и составляет $16,0 \cdot 10^{-6}$ °C.

Для формирования концентрационно неоднородного аустенита образец закаливали и охлаждали в жидком азоте в результате чего получали в структуре 80 % мартенсита, который медленно нагревали со скоростью $0,2$ °C/мин в межкритический интервал до $360-520$ °C. Обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение при ускоренном нагреве начинается при 300 °C, а при медленном нагреве со скоростью $0,2$ °C /мин при 400 °C. После медленного нагрева до 490 °C в структуре еще сохраняются кристаллы α -мартенсита и быстрый перенос на 600 °C, 10 мин приводит к формированию полностью аустенитной структуры. При медленном нагреве внутри линзовидных мартенситных кристаллов сначала происходит сдвиговое $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение с образованием γ -кристаллов в форме наноструктурных дисперсных реек размером 10-20 нм, наблюдается диффузионное обогащение этих тонких γ -кристаллов никелем.

Основной причиной концентрационных изменений является не аномально высокая скорость диффузии атомов никеля и железа, а увеличение площади межфазной поверхности α/γ , через которые проходит диффузия. Обширная межфазная поверхность формируется вследствие образования большого количества γ -кристаллов в процессе сдвигового превращения при медленном нагреве. Малая толщина дисперсных γ -кристаллов делает их «диффузионно проницаемыми» для атомов никеля и железа даже в условиях обычной объемной диффузии на небольшие расстояния при низких температурах. Определение с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии на микроскопе «Теспаі G30» в режимах ТЕМ и STEM структурных и концентрационных изменений в фазах показывает, что (после медленного нагрева и переброса в однофазную аустенитную область для завершения $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения) содержание никеля в соседних дисперсных пластинках γ -«мартенсита» колеблется от 30,95 до 36,1 мас.% Ni. В результате формируется концентрационно неоднородный, неинварный аустенит с ТКЛР, равным $10,5 \cdot 10^{-6}$ град.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №12-03-00013а).

НАНОЧАСТИЦЫ С d -ЗОНОЙ НА УРОВНЕ ФЕРМИ КАК КОНВЕРТЕРЫ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ЭНЕРГИИ В ТЕПЛОТУ

Макаров В.П., Молдосанов К.А.

Кыргызско-Российский Славянский университет, г. Бишкек, Кыргызстан
makarov44@rambler.ru , altair1964@yandex.ru

Наночастицы переходных металлов с пиком плотности состояний электронов на уровне Ферми E_F могут быть эффективными преобразователями электромагнитной энергии в теплоту. Это свойство связано с размерами наночастиц и достигается, когда в их d -зоне расстояние между уровнями электронов становится равным или меньше энергии квантов излучения. В этих условиях частица поглощает фотон с возбуждением электрона, который далее рассеивается, нагревая наночастицу. Тепловое размытие $kT \approx 26$ мэВ (где k – постоянная Больцмана, T – температура, 300 К) обеспечивает широкополосность поглощательных свойств наночастиц. Оценим типичные размеры наночастиц для применений их в качестве конвертеров электромагнитной энергии в теплоту.

Пусть в качестве переходного металла для наночастиц выбран никель Ni , у которого $3d$ -зона шириной ≈ 6 эВ расположена в окрестности E_F , а её верхний край лежит приблизительно на 1 эВ выше E_F . Поскольку число уровней электронов в $3d$ -зоне равно числу атомов N в частице, легко оценить, сколько атомов Ni должно содержаться в частице, чтобы расстояние между уровнями в $3d$ -зоне было равно энергии фотонов излучения, которое должно быть конвертировано в теплоту. Например, у излучения с длиной волны 10 м энергия фотонов равна $1,24 \cdot 10^{-7}$ эВ. Соответственно, $N = 6 \text{ эВ} / 1,24 \cdot 10^{-7} \text{ эВ} = 4,84 \cdot 10^7$. У Ni – г.ц.к. решётка (в одной ячейке г.ц.к. решётки находится 4 атома), тогда число ячеек в частице равно: $n = 4,84 \cdot 10^7 / 4 = 1,21 \cdot 10^7$. Допустим, что частица Ni представляет собой кубик, тогда число ячеек в ребре кубика равно: $l = (1,21 \cdot 10^7)^{1/3} \approx 2,3 \cdot 10^2$. Постоянная решётки Ni равна $3,52 \text{ \AA}$, поэтому размер ребра частицы $l \approx 81 \text{ нм}$, а его пространственная диагональ («диаметр» частицы) равна $(3)^{1/2} \cdot l \approx 140 \text{ нм}$. Этот размер меньше глубины проникновения излучения в никель. Таким образом, наночастицы Ni размером $\approx 140 \text{ нм}$ способны стать конвертерами излучения с длиной волны 10 м в теплоту. Оценки показывают, что эти же наночастицы способны поглощать и более коротковолновое излучение (100 см – 1 см).

Отмеченную способность наночастиц переходных металлов можно использовать в радиопоглощающих покрытиях, предназначенных: (1) для снижения радиолокационной заметности объектов, (2) для снижения уровня облучения пользователей телефонов сотовой связи – в радиозащитных покрытиях в корпусах телефонов, (3) для пассивной защиты информации – предотвращения её утечки из офисных помещений, специальных защищенных комнат для обработки зашифрованной информации, комнат для ведения конфиденциальных переговоров, а также из камер для настройки и испытаний специальной электронной аппаратуры. В таких покрытиях наночастицы используются в качестве компоненты специальных красок, наносимых на стены помещений с целью их экранирования от действия закладных радиопередающих устройств, а также внешних радиоэлектронных устройств, считывающих данные компьютеров. Радиопоглощающие краски применимы и для экранирования публичных помещений от звонков мобильной связи (театров, концертных залов, храмов).

Наночастицы переходных металлов могут найти применение также в устройствах для визуализации источников терагерцевого (0,1–10 ТГц) излучения [1]. Для этого применимы наночастицы никеля размером $\approx 9 \text{ нм}$.

Литература

1. Moldosanov K.A., Lelevkin V.M. A simple way for the passive THz imaging. (to be published in Journal of Nanophotonics, (2012).

УЛЬТРАДИСПЕРСНЫЕ ОТХОДЫ ПРОИЗВОДСТВА КРЕМНИЯ В СОЗДАНИИ НОВЫХ ТЕРМОСТОЙКИХ МАТЕРИАЛОВ

Макаров В.П., Асанов Б.У.

Кыргызско-Российский Славянский Университет им. Б.Н.Ельцина, г. Бишкек, Кыргызстан

makarov44@rambler.ru

Целью данной работы являлись разработка технологии и предварительное исследование термических характеристик системы SiC+Si+C на основе ультрадисперсных отходов кремниевого производства, а также анализ теплофизических характеристик разработанного материала.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

- получение нового термостойкого композиционного материалов на основе ультрадисперсных отходов кремниевого производства;
- определение оптимального состава используемой смеси на основе отходов кремниевого производства;
- изучение физических параметров (плотности, усадки); механических (твердости), электрических (сопротивления, проводимости);
- определение зависимости термостойкости системы (SiC+Si+C) от массового содержания частиц кремния и карбида кремния.

На основании проведенных комплексных исследований и производственных испытаний:

1. Разработана технология получения нового термостойкого композитного материала на основе технологических ультрадисперсных отходов полупроводникового производства, способного работать в вакууме при температурах выше 1500⁰C.

2. Установлен оптимальный состав смеси термостойкого композиционного материала на основе технологических отходов полупроводникового производства .

3. Установлены физические параметры (плотность, усадка); механические (твердость), электрические (удельное сопротивление) композитного материала на основе технологических отходов полупроводникового производства.

4. Определена зависимость термостойкости системы (SiC+Si+C) от массового содержания частиц карбида кремния и кремния.

В докладе будут подробно представлены методы исследования и результаты проведенных исследований композиционного материала на основе технологических отходов при производстве кремниевых пластин для солнечных батарей.

FORMATION OF NANOSCALE DISPERSED PHASE IN ELECTRICAL STEEL DURING ITS PRODUCTION

Mukhambetov D.G.

Kazakh National Technical University after K.Satpaev, Almaty
dmukh@mail.ru

It is well-known that nonmetallic inclusions deteriorate the magnetic characteristics of electrical steels, causing pinning of domain walls and hampering magnetization reversal. Inclusions with a size equal to the width of domain walls, i.e., ~30 nm for α -Fe, cause a maximum value of the coercitive force H_C . Therefore, the minimum amount of dispersed particles of this size is favorable for magnetic characteristics of finished steel.

For the plain electrical steel studied, the dispersed phase is mainly composed of inclusions of MnS, whose coalescence is controlled by diffusion of sulfur [1]. These inclusions (formed upon hot rolling) do not virtually coalesce during subsequent annealings, since the sulfur solubility in α -Fe decreases sharply at temperatures below 800°C [2]. However, as was shown in [3,4] cooling the plain electrical steel in liquid nitrogen from 750°C and post annealing at the same temperature result in a significant coalescence of the dispersed phase accompanied by at least twofold coarsening of the MnS inclusions and decreasing of the specific magnetic losses $P_{1,5/50}$ by 15-20%.

But the steel will not be treated by cold in production conditions and we created a new mean to the control of the formation of dispersed phase by microalloying of steel by aluminum.

Alumina Al_2O_3 was used for intensification of the MnS as the centers their coalescence during the cooling after hot rolling of steel. The particles Al_2O_3 have a high development surface and stimulate the dissolution of small sulfides after their precipitation from solid solution with the follow up formation of the sulfide cover on surface of the Al_2O_3 . The consequence of these processes are the coarsening of the sulfide phase.

Necessary content of aluminum in Al_2O_3 composition was expected:

$$C_{Al} = \frac{4\pi \cdot r^3 \cdot N \cdot \rho_{Al_2O_3}}{3\rho_{Fe}} \cdot 100\%,$$

where r is the radius of Al_2O_3 kernel; N is the concentration of MnS inclusions with Al_2O_3 kernel; $\rho_{Al_2O_3}$ and ρ_{Fe} are the density of Al_2O_3 and α -Fe, respectively.

The deoxidizing action of aluminum is its second factor in the formation of dispersed phase. The minimal concentration of the dispersed phase can be given after put aluminum in a melt, that its amount will be enough to extract a maximal amount of oxygen from the melt (by binding it to the oxides of Al_2O_3), but not sufficient for the formation of nitride particles of AlN.

The experiments shown what micro alloying of steel by aluminum result in the formation of dispersed particles with a size twofold more that width of domain walls. It also result in decreasing of the magnetic losses by 15 %.

The developed method can be used in the JSC «Arcelor Mittal Temirtau» in case of resumption of isotropic electrical steel.

References

1. *Swift, W.M.*, Kinetics of MnS Precipitate Coarsening in 3 pct Si-Fe Sheet//Metall. Trans., 1973, vol. 4, No. 1., p. 153.
2. *Kubaschewski, O.* Iron—Binary Alloy Systems, Berlin: Springer. 1982.
3. *Sidorkin V., Nechaev U.S., Mukhambetov D.G. et al.* The effect of the dispersed phase on the magnetic properties of non-alloy electrical steel//Metallovedenie i termobrabotka metallov (МнТОМ), 1992, No. 11, c. 37.
4. *Mukhambetov D.G.* Coalescence of the Dispersed Phase in Electrical Steel Treated by Cold// The Physics of Metals and Metallography (ФФМ), vol. 89, No. 5, 2000, p. 522.

АТОМНАЯ СТРУКТУРА И ЭНЕРГИЯ ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ЗЕРЕН В НИКЕЛЕ

Полетаев Г.М., Дмитриенко Д.В., Старостенков М.Д.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул
gmpoletaev@mail.ru

Тройной стык зерен представляет собой линейный дефект, вдоль которого сопрягаются три различно ориентированных зерна или три зернограничные поверхности. Взаимные углы, под которыми располагаются границы зерен, определяются, как правило, энергией границ и их относительным натяжением, а также различными внешними воздействиями [1]. Несмотря на то, что тройные стыки наряду с границами зерен являются основными дефектами поликристаллов, интерес к их изучению возник сравнительно недавно. Вместе с тем, имеющиеся в настоящее время данные указывают на различие свойств тройных стыков и составляющих их границ зерен. Например, известно, что диффузия вдоль тройных стыков протекает интенсивнее, чем вдоль границ [2, 3]. Тройные стыки оказывают влияние и на механические свойства материалов: прочность, пластичность и др. [2]. Однако изучение структуры и процессов, происходящих вблизи тройных стыков, на атомном уровне находится на начальном этапе. В настоящее время остается много вопросов, касающихся как структуры и структурно-энергетических параметров тройных стыков, так и кинетики процессов, происходящих с их участием.

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики атомной структуры и энергии тройных стыков зерен в Ni. Тройной стык создавался в центре расчетного блока путем сопряжения трех зерен, разориентированных относительно друг друга с помощью поворота вокруг оси параллельной линии тройного стыка. Рассматривались две оси разориентации: $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$. Таким образом, границы зерен, сходящиеся в тройном стыке, являлись границами наклона. После процедуры сопряжения проводилась динамическая релаксация структуры, после которой расчетный блок охлаждался до 0 К. Количество атомов в расчетном блоке составляло около 30000. Шаг интегрирования по времени в методе молекулярной динамики варьировался от 5 до 10 фс. Межатомные взаимодействия описывались для сравнения двумя типами потенциалов: многочастичным потенциалом Клери-Розато [4] и парным Морза.

В работе было проведено исследование атомной структуры полученных в модели тройных стыков, изучалось распределение локальной энергии и свободного объема вблизи них. При использовании потенциалов Клери-Розато и Морза были получены аналогичные результаты. В зависимости от углов между границами зерен в стыке и углов разориентации зерен в работе найдены значения энергии тройных стыков. Значения, полученные при использовании потенциалов сильной связи Клери-Розато, оказались меньше, чем при использовании потенциалов Морза. Однако, в целом, характер зависимостей энергии тройных стыков от углов разориентации зерен и углов между границами в стыке оказался аналогичным для двух типов потенциалов.

Литература

1. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч 1. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982, 280 с.
2. Протасова С.Г., Сурсаева В.Г., Швиндлерман Л.С. Исследование движения индивидуальных тройных стыков в алюминии // Физика твердого тела, Т.45, №8, С. 1402 (2003).
3. Frolov T., Mishin Y. Molecular dynamics modeling of self-diffusion along a triple junction // Physical Review B, V.79, P. 174110 (2009).
4. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B, V.48, №1, P. 22 (1993).

ИНТЕНСИВНАЯ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

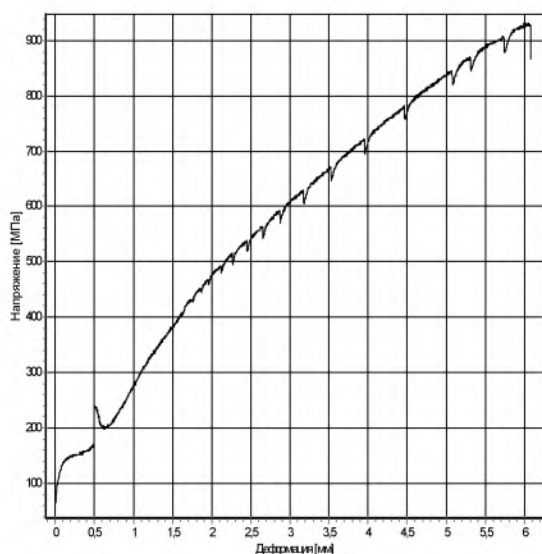
Столяров В.В.

Институт машиноведения РАН, Москва
vlstol@mail.ru

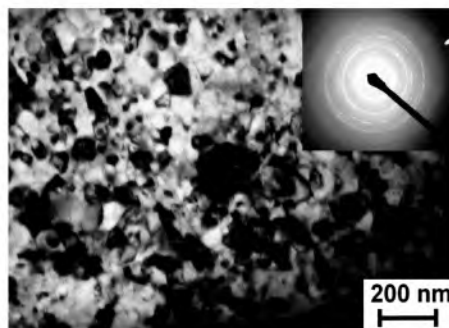
Одним из подходов к увеличению технологических и эксплуатационных свойств материалов является метод, основанный на электропластическом эффекте (ЭПЭ). Недавно было показано, что ЭПЭ не только повышает деформируемость, но и обеспечивает формирование УМЗ и (или) наноструктуры в титановых сплавах [1]. Важным аспектом остается выяснение физической природы ЭПЭ. В работе исследуется феноменология ЭПЭ при прокатке и растяжении с импульсным током в Ti-сплавах с КЗ и ультрамелкозернистой структурой: чистом титане VT1-0, сплаве с памятью формы TiNi и двухфазном сплаве VT6.

Показано стимулирующее влияние критической плотности тока на деформируемость, возможность формирования наноструктуры и повышения прочностных характеристик. Методом DSC обнаружено восстановление прямого мартенситного превращения в TiNi при охлаждении, которое в отсутствие тока в деформированном без тока сплаве обычно подавляется.

Анализируется природа разнонаправленных скачков напряжения, наблюдаемых на диаграммах «напряжение-деформация» при растяжении с импульсным током (рис.1). Введение импульсного тока при растяжении вызывает скачки напряжений «вверх-вниз», связанные либо с фазовым превращением, либо с ЭПЭ. ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, величина которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом состоянии.



а



б

Рис.1. Кривая растяжения с током (а) и наноструктура (б) сплава с мартенситным превращением

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант №11-08-00327_а и Минобрнауки, контракт 14.740.11.0825.

Столяров В.В., Угурчиев У. Х., Трубицына И.Б. и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // Физика и техника высоких давлений, 4, 16, с.64 (2006).

МНОГОСЛОЙНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОКРЫТИЯ СФОРМИРОВАННЫЕ МЕТОДОМ ИОННО-ЛУЧЕВОГО РАСПЫЛЕНИЯ В ВАКУУМЕ

Ильюшенко А.Ф.¹, Андреев М.А.², Маркова Л.В.¹, Лисовская Ю.О.¹

¹*Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск*

²*ОХП Институт сварки и защитных покрытий ГНУ ИПМ НАН Беларуси, Минск*
lisovskayaulya@hotmail.com

Создание нового поколения покрытий для режущего инструмента наиболее эффективно осуществлять при использовании многослойной композиции с нанометрической структурой и чередующимися слоями наноразмерной толщины различного композиционного состава и функционального назначения. Применение многослойных покрытий позволяет более эффективно решать такие проблемы как повышение трещиностойкости, прочности сцепления покрытия и инструментальной основы, микротвердости и износостойкости. Резервом значительного повышения прочности данных покрытий является уменьшение толщины составляющих их слоев (пленок). Твердость пленок с нанометровыми толщинами в несколько раз выше твердости обычных пленок с микрометровыми толщинами. Это связано с влиянием на структуру, формируемую в процессе конденсации атомов, как свободной поверхности, так и границы раздела пленка—подложка.

Для формирования многослойных покрытий методом ионно-лучевого распыления была модернизирована вакуумная установка нанесения упрочняющих покрытий УВНИПА-1-001 (УРМЗ.239.070) производства ПО «Кварц». На рис. 1 приведена принципиальная схема установки, где 1 - корпус вакуумной камеры, 2 - нижний рабочий стол, 3, 4, 6 - композиционные мишени, 5- верхний рабочий стол, 7 - источник ионов «Радикал», 8 - образец-свидетель с термопарой, 9-исследуемый образец, 10-кварцевое стекло, 11-нагреватель, 12-нагревательный элемент.

В результате работы были сформированы многослойные покрытия, в которых чередуются слои (толщиной порядка 10 нм) состоящие из хрома, хрома с добавками УДА, хрома с добавками дисульфида молибдена. Слои состоящие из хрома и хрома с добавками УДА имеют дополняющие друг друга параметры износостойкости, так один (хром – пластичный), другой – твердый и хрупкий. Слой хрома с добавками дисульфида молибдена должен выполнять функцию твердосмазочного материала, позволяющего снижать силу трения на поверхности инструмента и соответственно проводить обработку без использования СОЖ.

Чередование нанометровых слоев (пленок) приводит к дополнительному упрочнению покрытия за счет двух основных механизмов: остановка дислокаций на границе раздела различных слоев покрытия и подавлению их скольжения за счет создания дисперсной зеренной структуры и большого количества границ зерен. В основе структурного упрочнения лежит эффект создания поверхностей раздела — межкристаллитных и межфазных, являющихся наиболее эффективными барьерами для дислокаций. Эффективность пленки, как барьера для дислокаций, определяется целым рядом факторов. Это различие модуля упругости пленки материала и основы, прочностью самой пленки, размером зерен и длиной межзеренных границ полученной пленки. Было установлено, что повышение твердости тонкого пленочного покрытия с уменьшением его толщины наблюдается у всех полученных пленок независимо от материала пленки и подложки.

Результаты исследования полученных покрытий будут подробно рассмотрены в докладе.

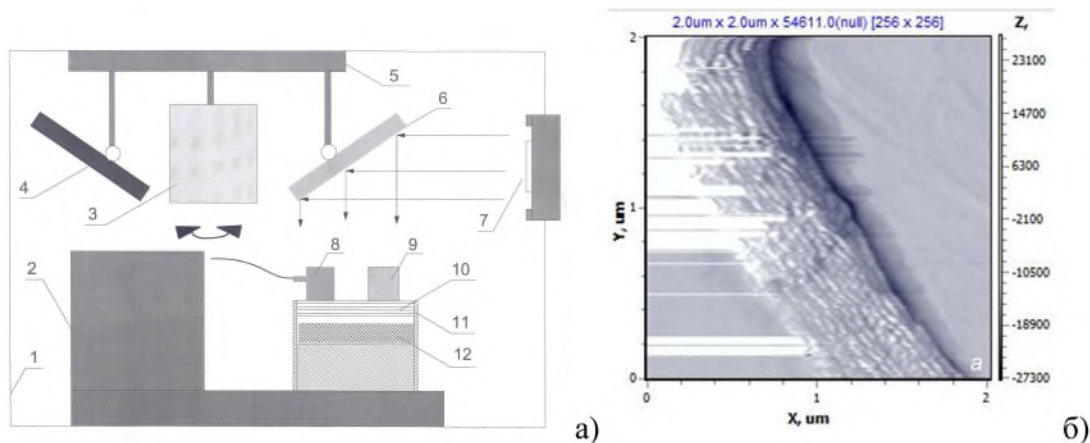


Рис.1. Принципиальная схема установки для нанесения многослойных композиционных покрытий (а) и структура многослойного покрытия на границе «многослойное покрытие – подложка»

Литература

1. Патент 6285 Республика Беларусь, МПК С 23С 14/34. Устройство для формирования многослойного покрытия с ионным ассистированием [Текст] / Андреев М.А., Макаревич Е.П., Суворов А.Н., Мойсейчик А.Н.; заявитель и патентообладатель ГНУ «Институт порошковой металлургии». – № 20090955; заявл. 17.11.2009; опубл. 02.03.2010, Бюл. № 3. – 3 с.: ил.

О ФОРМУЛИРОВКЕ УСЛОВИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В ЗАДАЧАХ МЕХАНИКИ (ПРОБЛЕМА ЕГО ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ПОСТРОЕНИЯ)

Васин Р.А., Быля О.И.

НИИ механики МГУ имени М.В.Ломоносова, Москва
 ra.vasin@yandex.ru

Формулировка начально-краевой задачи в механике сверхпластичности должна включать (наряду с другими необходимыми соотношениями) условие сверхпластичности – поверхность в соответствующем пространстве параметров, которая разделяет области сверхпластического деформирования и несверхпластического (вязко-пластического или вязко-упругого) деформирования.

Анализ известных определений явления сверхпластичности показывает, что на их основе нельзя прямо сформулировать условие сверхпластичности. Обсуждаются некоторые подходы к построению условия сверхпластичности и отмечается недостаточность имеющихся экспериментальных данных для решения этой проблемы.

Предлагается разрабатывать методики и целенаправленно проводить эксперименты по программам «околосверхпластического» деформирования («процессы, близкие к сверхпластичности»). Эти программы, в частности, должны предусматривать выход за оптимальные границы сверхпластичности и возвращение в них по температуре и по скорости деформации.

РАЗВИТИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Хомская И.В., Зельдович В.И.

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
khomskaya@imp.uran.ru

Создание конструкционных материалов с субмикроструктурной (СМК) и нанокристаллической (НК) структурой и высокими физико-механическими свойствами является актуальной задачей современного материаловедения. Высокоэнергетические воздействия открывают возможность создания объемных СМК и НК-структур в течение микросекундных интервалов времени за счет импульсных источников энергии, без использования энергоемкого и дорогостоящего прессового оборудования. Динамические методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют получать сверхвысокие скорости деформирования материалов до 10^5 с^{-1} , что на пять-шесть порядков превышает скорости деформации при квазистатических методах ИПД. Высокоэнергетические импульсные методы нагружения позволяют реализовать действие сверхвысоких до 300 ГПа давлений и высоких температур при ударно-волновом нагружении (УВН); высокоскоростную деформацию сдвига и ударно-волновую деформацию сжатия при динамическом канально-угловом прессовании (ДКУП). Такие воздействия способствуют формированию метастабильных наноструктурированных состояний, приводящих к повышению физико-механических свойств материалов.

В работе обобщены экспериментальные результаты исследования эволюции структуры в сталях и сплавах на основе железа и меди с различными исходными структурами при нагружении: плоскими ударными волнами с давлениями до 40 ГПа, сходящимися ударными волнами (до 200 ГПа); и методом ДКУП ($P \leq 2 \text{ ГПа}$). Способ ДКУП, разработанный во РФЯЦ-ВНИИТФ под руководством Е.В. Шорохова (Патент № 2283717 РФ, 2006 г), представляет высокоскоростной (10^4 - 10^5 с^{-1}) вариант РКУП. Ударно-волновые эксперименты проводили в ИГ СО РАН, Новосибирск, МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва и РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск.

В сталях и железо-никелевых сплавах наблюдали возникновение ϵ -фазы высокого давления, γ -фазы и определили механизм образования нанокристаллов γ -фазы с высокой твердостью. Высокое давление приводит к мгновенному возникновению большого числа центров зарождения. Высокоскоростная деформация способствует образованию игольчатых нанокристаллов аустенита с различной ориентацией и одновременно препятствует их росту, из-за потери когерентной связи между кристаллами и исходным мартенситом. При $P=100$ ГПа и выше существенное влияние на формирование структуры оказывает остаточная температура: в сталях и сплавах меди происходят фазовые $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$, $\beta \rightarrow \alpha$, $\alpha \rightarrow \beta$ и $\beta_1 \rightarrow \alpha + \gamma_2$ превращения. В сплавах на основе меди возникает структура, состоящая из пластинчатых кристаллов β - и α -фаз толщиной ~ 50 нм и образуются кристаллы γ -фазы толщиной 80-100 нм.

Установлено, что ударно-волновое воздействие и обработки с применением ударных волн позволяют получить СМК и НК-структуры с высокими механическими свойствами за счет высокоскоростных процессов фрагментации, динамической рекристаллизации и фазовых превращений. Фазовые превращения в ударных волнах происходят из большого числа центров в течение времени, измеряемого микросекундами. В результате образуются СМК и НК-структуры, не формирующиеся в исследованных материалах в квазистатических условиях.

Работа выполнена по плану РАН (№г.р.01201064335) и при частичной поддержке проекта Президиума РАН (№12-П-2-1030) и гранта РФФИ (№11-03-00047).

PRODUCTION OF ULTRA-FINE GRAINED MICROSTRUCTURE IN Ti-6Al-4V BY FRICTION-STIR PROCESSING

Mironov S. ¹, Nagahama Y. ¹, Sato Y.S. ¹, Kokawa H. ¹, Park S.H.C. ², Hirano S. ²

¹Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Japan

²Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 7-1-1 Omika-cho, Hitachi 319-1291, Japan
S-72@mail.ru

Production of materials with ultra-fine grained structures is presently of significant industrial interest. Of particular challenge is grain refinement in Ti-6Al-4V alloy. Due to a very attractive combination of properties, this material is considered as a “workhorse” titanium alloy for aerospace, marine and mechanical applications. Recently, a relatively new processing technique – friction-stir processing (FSP) [1] – was employed for production of ultra-fine grained microstructure in Ti-6Al-4V alloy [e.g. 2]. In this work, high-resolution electron backscatter diffraction (EBSD) technique was applied to characterize grain structure developed in friction-stir processed Ti-6Al-4V alloy.

The grain-boundary EBSD maps illustrating microstructural distribution at the mid-thickness of the SZ are summarized in Fig. 1. The α phase is dominated by an almost completely recrystallized grain structure with a mean grain size of $\sim 1 \mu\text{m}$. The misorientation-angle distributions evidence high proportion of high-angle boundaries ($\sim 80\%$).

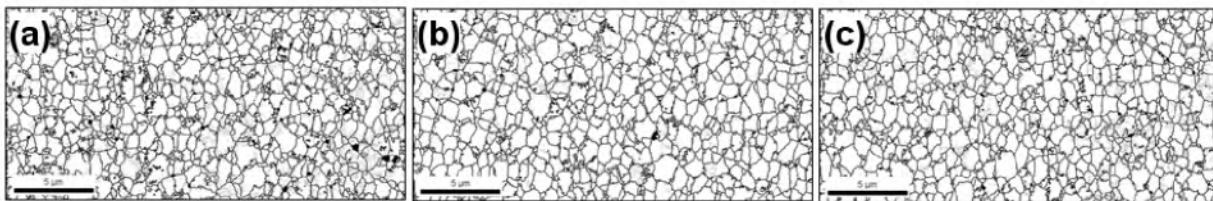


Fig. 1. EBSD maps showing grain structure in the α phase at the mid-thickness of SZ: (a) retreating side, (b) SZ center, (c) advancing side. In the maps, LABs and HABs are depicted as thin grain and thick black lines, respectively; the detected \square phases appear black.

The texture in the α phase was found to be diffuse. Nevertheless, the presence of P_1 $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ and C-fiber texture components was recognized.

REFERENCES

- [1] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Mater. Sci. and Eng. R50 (2005) 1.
- [2] A.L. Pilchak and J.C. Williams, Metall. Mater. Trans. 42A (2011) 773.
- [23] B. Beausir, L.S. Toth, K.W. Neale, Acta Mater. 55 (2007) 2695.

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ДИНАМИЧЕСКОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Аманбаева Г.М.¹, Касмамытов Н.К.²

1-Кыргызская медицинская Академия им. И.К.Ахунбаева, 2-Национальная Академия Наук Кыргызской Республики, г. Бишкек
nurkas@mail.ru

В данной работе исследуется сверхпластичность алюминиевых сплавов, проявляющихся при термомеханической деформации.

Ранее в работах [1,2] была предложена математическая модель, позволяющая описывать процессы высокотемпературной деформации промышленных алюминиевых сплавов марок АМг5, 1561 (АМг61), Д18Т, В48, В95, АК4, АК6, АК8. Экспериментальные исследования сверхпластической деформации на этих алюминиевых сплавах выявил так называемый эффект динамической сверхпластичности, который связывался с резкими структурно-фазовыми изменениями, т.е. резким измельчением зёрен до ультрамелкозернистого размера, необратимыми фазовыми переходами в алюминиевых сплавах при высокотемпературной деформации.

В докладе будет обсуждаться ранее предложенная математическая модель [1] сверхпластичности, с развитием и применением новых аналитических выражений [4], позволяющих теоретически рассчитать функции приращения удельной теплоемкости и изменения энтропии которые, являются структурно-чувствительными функциями.

На рис.1. и 2. представлены расчетные графики зависимости приращения удельной теплоемкости ΔC и энтропии ΔS от нормированной температуры ξ в диапазоне сверхпластичности. Анализ с применением данной модели показал, что имеет максимум в середине температурного интервала сверхпластичности. Исследование функции энтропии позволяет рассмотреть процесс деформации с позиций самоорганизации диссипативных структур в неравновесных открытых системах [3,4].

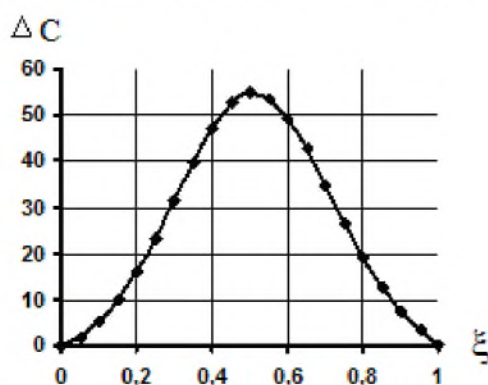


Рис.1. Функция приращения удельной теплоемкости от нормированной температуры

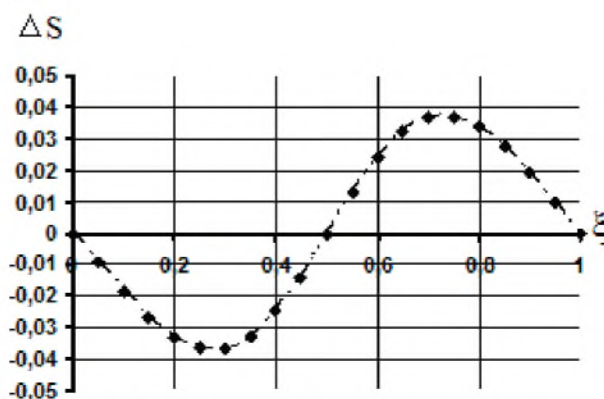


Рис.2. Зависимость приращения энтропии от нормированной температуры

Литература

1. Рудаев Я.И. Введение в механику динамической сверхпластичности. – Бишкек: Изд-во КРСУ, 2003. – 134 с.
2. Рудаев Я.И. О фазовых переходах в сверхпластичности // Проблемы прочности. – 1990. – №10 – С.50-54.
3. Гленсдорф П., Пригожин И. Термодинамическая теория структуры, устойчивости, флуктуаций. – М.: Мир, 1973. – 568 с.
4. Аманбаева Г.М. О макрокинетики динамической сверхпластичности алюминиевых сплавов // ВЕСТНИК КРСУ. – Бишкек, 2007. – Т.7. — №4. – С. 120– 126.

ПЕРСПЕКТИВА ИЗГОТОВЛЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО ЛИСТА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКОЙ

Лутфуллин Р.Я., Мухаметрахимов М.Х., Классман П.А., Астанин В.В.

ФГБУН Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
lutram@anrb.ru

Получение наноструктурных титановых полуфабрикатов представляет актуальную научно-техническую задачу для современного, прежде всего авиационного машиностроения [1]. Известно [1,2], что наноструктурирование обеспечивает двухфазному титановому сплаву ВТ6 уникальный комплекс прочностных и пластических свойств с повышенными характеристиками демпфирования, а также высокую многоцикловую усталостную прочность. С другой стороны наноструктурный титановый полуфабрикат проявляет сверхпластические свойства при пониженных температурах (низкотемпературная сверхпластичность), а также как следствие, обладает повышенной технологичностью, в частности, твердофазной свариваемостью и сверхпластической формуемостью при пониженных температурах порядка $0,4T_{пл}$.

Традиционными методами получения объемных наноструктурных титановых полуфабрикатов являются равноканальное угловое прессование и изотермическая всесторонняя ковка с понижением температуры [1]. Изготовленные согласно [1] объемные полуфабрикаты могут использоваться в дальнейшем для получения наноструктурных листов пакетной или изотермической прокаткой. Однако указанный технологический подход многократно повышает трудоемкость и удорожает стоимость получаемых наноструктурных листов, а современное производство [3] не имеет технических возможностей изготовления титановых листов со средним размером зерен менее 1000 нм.

В работе представлены результаты экспериментов по изотермической прокатке на специализированном стане ЛИС-6/200 заготовок из промышленного (горячекатаного) прутка сплава ВТ6 диаметром 40 мм. Впервые показана техническая возможность получения изотермической прокаткой при температуре 550°C тонкого листа толщиной 0,8 мм со средним размером зерен (фрагментов) 300 нм. Сплав ВТ6 в достигнутом структурном состоянии способен к проявлению низкотемпературной сверхпластичности. Эффект измельчения зерен (фрагментов) достигается, вероятно, за счет интенсивной пластической деформации, запускающей механизм зернограничного проскальзывания продуктов распада метастабильных мартенситных фаз в процессе изотермической прокатки закаленных с температуры однофазной β -области заготовок горячекатаного прутка сплава ВТ6.

Сварка давлением образцов из промышленного полуфабриката сплава ВТ6 при температуре 650°C через наноструктурный лист, полученный изотермической прокаткой обеспечила достижение качественного твердофазного соединения.

Литература

1. Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Иванько В.А., Имаев Р.М., Иноземцев А.А., Кокшаров Н.Л., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сафиуллин Р.В., Харин С.А. Использование наноструктурных материалов и нанотехнологий для создания полых конструкций // Российские нанотехнологии, т.5, №1-2, 2010 г., с. 102-111.
2. Мулюков Р.Р., Михайлов С.Б., Салимоненко Д. А., Валиахметов О.Р., Лутфуллин Р.Я., Мышляев М.М., Салтцев Г.А. Демпфирующие свойства титанового сплава с субмикроструктурной структурой // Перспективные материалы, 1997, №1, с. 76 - 79.
3. Comley P.N. Manufacturing Advantages of Superplastically Formed Fine-Grain Ti-6Al-4V Alloy // JMEPEG, v. 13(6), 2004, pp. 660 – 664.

ОСОБЕННОСТИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА

Ерболатулы Д.

*Восточно-Казахстанский государственный университет имени С. Аманжолова,
Усть-Каменогорск, Казахстан
e_dosym@mail.ru*

Сплавы на основе алюминия занимают особое положение среди конструкционных материалов и широко применяются в различных отраслях промышленности [1], что связано с возможностью достижения уникального сочетания их эксплуатационных свойств. Изучение комплекса механических свойств и структурных особенностей, в процессе равноканального углового прессования (РКУП) и методом 3D-осадки, является предметом многочисленных исследований [2-5].

В настоящей работе изучено влияние интенсивной пластической деформации (ИПД) на структуру и механические свойства технически чистого алюминия и сплава Zn-22%Al.

РКУП осуществлялось в пресс-форме с углом пересечения рабочего и выходного каналов 90°. Заготовки диаметром 20 мм и длиной $l=100$ мм подвергались РКУП при комнатной температуре с различным числом проходов (от 1 до 12) и поворотом на 90° и 180° перед каждым проходом. Сплав Zn-22%Al был выплавлен в лабораторных условиях.

Установлено, что в исходном литом состоянии алюминий состоит из крупных зерен со средним размером 80 мкм. Исследование методом растровой электронной микроскопии показало, что РКУП приводит к существенному измельчению структуры алюминия. После РКУП-8 и РКУП-12 были сформированы фрагменты из субзерен со средним размером 1,5 мкм. В результате РКУП микротвердость чистого алюминия возрастает до величины 709 МПа, что почти в 3 раза выше, чем в исходном состоянии. После РКУП алюминий обладает повышенными прочностными свойствами, особенно сильно возросло значение предела текучести, приблизившись к величине предела прочности.

Образцы алюминия в виде куба были подвергнуты 3D-осадке. Установлено, что микротвёрдость металла увеличивается пропорционально степени деформации до определённого значения (555 МПа), после 3-х циклов, т.е. 9 проходов, а затем при числе проходов – 12 микротвёрдость уменьшается.

Проведены исследования особенностей сверхпластической деформации сплава Zn-22%Al после термической обработки и ИПД.

Исследования имеют продолжение для сплавов алюминия с применением усовершенствованных методов ИПД и конформ-процесса.

Литература

1. Белов Н. А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. Моногр. / Н. А. Белов. – М.: Изд. МИСиС, 2010. – 511 с.
2. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.
3. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН. 2003. 279 с.
4. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
5. Утяшев Ф.З. «Современные методы интенсивной пластической деформации» Уфа: УГАТУ, 2008. - 313 с.

ОБ ЭФФЕКТЕ КРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Крымский С.В., Маркушев М.В., Петрова Ю.В., Ситдинов О.Ш.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mvmark@imsp.ru

Исследовали эффект низкотемпературной термомеханической обработки, сочетавшей упрочняющую термическую обработку (закалку и естественное или искусственное старение) и криогенную прокатку на сопротивление межкристаллитной коррозии (МКК) промышленного алюминиевого сплава Д16 стандартного химического состава. Сначала сплав закаливали в воду с 505°C, затем прокатывали с суммарной степенью $\epsilon \sim 2$ в изотермических условиях при температуре жидкого азота, и старили с различной длительностью в интервале температур от комнатной (Т) до 190 °С (Т1).

Оценку сопротивления сплава МКК проводили по ГОСТ 9.021-74 на образцах с размерами 20x10x0,7 мм, поверхности которых, кроме одной, предварительно защищали коррозионно-устойчивым лаком. Образцы выдерживали в течение суток при комнатной температуре в водном растворе 3% NaCl с добавлением 1% HCl. Интенсивность и глубину коррозионного поражения определяли с помощью оптического микроскопа как среднюю величину соответствующих измерений очагов коррозии вдоль незащищенной торцевой поверхности образца.

Установлено, что криопробатка, как и температура, и длительность старения сплава, заметно влияют на интенсивность и глубину проникновения коррозии. В общем случае, криопробатка снижает, а старение при более низкой температуре и с меньшей выдержкой усиливает сопротивление сплава МКК. Так криопробатанный и естественно состаренный в течение ~ 6 суток сплав показал глубину и интенсивность поражения (35 мкм и 14 %) чуть больше, чем в недеформированном и состаренном по тому же режиму состоянии (25 мкм и 4%, соответственно). Искусственно же состаренный по серийному режиму Т1 (190°C, 12 ч) криопробатанный сплав продемонстрировал значительно большую глубину поражения (~475 мкм) при почти 90% его интенсивности, превышающей почти в два раза интенсивность МКК недеформированного сплава в состоянии Т1, глубина и интенсивность коррозионного поражения которого составили 525 мкм и 50%, соответственно.

Обсуждены причины коррозионного поведения сплава с учетом выявленных изменений (суб)зеренной структуры, первичных и вторичных фаз, вызванных прокаткой и последующим старением, и обусловленных, в частности, наложением фазовых превращений на преобразования развитой ячеистой структуры прокатки за счет возврата и рекристаллизации, протекающих при пост-деформационном вылеживании и искусственном старении.

Показана возможность за счет оптимизации режимов обработки сплава, в том числе, финальной термической обработки после криопробатки, придания ему нового качества, заключающегося в демонстрации уникального комплекса механических и коррозионных свойств

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (гос. контракт № 14.740.11.0278).

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ НАПРЯЖЕНИЙ ТИПА СЖАТИЯ НА САМООРГАНИЗОВАННУЮ ДОМЕННУЮ СТРУКТУРУ В ПЛЕНКАХ ТОЛЩИНОЙ КВАНТОВЫХ ЯМ, НАПЫЛЕННЫХ В ВАКУУМЕ

Сагдаткиреева М.Б., Янтилин И.Ф., Хасанов Н.А.

Башкирский государственный университет, Уфа
sagdatkireeva@mail.ru

Исследуется воздействие внешних напряжений типа сжатия на самоорганизованную доменную структуру в косонапыленных пленках в вакууме.

В последние десятилетия появилось большое число теоретических и экспериментальных работ по изучению доменной структуры в связи с возможностью ее использования в высокочастотных и запоминающих устройствах, в микроэлектронике. Поиск путей создания нужного вида доменных конфигураций с заданной совокупностью статических и динамических свойств привел к более глубокому экспериментальному изучению доменной структуры в ферромагнитных пленках, а так же в напылённых в вакууме пленках с наклонной анизотропией толщиной квантовых ям (КЯ). В данной работе впервые теоретически в рамках подхода, развиваемого в статьях [1], проанализировано на основе результатов экспериментальных данных влияние внешних напряжений типа сжатия, индуцирующих положительную анизотропию, на характер перестройки вида самоорганизованной ДС в плёнках Ni с наклонной анизотропией толщиной КЯ.

Основной причиной видоизменения самоорганизованных ДС является результирующая эффективная анизотропия, описываемая параметрами ϕ_1 , ϕ_2 , ϕ_1 и R (см. [1]), зависящими, в том числе, от сжатия σ . Исходная доменная структура (в отсутствие сжатия) при условиях $\phi_1 < 0$, $\phi_2 < 0$, $R \leq 1$ является отрицательной полосовой, имеющей доменные границы (ДГ) с периодической тонкой структурой (ПТС). При этом полярности ДГ и ПТС отрицательны. Показано, что положительная анизотропия, индуцированная внешними напряжениями типа сжатия, складываясь с эффективными анизотропиями $\phi_1 < 0$, $\phi_2 < 0$, приводит к неустойчивому состоянию исходную отрицательную полосовую доменную структуру (ОПДС): меняются период ПТС, период доменной структуры (ДС) и ширина ДГ. При слабом сжатии сохраняется вид ОПДС и периодическая тонкая структура в ДГ. Последовательное наращивание сжатия при $\phi_1(\sigma) < 0$, $\phi_2 + \lambda_s \sigma < 0$, переводит существующую ОПДС в ОПДС с доменными границами без тонкой структуры. В случае, когда $\phi_1(\sigma) \leq 0$, $\phi_2 - \lambda_s \sigma > 0$, происходит распад доменной структуры с неограниченным расширением доменных границ. На основе этого под воздействием сжатия происходит возрождение доменной структуры типа Широбокова.

Как видно из вышеприведенного анализа, влияние внешних напряжений типа сжатия на ДС пленок толщиной КЯ с наклонной анизотропией приводит к распаду и возрождению ДС. Процессы, происходящие под влиянием внешних напряжений типа сжатия, протекают как фазовые переходы второго и первого рода.

С помощью внешних напряжений типа сжатия в широких пределах можно изучать процессы перемангничивания, взаимосвязь между магнитными характеристиками, определять термодинамические, кинетические свойства и энергетический спектр ферромагнетика. Наличие давления может существенно изменить зависимость резонансной частоты от магнитного поля.

Литература

1. Сагдаткиреева М.Б., Румянцева В.В. // Изв. РАН. Сер. физ., т.73, №8, с.1246, (2009); т.74, №8, с.1143, (2010).

ВЫСОКОГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ: ПАРАМЕТРЫ, МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ, СВОЙСТВА

Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Дитенберг И.А.^{1,2,3}

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

ditenberg_i@mail.ru

Обобщены экспериментальные данные о закономерностях формирования в металлических материалах разного класса высокоградиентных структурных состояний, характеризующихся высокими значениями кривизны кристаллической решетки в субмикро- и нанокристаллах. Установлены зависимости количественных параметров этих состояний от способности материала к их релаксации, особенностей его зеренной и дефектной структуры, величины и способа деформации. Проведен анализ основных факторов, определяющих эти параметры и характеристики упруго-напряженного состояния в зонах высокой кривизны кристалла.

Показано, что характерной особенностью указанных выше состояний являются высокие (до 10^6 мкм^{-1}) локальные градиенты (моменты) напряжений, определяющие закономерности переориентации кристаллической решетки и возможность формирования наноструктурных состояний с размерами кристаллитов до нескольких нанометров [1, 2]. Важным фактором формирования указанных выше состояний является способность нанообъектов к формированию высоких значений упругой кривизны кристаллической решетки, градиентов этой кривизны и градиентов локальных внутренних напряжений при относительно невысоких абсолютных величинах этих напряжений [1, 2].

Предполагается, что образование указанных выше высокоградиентных наноструктурных состояний (дипольно-мультипольного типа) может быть описано в рамках квазивязкого механизма переориентации, осуществляемого контролируруемыми потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов нормальных компонент тензора напряжений [3]. Этот механизм, на наш взгляд, обеспечивает дополнительные возможности наноструктурирования металлических материалов в условиях интенсивного деформационного воздействия.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ МК-85.2011.8 и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Литература

1. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. Структурные состояния с высокой кривизной кристаллической решетки в субмикрорешетчатых и нанокристаллических металлических материалах // Известия вузов. Физика, т. 54, № 9, с. 26-36 (2011).

2. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Денисов К.И., Корчагин М.А. Особенности формирования высокодефектных структурных состояний в механокомпозитах и порошках ниобия и алюминия в процессе интенсивного деформационного воздействия в планетарных шаровых мельницах // Физическая мезомеханика, т. 14, № 6, с. 53-62, (2011).

3. Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А. Нанодиполи частичных дисклинаций как носители квазивязкой моды деформации и формирования нанокристаллических структур при интенсивной пластической деформации металлов и сплавов // Физическая мезомеханика, т. 14, № 3, с. 55-68, (2011).

ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ ГАММА АЛЮМИНИДЫ ТИТАНА: СОСТОЯНИЕ ДЕЛ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ

Имаев В.М. и Имаев Р.М.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа, Россия
vimayev@mail.ru*

Повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных наземных силовых установок в настоящее время трудноосуществимо без внедрения новых конструкционных материалов, в частности, интерметаллидных сплавов на основе γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al (далее γ -TiAl сплавы). Эти материалы обладают высокой удельной прочностью, жесткостью, жаропрочностью и жаростойкостью при температурах 600...850°C. Даже частичная замена жаропрочных никелевых сплавов в газотурбинном двигателе на γ -TiAl сплавы может заметно увеличить соотношение «тяга-вес» летательного устройства. Из этих сплавов могут, в частности, изготавливаться лопатки, диски, элементы сопла и другие детали. Несмотря на значительные усилия, предпринятые в последние годы, внедрение γ -TiAl сплавов осуществляется трудно и медленно.

В настоящей работе на основе анализа развития направления γ -алюминидов титана делается попытка осмысления проблем, препятствующих широкому внедрению этих материалов в промышленность. К числу главных из них относятся:

- ограниченные технологические свойства – плохая обрабатываемость резанием и низкая пластичность в широком интервале температур;
- сложная обработка давлением из-за необходимости использования высоких температур и дорогих расходных материалов;
- дефицит отдельных эксплуатационных свойств в получаемом полуфабрикате или изделии, прежде всего, пластичности и вязкости разрушения при сохранении высокой жаропрочности.

Выделено несколько перспективных направлений, требующих развития и необходимых для внедрения γ -TiAl сплавов в промышленное производство в РФ:

- разработка сплавов и методов выплавки объемных слитков сплавов;
- развитие технологий центробежного литья для получения сложнопрофильных малогабаритных изделий или полуфабрикатов;
- развитие технологий, основанных на формовке и диффузионной сварке γ -TiAl сплавов, в том числе с разнородными материалами;
- разработка технологий спекания интерметаллидных порошков;
- развитие полупромышленных/промышленных методов деформационной обработки γ -TiAl сплавов.

Развитие указанных направлений в отношении γ -TiAl сплавов позволит:

- повысить технологические характеристики материала в литом состоянии;
- удешевить существующие методы обработки давлением за счет, прежде всего, снижения температуры деформации;
- в ближайшие годы внедрить промышленные технологии изготовления малогабаритных деталей из γ -TiAl сплавов, таких как клапаны и турбокомпрессоры для автомобильного двигателя, турбинные лопатки низкого давления и компрессорные лопатки для газотурбинного двигателя и др.

THE GRAIN SIZE DISTRIBUTION INVESTIGATION OF HIGH PURITY PLATING CU WIRE IN DEPTH DIRECTION

Ke Y.¹, Namekawa T.², Tamahashi K.², Konkova T.², Onuki J.²

¹ Graduate School of Science and Engineering, Ibaraki University Hitachi, Ibaraki 316-8511, Japan

² Department of Materials Science and Engineering, Ibaraki University, Hitachi, Ibaraki 316-8511, Japan
09nd104n@hcs.ibaraki.ac.jp

Cu has been extensively used as interconnect material for advanced ULSIs due to its low electrical resistivity and high reliability. For very thin Cu wires, electron scattering at grain boundary significant influence the resistivity. It was found that the grain growth can be optimized by reducing the density of the impurities. For electroplating Cu wires, how the purity of plating materials affect the grain growth is not clear. In this research, electron back scattering diffraction (EBSD) analysis was used to investigate the grain size distribution in the trench depth direction.

Trenches used were 80 nm width and 200 nm height with a TaN/Ta (7.5 nm/7.5 nm) barrier and Cu seed (50 nm) layers inside. Cu was deposited into the trenches by the DC electroplating process at a current density of 5mA/cm². Both 99.9999% (6N) purity CuSO₄·5H₂O 99.999999% (8N) Cu anode, and 99.9% (3N) purity CuSO₄·5H₂O 99.9% Cu anode were used for comparison. After annealing at 573 K for 10 min, an advanced CMP technique was used to get the top (200 nm height of the trench) middle (100 nm height) and bottom (50 nm height) planes, as shown in Fig. 1, then the analysis of grain size was carried out by EBSD on these planes.

We got the results as follows: the median grain size for the high purity process is slightly larger (3 %) than that for the conventional process at both 200 and 100 nm heights, and for the former it is about 13 % larger than that for the latter at the 50 nm height. It was also found that the ratio of small grains with diameters less than 45 nm (40 nm is about the mean free path of Cu). At both 200 nm and 100 nm heights, the ratios of small grains for the high purity process are slightly lower than those for the conventional process, while at the 50 nm height, the ratio of small grains for the former is about 50 % lower than that for the latter.

These results suggest the high purity process can significantly enlarge the grain size and reduce the ratio of small grains with diameters less than 45 nm at the bottom region of a trench, and that contributes to a uniform grain size distribution in the depth direction of the trenches.

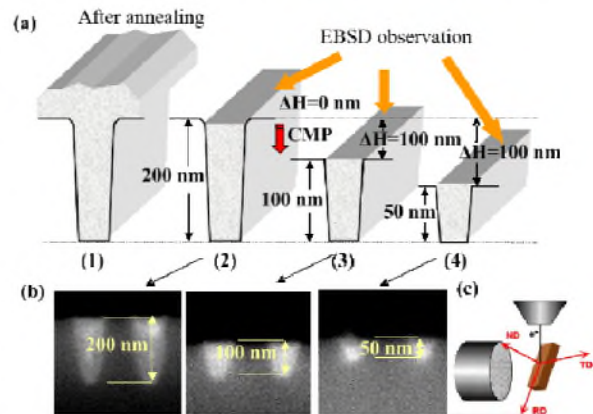


Fig. 1. (a) Schematic drawing of sample preparation by CMP for EBSD observation; (b) Cross-sectional SEM images of Cu wire with 50 nm, 100 nm and 200 nm height; (c) Normal direction (ND) of EBSD observation

РОЛЬ СОСТАВЛЯЮЩИХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ФОРМИРОВАНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ

Утяшев Ф.З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
ufz1947@mail.ru

В отличие от рекристаллизационного механизма формирования ультрамелкозернистых структур (УМЗ) при горячей деформации в методах интенсивной пластической деформации (ИПД) существенную роль в образовании большеугловых границ зерен (БУГЗ) играют непосредственно сами механизмы деформации.

При динамической рекристаллизации (ДР) характер изменения напряжения течения от деформации, после достижения её порогового значения, имеет вид кривой со стабилизированным или слегка осциллирующим уровнем напряжения течения. В случае продолжающегося в ходе горячей деформации заметного превалирования измельчения зерен над их ростом зависимость приобретает вид «падающей» кривой, т.е. кривой с непрерывным снижением напряжения течения после достижения максимума.

При ИПД характер зависимости напряжения от деформации внешне напоминает вид кривой со стабилизированным напряжением при ДР, что, по-видимому, и привело к возникновению представлений о механизме формирования мелких зерен при ИПД как следствие прохождения, так называемой, низкотемпературной динамической рекристаллизации. Однако между сравниваемыми зависимостями есть существенные различия, заключающиеся в том, что пороговые деформации и достигаемый уровень упрочнения металла при ИПД, по меньшей мере, на порядок больше, чем при ДР. Действительно, если пороговая деформации, необходимая для рекристаллизации при горячей деформации, составляет $\epsilon_n \sim 0,2 \div 0,3$, то при ИПД значение этого показателя не меньше $\epsilon_n \geq 3 \div 4$; напряжение течения на установившейся стадии ДР возрастает обычно на $20 \div 40\%$, между тем как при ИПД в $2 \div 4$ и более раз.

Столь существенные количественные различия величин деформации и упрочнения при ИПД трудно объяснить реализацией характерных для ДР стадий формирования мелких зерен, включающих перманентное образование по образцу, в целом, множества зародышей рекристаллизации – участков большеугловых границ, миграцией этих границ и поглощением («заметание») при этом решеточных дислокаций. Следствием этих стадий и становится значительное разупрочнение деформированного материала при ДР до уровня, мало отличающегося от полностью отожденного состояния.

При холодной деформации, свойственной методам ИПД, характерные для ДР стадии образования зерен не реализуются из-за отсутствия необходимой для них термоактивации. Роль «строителя» БУГ мелких зерен при ИПД выполняют не планарные дефекты – участки-зародыши БУГ, а линейные дефекты кристаллической структуры: дислокации и частичные дисклинации. Особенно важной при этом является роль частичных дисклинаций.

В работе показано, что образующееся вследствие дисторсии кристаллической решетки множество мелких областей разориентации – предвестников зерен, во многом, обусловлено релаксационной ролью ротационной моды, возникающей из условия совместности деформации – следствия закона сохранения плотности. Использование активных поворотов - изменений направлений сдвига в методах ИПД, является существенно важным условием для получения множества пересечений полосовых БУГ, что собственно и приводит к формированию мелких зерен, и отличает методы ИПД от больших монотонных деформаций, приводящих к формированию вытянутых микрополос и множества расположенных в них субзерен. Кроме того, в работе рассмотрены меры формоизменяющей и ротационной составляющих ИПД и их связь с формируемой структурой.

АТТЕСТАЦИЯ НЕРАВНОВЕСНОСТИ СТРУКТУРЫ ОБЪЕМНЫХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПО ДАННЫМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНОРАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ

Кашин О.А., Круковский К.В., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
okashin@ispms.tsc.ru

Физико-механические свойства ультрамелкозернистых материалов, полученных с использованием методов интенсивной пластической деформации, определяются не только размером зерен, но и степенью неравновесности микроструктуры. И если для аттестации зеренной структуры (средний размер, распределение по размерам, взаимная разориентация зерен) имеются общепринятые методики, то для определения неравновесности структуры, особенно для количественной оценки степени неравновесности, такие методики развиты слабо. В то же время, определение степени неравновесности структуры является важной задачей, поскольку это позволило бы оптимизировать режимы термомеханических обработок для получения необходимых эксплуатационных характеристик ультрамелкозернистых материалов.

В настоящей работе предложен метод количественного определения степени неравновесности микроструктуры материалов, основанный на методе автоматического анализа картин дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ). При исследовании микроструктуры материалов методом ДОЭ программным обеспечением прибора осуществляется построение карты качества картин дифракции пошаговым сканированием поверхности образца от точки к точке. В каждой точке происходит оценка и детектирование дифракционной картины (Кикучи-линий). Высокая плотность дефектов, таких как дислокации, внутренние границы раздела, точечные дефекты, а также вызванные данными дефектами искажения кристаллической решетки (присущие материалам, полученным интенсивной пластической деформацией) приводят к искажению Кикучи-линий, к их размытию и снижению интенсивности. При достаточно высокой плотности дефектов дифракционная картина не может быть проанализирована программным обеспечением, и точка обозначается на карте как не детектированная. Чем выше плотность дефектов в объеме материала, то есть чем более неравновесна структура, тем меньше количество детектированных точек. Процентное отношение детектированных точек к общему количеству точек на заданной площади мы обозначили как коэффициент детектирования K_{det} . По величине этого параметра можно оценить относительную степень неравновесности структуры материала, полученного по различным режимам: чем меньше значение коэффициента детектирования, тем выше неравновесность структуры. Знание такой количественной характеристики позволяет в явном виде анализировать влияние неравновесности структуры ультрамелкозернистых материалов, полученных с использованием интенсивной пластической деформации, на их механические и функциональные свойства.

Проанализировано влияние протяженности границ зерен на величину коэффициента детектирования. По оценкам при изменении размера зерен на 3 порядка коэффициент детектирования может уменьшиться на 30%.

Разработанная методика опробована на примере титана технической чистоты ВТ1-0, титановых сплавов ПТЗ-В и ВТ6 с крупнозернистой структурой и с ультрамелкозернистой структурой, полученной с использованием методов интенсивной пластической деформации по различным технологическим схемам, для анализа поведения указанных материалов при трении.

Работа выполнена в рамках государственного проекта СО РАН 3.6.2.2 при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ №10-08-01016-а.

СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОДИСПЕРСНОГО ДИОКСИДА ТИТАНА ПРИ РЕЗОНАНСНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Колесник В.Г., Урусова Е.В., Басова Е.В., Инсабаев А.А.

Институт ядерной физики Академии Наук Республики Узбекистан, Ташкент
kolesnik@inp.uz; kleopatrainp@mail.ru; aibek.inn@mail.ru

В настоящее время актуальной является задача производства высококачественного диоксида титана. Существующие технологии производства, например хлорная технология разложения ильменита (Dipont и др.) позволяет получать продукцию высокой степени чистоты, но является дорогой, требует повышенных мер безопасности. Сульфатная технология (ЗАО «Крымский Титан», г.Армянск, Украина) основана на разложении ильменита концентрированной серной кислотой более дешевая, но из-за проблем, связанных с очисткой от железосодержащих примесей и утилизацией отходов (гидролизной серной кислоты и др.) неэффективна.

В последние годы исследуются возможность применения микроволновых технологий для селективной экстракции элементов из минерального сырья [1]. Преимущества использования микроволновой энергии исходят из специфики поглощения ее диэлектриками, сокращения времени, эффективности резонансного микроволнового нагрева, что приводит к разрушению кристаллической решетки минерала.

Целью данного исследования является разработка экспериментальной методики и технологии разрушения ильменитового концентрата ($\text{Fe}^{2+}\text{TiO}_3$) для производства высококачественного ультрамелкодисперсного порошка диоксида титана TiO_2 (рутил, анатаз, брукит). Основной проблемой здесь традиционно является качество очистки порошка от железа и его соединений.

Образцы ильменита (Иршанский ГОК, Украина, Вьетнам) были обработаны по экспериментальной методике в СВЧ-плазменной установке «Магнитный V-диполь» (MVD) [2]. Ильменитовый концентрат был облучен в MVD с добавлением реагента в качестве восстановителя железа при разных режимах.

Из модифицированного ильменита получены 2 фракции: 1) магнитная α -Fe 40-45%; реагент 45-50%; рутил, анатаз, брукит не более 5%; 2) немагнитная рутил более 95%, брукит менее 5%, следы кварца (рентгеноструктурный анализ). По данным сканирующей электронной микроскопии исходный образец имел крупность зерна 2÷3 мкм; модифицированный 200÷400 нм, в котором наблюдались отдельные коагулированные сростки металлических железа, титана, отличавшиеся по цвету и магнитным свойствам.

Предлагаемая технология основана на эффективном способе разложения ильменита путем разрушения связей в ионной кристаллической решетке кинетической энергией заряженных частиц, при фазовом преобразовании магнитно аккумулированной энергии электромагнитных волн с круговой поляризацией широкого спектра в системе MVD в условиях резонанса [3]. Эта технология вследствие резонансного взаимодействия с сырьем эффективнее на 30-40% по сравнению с классическими магнетронными микроволновыми технологиями при сохранении всех преимуществ перед химическими способами.

Литература

1. Колесник В.Г., Урусова Е.В. и др. Получение ультрамелкодисперсного порошка SiO_2 // Перспективные материалы, №12, стр. 504-509, 2011 г.
2. Колесник В.Г., Урусова Е.В. Способ получения ядерной энергии// Патент РУз № IAP 03701 от 12.10.2005г.
3. Колесник В.Г., Урусова Е.В. и др. Способ восстановления кремния и титана путем генерации электромагнитных взаимодействий частиц SiO_2 , FeTiO_3 и магнитных волн // Заявка в АИС РУз № IAP 20110114 от 30.03.2011г. // Международная заявка (Россия) № PCT/UZ 2012/000001.

Сu-СОДЕРЖАЩИЕ ПОЛИМЕРНЫЕ НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ АБС И УПС

Алиева Р.В., Багирова Ш.Р.

Институт Нефтехимических Процессов им. акад. Ю.Г.Мамедалиева НАНА, г. Баку
alreyhan@yahoo.com

В последние десятилетия стремительно развиваются исследования по разработке новых полимерных композиционных материалов, содержащих наноразмерные частицы (НРЧ) металлов или их оксидов, а также наноструктурированных гибридных органико-неорганических композитов. Это в значительной мере обусловлено потребностями развивающихся нанотехнологий в самых различных областях: от медицины до телекоммуникационных систем. В отличие от материалов, содержащих НРЧ в неорганических носителях, нанокompозиты на основе органических полимеров обладают формуемостью, обеспечивающей легкость изготовления деталей заданной формы.

В представленном докладе приведены результаты исследований по получению нанокompозитов (НК) на основе таких промышленных полимеров, как акрилонитрил-бутадиенстирол (АБС) и ударопрочный полистирол (УПС). Теплофизические свойства полученных Сu-содержащих нанокompозитов изучены при помощи дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК) (рис. 1).

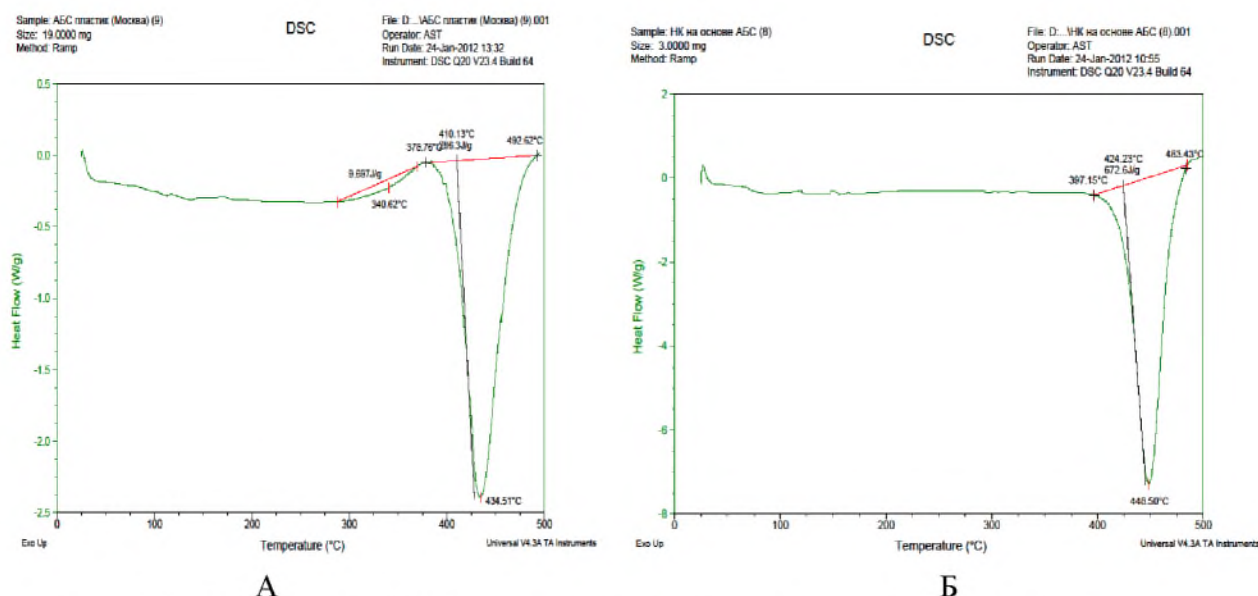


Рис. 1. ДСК-кривые АБС (А) и Сu-содержащего (2 % масс.) НК (Б) на его основе.

В случае допирования АБС и УПС при помощи Сu-содержащих солей, термические параметры в НК (размеры Сu-содержащих наночастиц в полимерной матрице, установленные по АСМ- 10-90 нм.) меняются в отличие от первичной полимерной матрицы. Как видно из рис. 1 при этом полимерная матрица становится более термостабильной. Для АБС $T_g=434,51^\circ\text{C}$, $\Delta H_f=286$ Дж/г, а для НК на его основе $T_g=448,50^\circ\text{C}$, $\Delta H_f=672,6$ Дж/г. Для УПС $T_g=449,93^\circ\text{C}$, $\Delta H_f=375,6$ Дж/г, а для НК на его основе $T_g=452,51^\circ\text{C}$, $\Delta H_f=388,2$ Дж/г соответственно. Полученные результаты свидетельствуют о том, что допирование по разработанному нами способу [1] приводит к изменению структуры полимерной матрицы.

1. Алиева Р.В., Азизов А.Г., Кахраманов Н.Т., Багирова Ш.Р. и др. Способ получения металл-полимерных нанокompозитов. Патент Азербайджана I 20110058 Az.2011.

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ НАНОПОРОШКОВ

Мурзакаев А.М.

Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург

Aidar@iep.uran.ru

Есть большой интерес в изучении нанопорошков и их применения в новых технологиях, однако имеются проблемы - воспроизводимость состояния и свойств, обеспечение стабильности материалов, устройств и приборов, создаваемых на их основе. Причиной является то, что экспериментальные результаты последних 20-30 лет содержат ряд противоречий и неточностей. Результаты анализа нанопорошков в основном получены дифракционными методами, но они недостаточны для идентификации кристаллической структуры «нано» по двум причинам:

- рассеяние происходит на множестве частиц и "усредняется" пространственное положение атомов по всем частицам;

- в отличие от кристаллических структур, отсутствует однозначное соответствие между представлением некристаллической структуры в прямом и обратном пространствах.

Например, дифрактограммы от неупорядоченной плотноупакованной структуры «нано» и от икосаэдрической структуры металлических кластеров оказываются практически одинаковыми. Поскольку "средняя" решетка служит, прежде всего, для описания результата дифракции и не описывает реальное положение атомов в частице, то для определения физического положения атомов в наночастицах необходимо рассмотреть частицу в прямом пространстве. Прямым методом визуализации является просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения (ПЭМ ВР). В связи с этим в работе осуществлена **попытка** идентификации структуры наночастиц в прямом пространстве анализом ПЭМ ВР изображений. В ИЭФ УрО РАН нанопорошки получают путем конденсации перегретого пара (электрический взрыв проволоки, импульсное лазерное испарение, испарение электронным пучком и излучением иттербиевого лазера [1-4]) при больших переохлаждениях, пересыщениях, когда определяющими оказываются условия получения, в первую очередь, кинетика процесса конденсации в силу недостаточной диффузионной подвижности конденсирующихся частиц. При изучении наночастиц обнаружены фазы, не выявленные дифракционными методами, и обнаружены: дефекты упаковки, двойникование, псевдоморфное сопряжение, модуляция подрешеток, сверхструктурное упорядочение, образование несоизмерных структур и т.д. Так же в нанопорошках выявлено образование и стабилизация фаз вообще не наблюдаемых в массивных образцах при нормальных условиях. Из-за небольшого количества атомов в наночастице нельзя говорить, что атомы в ней образуют ту или иную кристаллическую структуру. Можно утверждать только, что имеются искаженные фрагменты известных структур.

Литература

1. Котов Ю.А. Электрический взрыв проволоки – метод получения слабоагрегированных нанопорошков //Российские нанотехнологии. 2009. - Т. 4. - № 1-2. – С. 40-51.
2. Osipov V, Kotov Yu, Ivanov M, Samatov O, Lisenkov V, Platonov V, Murzakaev A, Medvedev A. and Azarkevich E, Laser synthesis of nanopowders, Laser Physics, 2006, vol. 16, No 1, pp. 116-125.
3. Ильвес В.Г., Соковнин С.Ю. // Получение нанопорошков ZnO и Zn-ZnO методом испарения импульсным пучком электронов в газе низкого давления, Российские нанотехнологии. Т. 6, № 1-2, 2011. С. 128- 135.
4. Котов Ю.А., Саматов О.М., Иванов М.Г., Медведев А.И., Мурзакаев А.М., Дёмина Т.М., Тимошенкова О.Р., Вьюхина И.В. // Получение композиционных нанопорошков с помощью волоконного иттербиевого лазера и их характеристики, ЖТФ, 2011, т. 81, в. 5, с. 65-68.

ТЕХНОЛОГИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОЙ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ

Шаяхметов У.Ш., Мурзакова А.Р., Фахретдинов И.А., Галяутдинов А.Г.

Башкирский государственный университет, г. Уфа
npiit@mail.ru, rusairu@ufanet.ru

Создана технология производства наноструктурированной многофункциональной композиционной керамики с использованием неорганического связующего на основе порошков оксидов, тугоплавких соединений. Особенность структуры композиционной керамики заключается в том, что в отличие от традиционной керамики, наночастицы обеспечивают спекание и образование прочной структуры в композитах при низких температурах (до 700⁰ С). Это позволяет создавать керамические композиционные материалы и изделия из них сложной конфигурации с заданными свойствами. Объясняется это тем, что связующее с размером частиц менее 200 нм (удельная поверхность более 100 м²/г) обеспечивает высокую степень распределения наночастиц по поверхности зерен формируемого материала.

В технологии наноструктурированной композиционной керамики в системе «неорганический наполнитель - связующее» образуются связки, обеспечивающие отверждение и упрочнение пластичной массы, что позволяет заполнять сложные формы, затем получаемая заготовка приобретает прочность. Последующая термообработка заготовки (при температурах, значительно более низких, чем аналогичная керамика без применения наночастиц, образующихся из связующего) приводит к приобретению изделием требуемых свойств.

Предлагаемая технология позволяет получать широкий ассортимент изделий, отличающихся по форме, размерам и свойствам, удовлетворяя различные технические требования. Так, по данной технологии изготовлены следующие керамические изделия: направляющие (фасонные особо сложные изделия) из композиционного керамического материала для электродинамических пушек; огнеупорные керамические тигли для плавки и разливки жаропрочных сплавов в авиастроении; звуко- и теплоизоляционная футеровка корпусов подводных судов, керамические элементы нагревательных устройств для производства турбинных лопаток. Композиционные материалы, из которых изготовлены изделия, имеют следующие технические характеристики: предел прочности при сжатии – не менее 40 МПа, дополнительная линейная усадка при 1200⁰С – не более 0,5 %, термостойкость (800⁰С-вода) не менее 10 циклов, температура применения – 1300– 1800⁰ С.

Установлены закономерности высокотемпературной деформации и ползучести наноструктурированной многофункциональной композиционной керамики, что позволяет выбрать технологические параметры для изготовления изделий с заданными техническими характеристиками.

Потребителями продукции из композиционной нанокерамики являются предприятия машиностроения, авиационной, космической, нефтехимической, химической, металлургической, строительной промышленности, различные отрасли народного хозяйства.

Таким образом, такая технология наноструктурированной многофункциональной композиционной керамики дает возможность многократного повышения технических характеристик материала путем регулирования его структуры качественным и количественным соотношением и размерами наноконпонентов. На этапе сушки наночастицы связки обеспечивают упрочнение керамической массы, последующая термообработка приводит к объединению наночастиц в агрегаты и приобретению изделием заданных эксплуатационных характеристик.

СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ И НИКЕЛЯ

¹Кузнецов П.В., ²Корзников А.В., ¹Миронов Ю.П., ¹Петракова И.В., ¹Рахматулина Т.В.

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

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

kpv@ispms.tsc.ru

Нано- и субмикроструктурных (НК и СМК) материалы обладают особой дефектной структурой – большой протяженностью границ разнообразного типа и их неравновесностью. Структура таких материалов является метастабильной, что обуславливает склонность к быстрой локализации деформации и разрушению при механических испытаниях. Снижение степени неравновесности структуры достигается путем низкотемпературного отжига, стараясь избежать значительного роста зерен и падения механических характеристик. Исходя из общих принципов термодинамики, такой отжиг должен приводить к уменьшению энергии границ зеренно-субзеренной структуры (ЗСС) СМК материалов.

В работе [1] с помощью сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) проведены прямые измерения относительной энергии границ ЗСС СМК никеля методом зернограничной канавки после низкотемпературного отжига образцов. Было установлено, что средняя относительная энергия границ ЗСС СМК никеля растет и достигает максимума при гомологической температуре $T_g \sim 0,3$ с последующим ее уменьшением при температуре отжига $T_g > 0,33$.

В настоящей работе проведены исследования влияния низкотемпературного отжига на количественные характеристики ЗСС, механические свойства и степень неравновесности границ ЗСС СМК меди. С целью сравнения с результатами, полученными для СМК никеля, отжиг проводили в близком интервале гомологических температур $T_g \sim (0,22 \div 0,33)$.

Образцы СМК меди в форме двойной лопатки с размером рабочей части $25 \times 2 \times 0,5$ мм³ были получены методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту В_c (4 прохода) с последующей прокаткой. Исследование ЗСС и оценка энергии ее границ методом зернограничной канавки проводились с помощью СТМ, как подробно описано в работе [1]. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) на излучении Co-K_α, по симметричной схеме отражения, без монохроматора.

Установлено, что в исходном состоянии структура СМК меди неравноосна, с коэффициентом неравноосности $k \sim 1,3$. Отжиг при $T_g \sim 0,25$ приводит к уменьшению средних размеров ЗСС, с последующим их увеличением после отжига при $T_g \sim 0,29$.

Прямо показано, что границы ЗСС СМК меди в исходном состоянии являются неравновесными: их средняя относительная энергия выше, чем у их крупнозернистой поликристаллической меди. В отличие от СМК никеля, отжиг образцов в исследованном интервале гомологических температур приводит к монотонному снижению средней относительной энергии границ ЗСС.

Полученные результаты обсуждаются с учетом особенностей эволюции ЗСС СМК никеля и меди, которые могут обеспечивать наблюдаемые отличия в поведении их количественных характеристик при низкотемпературном отжиге.

Литература

1. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Рахматулина Т.В., Батулин А.А., Корзников А.В. Применение сканирующей туннельной микроскопии для характеристики зеренно-субзеренной структуры СМК никеля после низкотемпературного // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. №4, 2012. Т.78. С. 26-34.

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА ЧАСТИЦ НА ОСНОВЕ КАРБОНИТРИДА ТИТАНА

Смоланов Н.А.

Мордовский государственный университет им Н.П. Огарева, Саранск
smolanovna@yandex.ru

Процессы формирования наночастиц при распылении катода вакуумной дугой, их структура и свойства являются предметом малоизученным, так как взаимодействие газ-реагентов с компонентами металлической плазмы имеет сложный характер. Выяснение механизмов образования сажевых частиц в пристеночной плазме стало одной из основных проблем при использовании как низко – так и высокотемпературной плазмы [1]. В последнее время эта задача решается с позиций физики и химии плазмы, материаловедения, физики конденсированного состояния и неравновесного состояния. Детальное исследование структуры, элементного и фазового состава, дает информацию о процессах в прикатодной области при зарождении плазменного потока, его поведении в межэлектродном пространстве и стенках вакуумной камеры.

В работе исследовался элементный и гранулометрический (рис.1) состав сажевых порошков, полученных из плазмы дугового разряда при распылении титана в атмосфере реакционных газов. Приведены результаты исследований их магнитных свойств (ЭПР – спектрометрия), результаты ТГА, ДТА, а также ИК – спектров (рис.2). С целью выяснения влияния магнитного и электрического полей на структуру и свойства, мелкодисперсные порошки получали при различных режимах работы катодного узла.

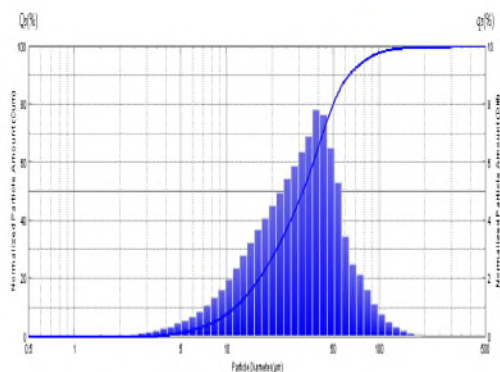


Рис.1. Гранулометрия порошка

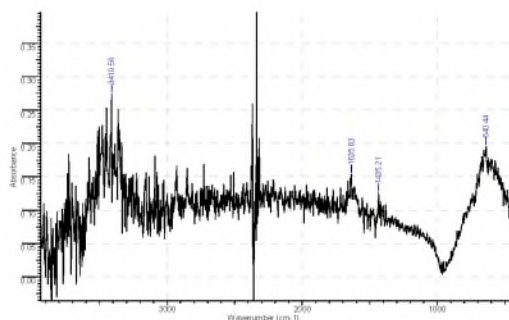


Рис.2. ИК - спектр поглощения порошка

На основании проведенных исследований нами сделан вывод, что исследуемый мелкодисперсный порошок можно рассматривать как металлосодержащую структуру, в том числе и в виде эндофуллеренов. Сажевая структура может иметь переменный элементный и многофазовый состав. В конденсате сорбируются реакционные газы, образующие сложные, даже неизвестные углеводородные соединения, в том числе и с титаном. Зародышами структуры, вероятно, являются микрокапли Ti различных размеров, возникающие в катодном пятне и кристаллизующиеся затем на стенках вакуумной камеры в неравновесных условиях. В структуре порошка могут содержаться также элементы подложки, распыляемой в процессе ионной очистки.

Литература

1. Крауз В.И., Мартыненко Ю.В., и др., Наноструктуры в установках управляемого термоядерного синтеза// УФН, 2010, Т. 180, №10, с.1055-1080.

МНОГОФАЗНАЯ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Ni-Fe-La В УСЛОВИЯХ ТЕРМИЧЕСКИХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Бахтеева Н.Д., Тодорова Е.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва
nbach@imet.ac.ru*

Богатые алюминием (до 85 ат. %) аморфные сплавы, легированные переходными и редкоземельными металлами, представляют интерес как легкие и высокопрочные материалы. Повышенная хрупкость ограничивает сферу их применения. Известно, что смешанная аморфно-нанокристаллическая структура обеспечивает повышение как прочностных, так и пластических свойств сплавов. В связи с этим на сплавах системы Al-Ni-Fe-La, полученных быстрой закалкой из расплава, изучали возможности получения смешанной аморфно-нанокристаллической структуры в процессе термообработки и интенсивной пластической деформации (ИПД) сдвигом под давлением 4 и 8 ГПа. Методами рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов установлено, что в сплавах в результате быстрого охлаждения со скоростью 10^6 К/сек формируется рентгено-аморфная структура. Потеря устойчивости аморфного состояния происходит при изотермическом отжиге ($T=250$ °С, время выдержки 15 мин) в результате развития кристаллизации с образованием нанокристаллического алюминия и интерметаллидных фаз на основе Al-La, Al-Fe, Al-Ni. При температурах отжига ниже 250 °С в аморфной матрице развиваются релаксационные процессы, приводящие к снижению микротвердости на 25-30 % по отношению к микротвердости сплавов в исходном аморфном состоянии ($H_u \approx 4$ ГПа). Кристаллизация в процессе отжига при температурах выше 250 °С сопровождается повышением микротвердости, которая достигает максимальных значений ($H_u \approx 5,85$ ГПа) при температуре отжига 350 °С с выдержкой от 15 до 360 мин. Общая закономерность изменения микротвердости не зависит от химического состава исследованных сплавов и времени выдержки (от 15 до 360 мин) при отжиге.

ИПД сдвигом под давлением 4 и 8 ГПа с углами закручивания $90^\circ \leq \varphi \leq (360^\circ \times 3) \times 2$ также сопровождается кристаллизацией аморфных сплавов с образованием нанокристаллов твердого раствора на основе Al с размером зерен порядка 3-5 нм. Показано, что увеличение давления приводит к снижению критической степени деформации начала кристаллизационных процессов.

С увеличением степени деформации при ИПД сдвигом под давлением 8 ГПа наблюдали закономерное увеличение микротвердости от 4 до 7,0 ГПа, связанное с нанокристаллизацией и ростом плотности дефектов. Необычную зависимость микротвердости от степени деформации (или угла закручивания φ) наблюдали при сдвиге под давлением 4 ГПа. При $\varphi \leq 360^\circ \times 3$ микротвердость падает, а в интервале углов закручивания $360^\circ \times 3 < \varphi \leq 360^\circ \times 6$ – растет, не превышая уровня микротвердости сплавов в исходном аморфном состоянии. Таким образом, методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа показано, что нанокристаллизация в аморфных сплавах системы Al-Ni-Fe-La развивается как при отжиге, так и при интенсивной пластической деформации сдвигом под давлением. В исследованном интервале параметров ИПД (давление, степень деформации) кристаллизация не завершается, в сплавах формируется аморфно-нанокристаллическая структура с небольшой объемной долей интерметаллидных фаз в кристаллическом состоянии. Максимальные значения микротвердости 7,0 ГПа получены после ИПД сдвигом под давлением 8 ГПа и степени деформации, соответствующей $\varphi = (360^\circ \times 3) \times 2$.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 10-03-00622-а.

ДИСКРЕТНЫЕ БРИЗЕРЫ В ОДНОРОДНО ДЕФОРМИРОВАННОМ ГРАФЕНЕ

Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
dmitriev.sergey.v@gmail.com

Графен представляет собой моноатомный слой углерода, где каждый атом имеет трех соседей. Число работ, посвященных уникальным свойствам графена и возможным их применениям, стремительно растет. Свойства графена можно варьировать в широких пределах путем приложения упругой деформации [1]. Например, в должным образом деформированном графене появляется щель в фоновом спектре, что делает возможным возбуждение высокоамплитудной, сильно локализованной в пространстве колебательной моды, называемой дискретным бризером (см. рис. 1) [2].

В докладе будут представлены результаты молекулярно-динамических исследований свойств дискретных бризеров и их комплексов, возбужденных как внутри листа графена, так и на краю типа кресло. Среди обсуждаемых свойств дискретных бризеров будут: устойчивость по отношению к малым возмущениям в плоскости и из плоскости листа графена, зависимость частоты дискретного бризера от его амплитуды, максимальная запасаемая энергия, время жизни, возможность существования при конечных температурах, подвижность, и др. Будет обсуждена возможная роль дискретных бризеров в процессах зарождения дефектов кристаллической структуры или трещин.

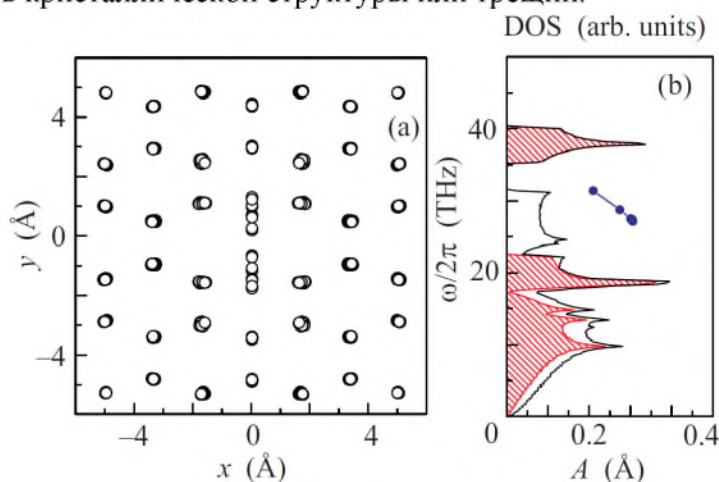


Рис.1. (а) Стробоскопическая картина движения атомов, представляющая дискретный бризер в листе графена, растянутом на 35% в направлении зигзаг (вдоль x) и сжато на 10% в направлении кресло (вдоль y). (б) Плотность фоновых состояний в листе графена при данной упругой деформации. Штриховкой показаны частоты фоновых мод, в которых атомы совершают колебания в плоскости листа, а без штриховки – по нормали к листу графена. Точки, соединенные линией, показывают зависимость частоты дискретного бризера от его амплитуды.

Литература

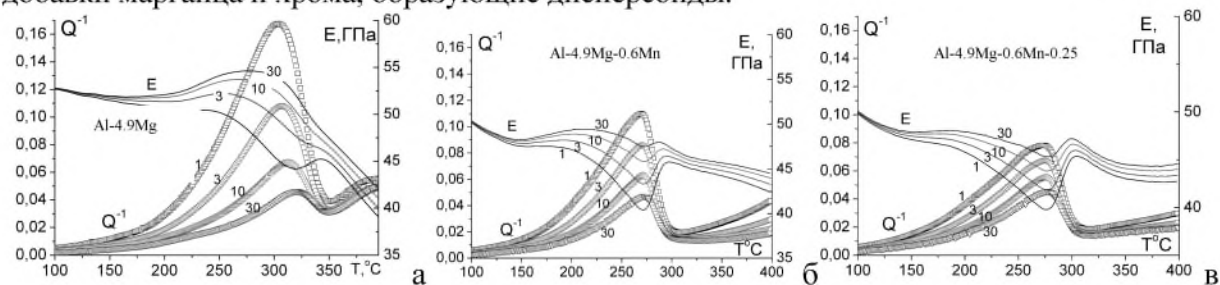
1. *Vaimova J.A., Dmitriev S.V., Zhou K.* Phys. Status Solidi B V. 249, No. 7, 1393 (2012).
2. *Хадеева Л.З., Дмитриев С.В., Кившарь Ю.С.* Дискретные бризеры в деформированном графене // Письма в ЖЭТФ, т. 94, вып. 7, с. 580 (2011).

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК Cr И Mn НА ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ, ФОРМИРОВАНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ И ЗЕРНОГРАНИЧНУЮ РЕЛАКСАЦИЮ СПЛАВА Al-4.9Mg

Михайловская А.В. *, Зайцева А.А., Яковцева О.А., Головин И.С., Портной В.К.

НИТУ «МИСИС», Кафедра металловедения цветных металлов
*mihaylovskaya@misis.ru

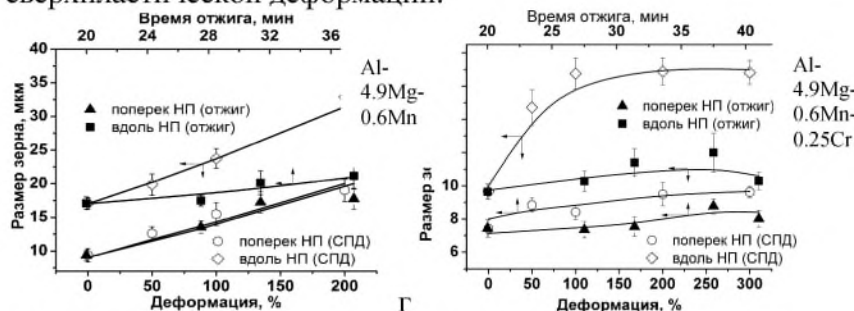
Сплав AA5083 широко применяется для сверхпластической формовки, благодаря хорошему комплексу свойств. За формирование мелкого зерна в сплаве кроме магния, обеспечивающего повышенную плотность дислокаций при обработке давлением, отвечают добавки марганца и хрома, образующие дисперсоиды.



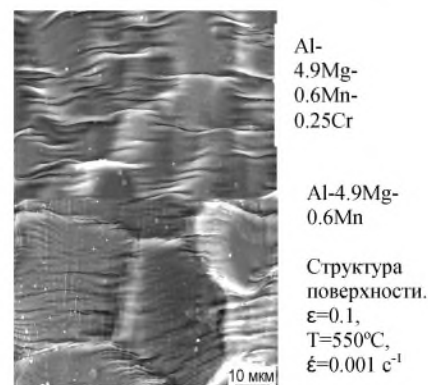
ТЗВТ при нагреве до 400°C холоднокатаных образцов

Изучено формирование зеренной структуры при рекристаллизационном отжиге методами структурного анализа, твердости и механической спектроскопии в холоднодеформированных сплавах Al-4.9Mg, Al-4.9Mg-0.6Mn и Al-4.9Mg-0.6Mn-0.25Cr. Проведен комплексный анализ влияния добавок переходных металлов (Mn, Cr) на величину энергии активации фона внутреннего трения в деформированном и отожженном состояниях и активационные параметры зернограничной релаксации. Методами амплитудных зависимостей внутреннего трения определена критическая амплитуда, соответствующая началу микропластической деформации в сплавах с и без добавок переходных металлов при различных температурах, а так же термическая стабильность зеренной структуры.

Показано, что при совместном присутствии хрома и марганца существенно улучшаются показатели сверхпластичности сплава. Так, добавка 0.25%Cr в сплав Al-4.9%Mg-0.6%Mn обеспечивает после 20 минут рекристаллизационного отжига при 550 °C микроструктуру со средним размером зерна в направлении прокатки 9.6 мкм и коэффициентом формы 1.3, стабильную во время сверхпластической деформации, благодаря чему сплав имеет хорошие показатели сверхпластичности: относительное удлинение 300-350% при оптимальной постоянной скорости деформации $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. В зависимости от состава сплавов наблюдали различия в изменении зеренной структуры в объеме и на поверхности образцов в процессе сверхпластической деформации.



Изменение зеренной структуры во время отжига и СПД



Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ и ООО «ОПТЭК».

ФОТОАКТИВНЫЕ КОМПОЗИТЫ ДЛЯ ОРГАНИЧЕСКИХ СОЛНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

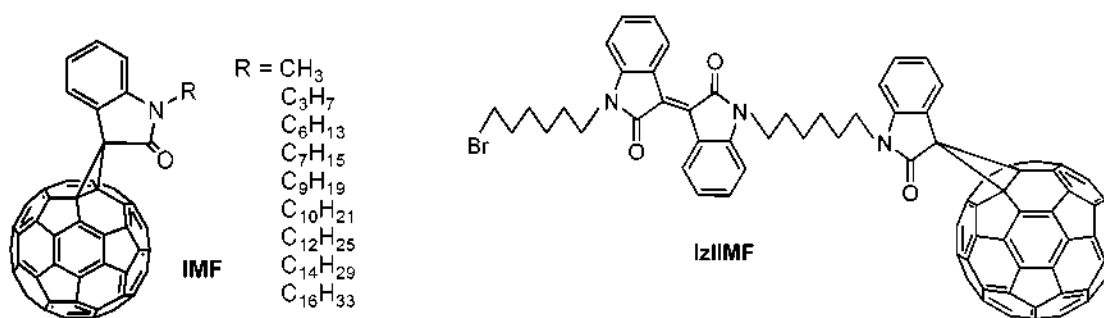
Романова И.П.¹, Юсупова Г.Г.¹, Шайхутдинова Г.Р.¹, Валитов М.И.¹,
Богданов А.В.¹, Миронов В.Ф.¹, Яхваров Д.Г.¹, Парашук Д.Ю.², Синяшин О.Г.¹

¹Институт органической и физической химии им. А.Е.Арбузова КазНЦ РАН, г. Казань

²Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова,
Физический факультет, Международный лазерный центр, г. Москва

romanova@iopc.ru

Первый органический солнечный элемент (ОСЭ) был создан более 15 лет назад, и его эффективность не превышала 1%. За последнее десятилетие эффективность лабораторных образцов элементов удалось повысить до 8 % [1]. Тем не менее, для ОСЭ остается острой проблема подбора материалов для фотоактивных слоев. Последние представляют собой композиты фотопроводящих полимеров с производными фуллеренов. Прогресс в области органической фотовольтаики связывают с узкозонными полимерами, поглощающими в том же диапазоне, что и излучает солнце, а также производными фуллерена хорошо растворимыми в органических растворителях и максимально поглощающими в видимой области спектра.



В качестве электроакцепторных компонент фотоактивных композитных слоев ОСЭ нами предложены индолинозамещенные метанофуллерены (IMF), для синтеза которых разработана новая реакция [2]. Вариация алкильных заместителей при атоме азота позволило выявить соединения-лидеры, композиты на основе которых способны обеспечить эффективность ОСЭ выше эффективности ОСЭ на основе опорных композитов РЗНТ/РСВМ. Введение же в молекулу IMF фрагмента красителя позволило вдвое увеличить поглощающую способность IzIMF.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 12-03-00164-а) и Программы фундаментальных исследований ОХНМ РАН № 6.

Литература

1. He Y., Chen H.-Y., Hou J., Li Y., Indene-C₆₀ Bisadduct: a new acceptor for high-performance polymer solar cells // *J. Am. Chem. Soc.*, V. 132, P. 1377 (2010).
2. Valitov M.I., Romanova I.P., Gromchenko A.A., Shaikhutdinova G.R., Yakhvarov D.G., Bruevich V.V., Dyakov V.A., Sinyashin O.G., Parashuk D.Yu. Indolinone-substituted methanofullerene — a new acceptor for organic solar cells // *Solar Energy Materials & Solar Cells*. V.103.P. 48 (2012).

ОБРАЗОВАНИЕ И РАСПАД МЕТАСТАБИЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ВТСП КЕРАМИКИ Bi(Pb)_{2223}

Имаев М.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

marcel@imsp.ru

ВТСП керамики $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{8+x}$ ($\text{Bi}2212$) и $\text{Bi(Pb)}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+x}$ (Bi(Pb)_{2223}) обладают низкой энергией пиннинга магнитного потока, и одним из путей увеличения энергии пиннинга является создание композитов с высокой плотностью мелких частиц несверхпроводящих фаз. Наиболее распространенный способ создания композита – введение наноразмерных частиц химически инертных оксидов. Однако при горячей деформации или расплавленном текстурировании эти частицы сильно растут и теряют свою эффективность как центры пиннинга потока [1,2].

Ранее нами было показано, что под действием небольшого квазигидростатического давления (1-10 МПа) температура плавления фаз $\text{Bi}2212$ и Bi(Pb)_{2223} увеличивается на 50-60°C [1,3]. Наблюдаемый эффект связан с тем, что квазигидростатическое давление, препятствуя выделению избыточного кислорода (индекс «х» при кислороде) из кристаллической решетки $\text{Bi}2212$ и Bi(Pb)_{2223} , стабилизирует ее, повышая тем самым ее устойчивость к термическому разложению.

Данная работа посвящена изучению возможности использования этого эффекта для создания высокой плотности мелких выделений в ВТСП матрице Bi(Pb)_{2223} с целью увеличения энергии пиннинга магнитного потока. Сравнение полученных результатов с литературными данными показывает, что фаза Bi(Pb)_{2223} с высокой термической стабильностью в условиях приложенного квазигидростатического давления представляет собой метастабильное (перегретое) состояние. Установлено, что в условиях деформации кручением под квазигидростатическим давлением в метастабильной области происходит медленный выход кислорода из образца, что сопровождается образованием очень мелких частиц вторичных фаз. При нагреве под давлением фаза Bi(Pb)_{2223} распадается с образованием фаз $(\text{Sr,Ca})_{4-y}\text{Bi}_2\text{O}_z$, $(\text{Sr,Ca})_2\text{CuO}_3$, $(\text{Sr,Ca})_{14}\text{Cu}_{24}\text{O}_{41}$ и жидкости. Фаза $(\text{Bi,Pb})_3\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{CuO}_x$ при плавлении обнаружена впервые. Проведены измерения размера и количества выделяемых частиц вторичных фаз в зависимости от режима деформации. Анализируется возможность управления процессом распада метастабильной фазы Bi(Pb)_{2223} .

Литература

[1] M.F. Imayev, R.R. Daminov, D.B.Kabirova, M. Reissner, W. Steiner, M.V. Makarova, P.E. Kazin. Effect of Deformation Temperature by Torsion Under Pressure on the Microstructure, Texture and Flux Pinning of $\text{Bi}2212$ -Base Materials // In: Ferroelectrics and Superconductors: Properties and Applications, Ed. Ivan Parinov. New York: NOVA Publishers, 2011. P. 1-44.

[2] Kazin P.E., Tretyakov Y.D., Lennikov V.V., Jansen M. Formation of the $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{8+\delta}$ superconductor with $\text{Mg}_{1-x}\text{Cu}_x\text{O}$ inclusions: the phases compatibility and the effect of the preparation route on the material microstructure and properties // J. Mater. Chem. 2001. Vol. 11. Issue 1. P. 168-172.

[3] Имаев М.Ф., Газизов М.Р., Малофеев С.С., Хазгалиев Р.Г. Термическая стабильность сверхпроводящей фазы Bi(Pb)_{2223} в условиях всестороннего сжатия // Деформация и разрушение материалов. 2010. №2. С. 17-21.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННОМ КОБАЛЬТЕ

Альмухаметов Р.Ф., Габдрахманова Л.А.

Башкирский государственный университет, Уфа
AlmukhametovRF@rambler.ru

Благодаря уникальным физическим свойствам нанокристаллические материалы представляют большой научный и практический интерес [1]. Однако, несмотря на многочисленные исследования, процессы, протекающие в нанокристаллических материалах, изучены недостаточно. В данной работе представлены результаты исследований структурных превращений в нанокристаллическом кобальте. Образцы получены путем пластической деформации кручением на 5 оборотов под давлением 40 т. Рентгеновские исследования проводили на дифрактометре ДРОН-7 на Co-излучении. Размеры областей когерентного рассеяния (ОКР) и внутренние напряжения изучали методом аппроксимаций.

Электронно-микроскопическая исследования не позволяют определить размеры зерен пластически деформированных образцов кобальта из-за размытости границ [2], Поэтому является актуальным определение фазового состава и размеров ОКР пластически деформированного кобальта рентгеновским методом. Оценка показывает, что размеры зерен по данным электронно-микроскопических исследований составляют примерно 15-20 нм [2], Отжиг при температурах до 400°C не приводит к существенному изменению микроструктуры образцов. После отжига при T~500°C на микроструктуре проявляются очертания зерен с размерами порядка 500 нм.

Проведенные нами рентгенографические исследования показали, что в результате отжига при температурах до 450°C кристаллическая структура кобальта остается гексагональной плотно-упакованной. Это согласуется с литературными данными для крупнокристаллического кобальта, который при температуре ~460°C имеет фазовый переход типа ГПУ↔ГЦК. Однако пластически деформированный кобальт после отжига при 500°C имеет высокотемпературную ГЦК модификацию. Это свидетельствует о том, что пластическая деформация препятствует переходу высокотемпературной ГЦК фазы кобальта в низкотемпературную ГПУ фазу. Далее, только после отжига при температурах выше 500°C на рентгенограммах появляются линии низкотемпературной ГПУ фазы. Мы полагаем, что задержка фазового перехода в пластически деформированном кобальте связана с существованием определенного критического размера кристаллитов, ниже которого выгодна более плотноупакованная ГЦК-фаза. Отжиг при температурах до ~500°C не приводит к существенному росту кристаллитов. Поэтому при комнатных температурах в этих образцах сохраняется высокотемпературная ГЦК фаза с более плотной упаковкой. При дальнейшем отжиге часть кристаллитов вырастают до критического размера и переходят в низкотемпературную ГПУ фазу. Наши исследования показали также, что отжиг в течение 1 часа при температуре 900°C не приводит к полному исчезновению на рентгенограммах линий высокотемпературной ГЦК фазы. Нами установлено, что средний размер ОКР пластически деформированных образцов составляет примерно 20÷25 нм. Отжиг при температурах до 300 °C незначительно влияет на размеры ОКР, что согласуется с данными электронной микроскопии. Скачкообразный рост размеров ОКР наблюдается при температурах выше 300 °C.

Литература

1. Андреевский Р.А., Рагуля А.В.. Наноструктурные материалы. М.: Издат. центр «Академия», 2005, 192 с.
2. Валеев И.Ш., Сергеев В.И., Мулюков Х.Я. Термическое расширение кобальта в различных структурных состояниях//ФТТ , т.51, №3, с.558 (2009).

ОБ УСЛОВИЯХ ПРИМЕНИМОСТИ ДИПОЛЬНОГО ПРИБЛИЖЕНИЯ ПРИ ОПИСАНИИ АКУСТИЧЕСКОГО СИГНАЛА ОТ ТРЕЩИНЫ

Шаймарданова И.О., Пшеничнюк А.И.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
irinao.valiakhmetova@gmail.com

Акустическая эмиссия сопровождает быстро протекающие структурные изменения в твердых телах и несет информацию о природе источника. Так при раскрытии трещины на ее берегах возникают распределенные силы, приводящие к образованию волны напряжений, т.е. собственно акустического сигнала. Силы на двух берегах трещины противоположно направлены и с хорошим приближением равны по величине. Такой распределенный источник силы принято рассматривать как силовой диполь [1,2]. Это облегчает вычисление свертки функции источника с функцией Грина и построение регистрируемого сигнала. Также как в теории электростатического поля, когда поле некоторого набора зарядов вычисляется с использованием разложения по мультиполям, дипольное приближение применимо на достаточном расстоянии от источника. При приближении к источнику приходится учитывать сначала квадрупольный момент, а затем и моменты высшего порядка.

В работе [3] было предложено искать трещину по ее характеристическому излучению, связанному с инерционными эффектами, проявляющимися в колебании берегов трещины при ее раскрытии. Предварительные оценки этих частот показывают, что они лежат в мегагерцовой области. Такие высокочастотные колебания быстро затухают и не могут быть обнаружены на достаточном удалении от источника. А при приближении к источнику мы выходим за границы применимости дипольного приближения. Возникает задача оценки интервала применимости дипольного приближения.

С использованием функции Грина однородной среды рассчитано пространственное распределение акустического поля от модельной трещины в дипольном и квадрупольном приближениях. Формально получение этих приближений основано на разложении функции Грина в ряд Тейлора по координатам источника. Однако функция Грина однородной среды в пространственно-временном представлении выражается через сингулярную дельта-функцию Дирака и не может быть разложена в классический ряд Тейлора. Переход от временного к частотному представлению позволяет работать с классическими объектами. Результаты сравниваются с точным выражением, полученным в виде свертки функции источника с функцией Грина. Определены границы применимости нижних мультипольных разложений.

Литература

1. *K.Y. Kim, W. Sachse*. Acoustic emission from penny-shaped cracks in glass. II. Moment tensor and source-time function. *J. Appl. Phys.*, 1986, v.59, pp.2711-2715.
2. *Bogert Ph.B.*, Transient waves from acoustic emission sources in isotropic plates using a higher order extensional and bending theory. PhD thesis, Raleigh, 2010.
3. *Валиахметова (Шаймарданова) И.О., Пшеничнюк А.И.* Амплитудно-частотные характеристики акустического сигнала от модельной трещины. Тезисы 52 ЛП Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности». Уфа: БашГУ, ИПСМ РАН, 2012. С. 221.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАРЯДОВЫХ «ЛУЖ» КАК ФУНКЦИЯ ВНЕПЛОСКОСТНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В ГРАФЕНЕ

Фирсов Ю.А.¹, Фирсова Н.Е.²

¹ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, С-Петербург

²ИПМаш РАН, С-Петербург

yuafirsov@rambler.ru

Более 70 лет тому назад теоретически было показано (см., например, работу [1]), что идеально плоских двумерных (2D) кристаллов существовать не может, ибо дальний порядок разрушается за счет термических флуктуаций. Но в 2004 году Геймом и Новоселовым были впервые получены углеродные мембраны одноатомной толщины – графены. Однако оказалось, что их поверхность не является идеально плоской двумерной, но рифленой ([2]) за счет внеплоскостных деформаций $z=h(x/y)$ («рипплы»), что снимает парадокс расходимости Ландау и объясняет изгибную жесткость и конечное значение модуля Юнга. Далее выяснилось, что эти рипплы приводят к таким нетривиальным эффектам как калибровочные векторные $\mathbf{A}(\mathbf{r})$ и скалярные $\varphi(\mathbf{r})$ поля. Некоторые из них отчетливо проявляются на эксперименте (например, псевдомагнитные поля $\text{rot}\mathbf{A}(\mathbf{r})$, размером в десятки теслов). Влияние «синтетических» электрических полей $\mathbf{E}=-1/c \partial\mathbf{A}(\mathbf{r})/\partial t$ изучено в нашей работе [3], где было впервые показано, как они влияют на добротность графеновых нанорезонаторов.

Кроме того, в графене были обнаружены перемежающиеся зарядовые лужи (puddles), в которых превалирует зарядовая плотность электронов или дырок. В последнее время стали уделять все большее внимание вопросу о совместном влиянии «рипплов» и «паддлов» на различные физические процессы в графене (транспортные процессы, оптические явления, работа различных приборов на основе графена)

Аналитический метод изучения связи между потенциалом $\varphi(\mathbf{r})$, описывающим распределение паддлов, и внеплоскостными деформациями $h(x,y)$, впервые предложен в работе [4]. Это феноменологическое описание не учитывает изменение перекрытия орбиталей (валентных связей) между соседними атомами при образовании «рипплов».

Мы используем результаты работы [5], основанной на микроскопическом подходе, в которой аналитическая связь между $h(x,y)$ и $\varphi(x,y)$ имеет иной вид. На основе соответствующего анализа электрохимического потенциала мы получаем картину распределения зарядовых луж как функцию геометрической формы поверхности графена, что позволяет анализировать влияние геометрии поверхности на различные физические процессы в графене и усовершенствовать расчеты, лежащие в основе изготовления приборов, повысить их точность.

Литература

1. Landau L.D. Zur Theorie der Phasenumwandlungen II. Phys. Z. Sowietunion 11, 26-35 (1937).
2. Meyer, Jannic., C. Geim, A.K., Katsnelson, M.I., Novoselov, K.S., Booth, T.J., Roth, S. The structure of suspended graphene sheets Nature 446, 60-63 (2007).
3. Natalie E. Firsova, Yuriy A. Firsov, Losses in Monolayer Graphene Nanoresonators due to Joule Dissipation Caused by Synthetic Electric Fields and the ways of Joule Losses Minimizations, arXiv:1110.5742v1, [cond-mat.mes.-hall]. 2011
4. Marko Gibertini, Andrea Tomadin, Francisco Guinea, Mikhail I. Katsnelson, and Marko Polini, Electron-hole puddles in the absence of charged impurities. arXiv:1111.6280v1 [cond-mat.mes.-hall] 2011.
5. Kim, Eun-Ah, Castro Neto, A.N. Graphene as an electronic membrane, EPL, 84, 57007 (2008)

MICROSTRUCTURE ANALYSIS OF ELECTRODEPOSITED NANO-SCALE COPPER WIRE BY EBSD TECHNIQUE

Konkova T. ¹, Ke Y. ², Mironov S. ³, Onuki J. ¹

¹Department of Materials Science and Engineering, Ibaraki University, Hitachi, Ibaraki 316-8511, Japan

²Graduate School of Science and Engineering, Ibaraki University, Hitachi, Ibaraki 316-8511, Japan

³Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University, 6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan
konkova_05@mail.ru

Copper has been used as an interconnect material for high performance ultra large scale integrations (ULSIs) due to its low electrical resistivity and high reliability. Recent results have also shown that microstructure plays an important role in Cu wire resistivity due to grain boundary scattering because grain or subgrain sizes may become comparable to the mean electron free path (40nm) when wire width is decreased to less than 100 nm. Thus microstructural control becomes an important issue in advanced microelectronic devices. Up to now many important microstructural aspects remain unclear and obviously more research is needed for reliable microstructural control in the nano-scale copper electrodeposits.

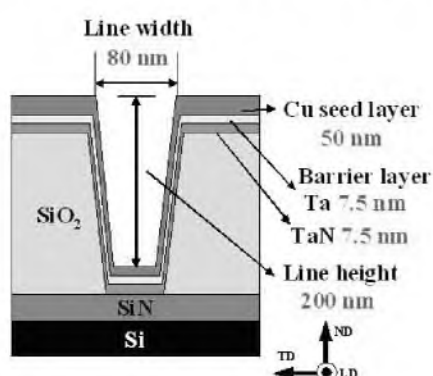


Fig. 1. Schematic representation of a cross-section of trench before electroplating

In present work damascene trenches of 80 nm width and 200 nm height were patterned in SiO₂/Si dielectric films using electron beam lithography and reactive ion etching. An ultra-thin TaN/Ta (7.5 nm/7.5 nm) layer was first sputter-deposited on the trenches as a diffusion barrier and adhesion layer, followed by sputter deposition of a 50 nm copper seed layer to serve as the cathode for electroplating (Fig. 1). We investigated the structure of electrodeposited copper wire after annealing at 0.1 deg per second and maximum temperature of 300°C for 10 min in vacuum (5x10⁻⁵ Torr) through EBSD technique preceded by chemical mechanical polishing (CMP). To evaluate the possible variations of microstructure and texture in the thickness direction, the observations were made at the trench heights of 50, 100 and 200 nm, which correspond to bottom, mid-thickness and upper parts of the deposits, respectively.

The structure investigation revealed the following features:

1) The mean grain and sub-grain sizes were measured to be ~150 nm and ~100 nm, respectively. The volume fraction of the grains or sub-grains with the size equal to the mean free path of electrons (i.e. 40-50 nm) was found to be negligible small.

2) The microstructure featured a large fraction of annealing twins as well as a significant proportion of highly mobile 40°<111> boundaries. It seemed therefore that the formation of the investigated microstructure was significantly influenced by recrystallization and grain growth during post-deposition annealing. Also, it seemed that these annealing processes were somewhat hindered in the bottom part of the trench for an unknown reason.

3) The material was found have a strong {111}<110> texture. The <110> direction was always parallel to the wire axis whereas the {111} plane was aligned either with the side walls or the bottom surface depending on the trench height.

МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И БИОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ЦИРКОНИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО НИОБИЕМ, ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шаркеев Ю.П.¹, Ерошенко А.Ю¹, Фортуна С.В.², Куляшова К.С.¹, Суворов К.А.

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

²*ОАО «Сибирский химический комбинат», Северск, Томская обл., Россия*

e-mail: sharkeev@jspm.s.tsc.ru

Представлены результаты исследования микроструктуры, механических и биологических свойств циркония, легированного ниобием (1 мас.%) в ультрамелкозернистом состоянии, сформированном интенсивной пластической деформации.

Предварительно исходные образцы циркония подвергались отжигу при температуре 580°C в течение трех часов в высоком вакууме. В результате была сформирована мелкозернистая структура со средним размером зерна 1,7 мкм. Микроструктура сплава представлена фазами циркония α -Zr (ГПУ) и β -Zr (ОЦК) и ниобия β -Nb (ОЦК). Для формирования ультрамелкозернистого состояния применяли метод абс-прессования. Величина накопленной деформации на различных этапах прессования составила 1,54; 2,56 и 4,60. Дополнительно после трехступенчатого абс-прессования (накопленная деформация 4,60) образцы подвергали прокатке при комнатной температуре. Микроструктуру и фазовый состав исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. В качестве механической характеристики использовали микротвердость.

Показано, что использованные в работе температурно-деформационные режимы абс-прессования позволяют получать в заготовках циркония ультрамелкозернистое состояние с размером характерных структурных элементов (зерна и субзерна) фазы циркония в диапазоне 0,28-0,55 мкм. Микродифракционный анализ выявил, как и в исходном состоянии, наличие фаз циркония α -Zr и β -Zr и ниобия β -Nb (ОЦК). Применение последующей после абс-прессования прокатки с деформацией до 75% и 90% способствует дальнейшему измельчению структуры и повышению величины микротвердости. При этом прокатка до 90% обеспечивает формирование ультрамелкозернистого состояния со средним размером структурных элементов, равным 0,2 мкм, и уровнем микротвердости до 2800 МПа. В результате воздействия интенсивной пластической деформации, включающей в себя абс-прессование и прокатку, в цирконии происходит перераспределение фазового состава с растворением частиц ниобия и образованием оксида циркония. Увеличение микротвердости сплава после перевода его в ультрамелкозернистое состояние достигается за счет дисперсного (измельчение элементов структуры) и фазового (формирование мелкодисперсной оксидной фазы) упрочнения.

Проведено сравнительное изучение морфологических особенностей роста клеток «in vitro» на образцах циркония в ультрамелкозернистом и крупнозернистом состояниях. Выполненное тестирование выявило хороший уровень биосовместимости циркония в ультрамелкозернистом состоянии.

Авторы признательны профессору М. Эппле, О. Примаку и С. Черноусовой (г. Эссен, Германия) за выполненный совместно ряд экспериментов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2010-2012г.г., III.20.2, проект № III.20.2.2, проекта РФФИ, грант № 12-03-00903_а.

СИНТЕЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОБАЛЬТИТА ЛИТИЯ, ОКСИДОВ ЦИНКА И НИКЕЛЯ ИЗ ВОДНЫХ НИТРАТНЫХ РАСТВОРОВ

Биккулова Н.Н.¹, Боева М.К.², Кутов А.Х.¹, Капралов Е.Ю.¹

¹Стерлитамакская государственная педагогическая академия, Стерлитамак

²Башкирский государственный университет, Уфа

bickulova@mail.ru

Устойчивый интерес к наноразмерным частицам вызван тем, что объекты с размерами до 100 нм, имеют сложную внутреннюю структуру, характеризуются сильными взаимодействиями с соседними структурами. На их основе можно создавать материалы с принципиально новыми физическими и химическими свойствами.

Кобальтит лития LiCoO_2 является высокоэффективным катодным материалом для химических источников тока. Он остается наиболее важным, с практической точки зрения, материалом положительных электродов литий-ионных аккумуляторов.

В настоящей работе нанокристаллический LiCoO_2 был получен из водных нитратных растворов с использованием в качестве комплексообразователей нитратов аминов.

Как показали экспериментальные данные, все системы относятся к системам с химическим взаимодействием исходных солевых компонентов и диаграммы трехкомпонентных систем описываются полями кристаллизации исходных нитратных солей – нитрата кобальта (лития), нитратов аминов, вновь обнаруженных продуктов взаимодействия и гомогенной областью растворов.

Синтез нанодисперсного порошка NiO и ZnO осуществлен из водных нитратных растворов с нитратами пиридина и хинолина. Возрастание размера внешнесферного катиона в ряду пиридин – пиперидин – хинолин заметно влияет на гранулометрический состав оксида никеля, качественный состав нанодисперсного порошка улучшается. Настоящий метод синтеза является универсальным и позволяет получать оксидные материалы любого состава и природа нитрата амина позволяет варьировать гранулометрический состав порошков.

Продукты взаимодействия выделены препаративно. Составы комплексных соединений, установленные графоаналитическим способом, подтверждены химическим анализом. Для идентификации выделенных комплексных соединений были сняты ИК спектры поглощения в области $400\text{-}4000\text{ см}^{-1}$, рентгенограммы на автодифрактометре “STADI-P” (ФРГ) в $\text{CuK}\alpha$ -излучении. Рентгенограммы были обработаны с помощью программного пакета GSAS. Термографические исследования осуществлялись на дериватографе системы “MOM”. Порошки, полученные после разложения нитратных комплексных соединений, были обожжены в муфельной печи при температуре 700, 800 и 1000°C. Седиментационный анализ порошков проводили на лазерном анализаторе размеров частиц “Analysette – 22” фирмы “Fritsh”.

Гранулометрический состав кобальтита лития имеет различную зависимость: в случае синтеза с нитратом пиридина содержание частиц размером 22 нм составляет ~ 53 %, а в случае с нитратом хинолина ~ 56% также появляются частицы размером 10нм при 1000С. Это хорошо свидетельствует о получении катодных материалов для литиевых и литий-ионных аккумуляторов, которые используются в портативных электронных приборах.

МАГНЕТРОННАЯ РАСПЫЛИТЕЛЬНАЯ УСТАНОВКА НА БАЗЕ ВУП-4

Баймуратов И.Г., Шагивалеев С. С., Шаяхметов Р.У., Юмагузин Ю. М.

Бакирский государственный университет, Уфа
yum-yulaj@yandex.ru

Ряд достоинств обеспечивает широкое использование магнетронных распылительных систем в различных областях техники, в частности для металлизации всевозможных материалов. Конструкция рабочего объема вакуумного универсального поста ВУП-4 позволяет легко модифицировать его под магнетронное напыление с целью получения в лабораторных условиях высококачественных металлических покрытий. Поскольку ионное травление является одним из наиболее перспективных методов очистки подложек, логично использовать магнетрон как для распыления материала мишени, так и для травления подложек. Это позволяет проводить обе стадии при одном рабочем давлении, что облегчает проведение технологического процесса. В данной работе представлена лабораторная установка для нанесения металлических покрытий методом магнетронного напыления на постоянном токе на базе вакуумного универсального поста ВУП-4, схема установки представлена на рисунке 1. Внутри вакуумного колпака ВУП-4 располагается цилиндрическая камера из стекла диаметром 100 и высотой 80 мм.

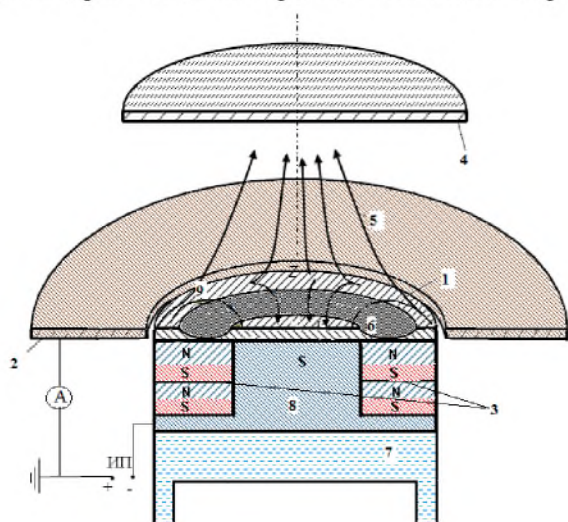


Рис. 1. Схема магнетронной распылительной системы.

1 – распыляемый катод, 2 – анод, 3 – постоянные магниты, 4 – подложка, 5 – сбалансированные линии магнитного поля, 6 – зона распыления катода, 7 – водяное охлаждение, 8 – магнитопровод, 9 – несбалансированные линии магнитного поля, ИП – источник питания магнетрона, А – амперметр.

Технологический цикл состоит из нескольких стадий. Сначала проводится ионное травление подложек. Экраны магнетронов защищают очищаемые образцы от распыляемой мишени. Затем магнетрон с подложками переводится в положение, при котором напыляется слой металлизации. Поскольку рабочее давление аргона в обеих стадиях одинаково и нет необходимости в каких-либо коммутационных переключениях, создается возможность нанесения покрытия на свежоочищенную подложку без экспонирования ее в атмосфере остаточных газов. Между пленкой и подложкой при этом не возникают никакие промежуточные слои, что очень существенно для достижения высокой адгезии и низкого контактного сопротивления. При напылении рабочее напряжение ионного травления (~1000В) уменьшается до нескольких сотен вольт, обеспечивающих распыление со смещением. Бомбардировка подложки низкоэнергетическими ионами аргона во время осаждения покрытия приводит к росту пленки более высокой чистоты. Варьируя величину смещения, можно в отдельных случаях влиять на величину и характер напряжений в получаемых пленках.

Получены пленки различных металлов (медь, никель, хром, тантал) на поверхности монокристаллического кремния (111) и представлены результаты исследований пленок Cu и Ni методами атомно-силовой и растровой электронной микроскопии.

ОСАЖДЕНИЕ ГИДРОКСИАПАТИТА НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ ОБРАЗЦОВ ИЗ 5×SBF

Климашина Е.С. , Гаршев А.В. , Путляев В.И.

Московский Государственный Университет имени М.В. Ломоносова, Москва

klimashina@inorg.chem.msu.ru

Важной научной задачей биоматериаловеда является априорная оценка физико-химических характеристик биоматериалов. Это позволит отобрать наиболее удачные образцы, не прибегая к экспериментам *in vivo* на начальном этапе, а также ранжировать материалы по определенным характеристикам.

В качестве модельной среды в испытаниях на биоактивность последнее время широко используется SBF-раствор (англ. synthetic body fluid) при 37 °С и рН близким к физиологическим. Этот раствор идентичен по своему химическому составу (концентрации ионов) человеческой межтканевой жидкости (плазме крови). Используя искусственную межтканевую жидкость можно получать гидроксиапатитовые покрытия на различных поверхностях (биоактивных, металлических и инертных материалов). Такой процесс идет довольно медленно (от нескольких недель до месяцев, и в зависимости от нужной толщины покрытия, концентрации солей в исходном растворе). Поэтому для увеличения скорости осаждения используют SBF растворы с увеличенной концентрацией ионов кальция и фосфат-ионов (так называемые 5×SBF, 10×SBF и др., в зависимости от того, во сколько раз увеличили концентрацию ионов), а также модифицирование поверхности имплантата.

Цель работы: получение ГА биоактивных покрытий на Ti, применяемом для дентальной имплантологии.

Основной задачей работы было изучение морфологии поверхности титановых заготовок¹, степени осаждения карбонатгидроксиапатита из 5×SBF на Ti с различной морфологией поверхности и определение влияния топографии поверхности на кинетику осаждения ГА.

В качестве характеристик рассматривали скорость осаждения слоя гидроксиапатита на поверхность Ti материала и его сплошность. Материалы с более развитой поверхностью (шероховатые) проявляют наиболее высокую поверхностную активность, активно участвуя в процессе минерализации интерфейса, в отличие от материалов с полированной (гладкой) поверхностью. В случае минерализации наблюдалось образование слоя ГА на поверхности Ti.

В ходе систематического анализа указанного ряда материалов было показано, что на поверхности Ti заготовок с различной топографией с разной скоростью происходит осаждение вновь образованного карбонатгидроксиапатита. Модельные растворы могут использоваться для получения сплошных изолирующих биоактивных покрытий на поверхности Ti материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, проекты 09-03-01078-а, 11-03-12179-офи-м-2011, в рамках заявки 12-08-00681-а.

¹ Авторы выражают признательность сотрудникам Московского Государственного Медико-Стоматологического Университета студ. Юдину Д.К. и к.м.н., асс. Воложину Г.А. за предоставленные образцы Ti.

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПУТЕМ РАЦИОНАЛЬНОГО СОЧЕТАНИЯ ОБЪЕМНОГО И ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Сафин Э.В.¹, Малышева С.П.², Смыслов А.М.¹,
Миннигалиева Ж.Ф.¹, Ишмуратов Ф.Г.¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
standcert@mail.rb.ru

Для решения проблемы повышения эксплуатационных характеристик и срока службы деталей из титановых сплавов значительный интерес представляет использование прогрессивных технологических методов, сочетающих объемное и поверхностное упрочнение, а именно, деформационного измельчения микроструктуры и модификации поверхностных слоев, в том числе ионными пучками. Целью данной работы являлось получение структурного состояния титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V), сочетающего повышенные показатели прочности и сопротивления усталости с удовлетворительными характеристиками пластичности и ударной вязкости для заданных условий эксплуатации и позволяющего эффективно применять различные технологии дополнительного поверхностного упрочнения. Для сплава ВТ6 с микроструктурами равноосного типа на основе литературных данных и результатов собственных исследований был построен график зависимости средних значений некоторых механических свойств и предела выносливости (σ_B , δ , КСЧ, КСТ, σ_{-1}) от размера зерна (d) (рис. 1).

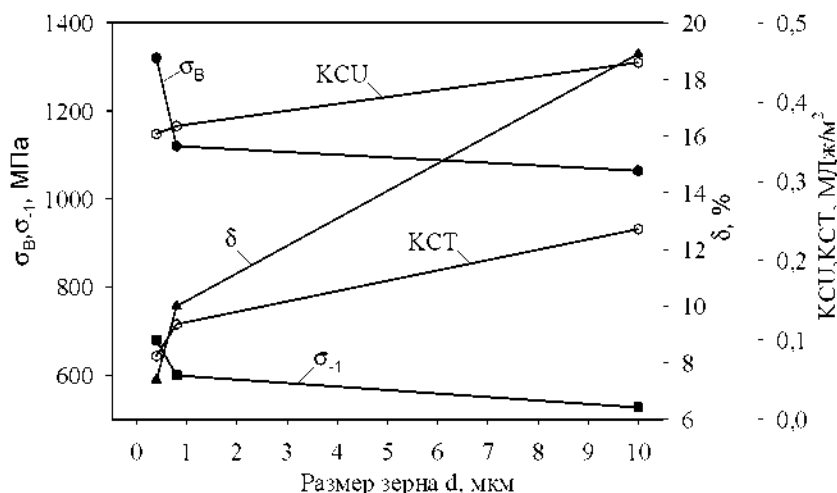


Рис. 1. Зависимость механических характеристик от размера зерна сплава ВТ6

Из графика видно, что наилучшее сочетание механических свойств наблюдается в ультрамелкозернистом (УМЗ) диапазоне ($d = 1-5$ мкм), в котором при повышенных показателях прочности и предела выносливости сохраняются приемлемые характеристики пластичности и ударной вязкости. Также в УМЗ состоянии еще ярко не проявляются недостатки, присущие наноструктурным и субмикроструктурным материалам: пониженная термостабильность и циклическая трещиностойкость, повышенная чувствительность к концентраторам напряжений, а также порообразование при циклических нагружениях в зоне наибольших напряжений (приповерхностной зоне). Поэтому на наш взгляд, рациональным будет применение титанового сплава ВТ6 в качестве конструкционного материала в объемно-упрочненном УМЗ состоянии с дополнительным упрочнением поверхности путем облучения ионными пучками и нанесения ионно-плазменных покрытий.

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ МЕДИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ДИНАМИЧЕСКОМУ НАГРУЖЕНИЮ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Ситдиков В.Д., Ю.Ч. Дун, Александров И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
svil@mail.rb.ru

Часто в процессе получения и эксплуатации металлические изделия подвергаются ударным нагрузкам с последующей длительной эксплуатацией в режиме квазистатического нагружения. В результате микроструктура и кристаллографическая текстура изменяются. Соответственно изменяются и механические свойства. В результате выполненных ранее исследований было установлено, что последовательность из реализованного при различных температурах динамического нагружения и реализованного при комнатной температуре квазистатического нагружения медных заготовок приводит к различному росту предела текучести в заготовок с исходной ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, сформированной в результате интенсивной пластической деформации (ИПД), чем в случае исходной отожженной крупнокристаллической структуры.

В настоящем докладе представлены результаты рентгеноструктурного анализа медных заготовок, полученных в результате указанных выше последовательностей технологических операций. Исходное отожженное состояние меди характеризовалось по данным оптической микроскопии средним размером зерен, равным 90 мкм. С помощью спектрометра JEOL-JPS9010 было установлено, что чистота меди составляет 99,981%. УМЗ состояние сформировали методом равноканально-углового прессования (РКУП) (4 и 8 проходов, маршрут В_С). Динамическое нагружение сжатием осуществлялось с помощью разрывного стержня Гопкинсона со скоростью деформации, равной 1500 с⁻¹, при температурах 173 К, 293 К и 425 К. При этом степень деформации заготовок составляла примерно ~0.20. Последующая квазистатическая деформация осуществлялась на универсальном динамометре фирмы Instron-5900 при комнатной температуре до разрушения образцов.

Рентгеновские исследования проводили на рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV, с использованием фильтрованного медного излучения. При обработке результатов рентгеновских исследований для определения параметра решетки, размера областей когерентного рассеяния, упругих микронискажения кристаллической решетки, плотности дислокаций применяли пакет программ PDXL (www.rigaku.com). Для описания и анализа кристаллографических текстур использовали пакет программ LaboTex (www.labosoft.com.pl).

Анализ микроструктуры проводили на основе изучения общего вида рентгенограмм и формы профиля рентгеновских пиков. Рассчитаны параметр решетки, размер областей когерентного рассеяния, упругие микронискажения кристаллической решетки, плотность дислокаций для исследованных состояний. Сделаны выводы о влиянии исходной микроструктуры, температуры динамического нагружения, квазистатического нагружения на характер измельчения микроструктуры, изменение уровня упругих микронапряжений, рост плотности дислокаций.

В результате проведенного текстурного анализа установлен характер формирования преимущественных ориентировок, количественно оценена доля тех или иных текстурных компонент, выявлены действующие системы скольжения. Показано, что при РКУП в меди возможно протекание динамических возврата и рекристаллизации с формированием кристаллографической текстуры, которую можно описать с помощью ориентировок простого сдвига и текстуры рекристаллизации. Кроме того, установлено, что при динамическом нагружении меди в УМЗ состоянии активизируются процессы двойникования. Сделаны выводы о влиянии динамического нагружения на особенности эволюции микроструктуры и кристаллографической текстуры в УМЗ и в исходных образцах.

РАЗРАБОТКА И РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

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 в России и за рубежом исследования показывают, что высокую эффективность при изготовлении многослойных полых конструкций обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки со сваркой давлением (СПФ/СД). Многослойные конструкции, получаемые методом СПФ/СД, называют ячеистыми, так как они представляют собой тонкостенные оболочки, поделенные изготовленными заодно с ними перегородками на множество полых ячеек (рис.1). Метод СПФ/СД 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 сварки давлением (СПФ/СД), проводимые в Институте проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, для получения типовых изделий авиакосмической промышленности, таких как полые лопатки, крыльевые и корпусные панели. 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. Приведены результаты механических и усталостных испытаний, а также неразрушающего контроля полых лопаток. Обсуждены последние результаты и перспективы развития технологии СПФ/СД.

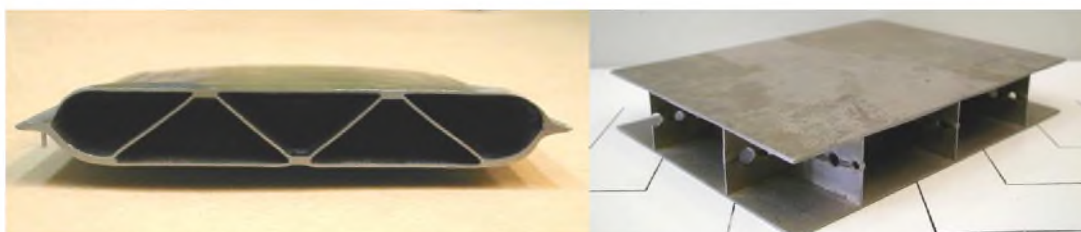


Рис. 1. Образцы трех и четырехслойных ячеистых конструкций.

Литература

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.

ОПТИМИЗАЦИЯ ЗАКОНА ПОДАЧИ ДАВЛЕНИЯ ГАЗА ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКЕ ПОЛЫХ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Пшеничнюк А. И., Сафиуллин Р. В.,
Сафиуллин А. Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
akhunova.a.a@gmail.com

Технология сверхпластической формовки (СПФ), совмещенной со сваркой давлением (СД) позволяет значительно снизить затраты на производство сложных конструкций по сравнению с традиционными процессами формовки и соединения элементов в узлы. Использование технологии СПФ/СД привело к созданию нового типа сварных конструкций – многослойных полых конструкций. Это привело к дальнейшему развитию технологии и, как следствие, обеспечило возникновение новых подходов к конструированию сложнопрофильных облегченных конструкций с повышенной жесткостью, представляющих особый интерес для авиации и космонавтики.

Согласно данной технологии, сваркой давлением соединяют только определенные участки листовых заготовок. Остальные поверхности не свариваются благодаря нанесению на них защитного покрытия. После чего полученную заготовку деформируют в условиях сверхпластичности и придают конструкции сложную форму. При этом, наружная конфигурация изготовленной конструкции определяется формой полости инструмента, а внутренняя конфигурация определяется нанесенным рисунком противосварочного покрытия, тем самым, ее форма может варьироваться в значительных пределах. В процессе формовки таких конструкций необходимо обеспечивать оптимальные температурно-скоростные условия деформации листовых заготовок, особенно, заготовки заполнителя для того, чтобы избежать ее разрыва и добиться равномерного утонения.

В работе рассматривалась трехслойная полая конструкция из титанового сплава ВТ6. На основе конечно-элементного моделирования выявлено [1-4], что процесс СПФ трехслойной конструкции имеет две стадии. На основе проведенных расчетов и экспериментальных данных был разработан закон изменения давления формующего газа в течение всего процесса, учитывающий все стадии формовки и позволяющий существенно сократить общее время формовки.

Литература

1. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Сверхпластическая формовка листовых заготовок в протяженную клиновую матрицу // Деформация и разрушение материалов. 2010. №9. С. 38-41.
2. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В. Оптимизация формы матриц для тестовых сверхпластических формовок листовых заготовок // Деформация и разрушения материалов. 2009. №11. С. 40-44.
3. Akhunova A. Kh., Dmitriev S. V., Kruglov A. A., Safiullin R. V. Constitutive Relations for Superplastic Flow Modeling from Two-Axial Loading Experiments // Key Engineering Materials. 2010. Vol. 433. P. 319-323.
4. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Моделирование процесса сверхпластической формовки полых конструкций с гофрированным заполнителем из титанового сплава ВТ6 // Перспективные материалы. 2011. №12. С. 42-44.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР И ФОРМООБРАЗОВАНИЯ СЛОЖНОПРОФИЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Валитов В.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
Valitov_VA@imsp.ru

На большом круге сплавов на никелевой и железоникелевой основе проведены систематические исследования, которые позволили выявить оптимальные условия осуществления горячей и интенсивной пластической деформации, обеспечивающие трансформацию исходной крупнозернистой структуры в ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру с заданными параметрами, в том числе, относящуюся к микрометрическому, субмикрометрическому и нанометрическому диапазонам.

Показано, что контролируемое изменение параметров упрочняющей фазы, ее связи с матрицей и режимов деформационно-термической обработки позволяет управлять процессами структурообразования в дисперсионно-твердеющих никелевых сплавах за счет целенаправленного изменения действующих механизмов деформации и рекристаллизации.

Полученные данные явились основой для разработки единого методологического подхода к получению объемных и листовых полуфабрикатов из никелевых сплавов с УМЗ и нанокристаллическими (НК) структурами дуплексного типа. Сущность метода заключается в проведении интенсивной деформационно-термической обработки с постадийным снижением температуры от $0,9+0,8\text{Tпл}$ до $0,6+0,5\text{Tпл}$. В результате такой обработки достигается постадийное измельчение исходной крупнозернистой структуры вплоть до НК структурного состояния. Разработанная методология защищена рядом патентов РФ и европейским патентом EP 0 909 339 B1

Установлено, что в дисперсионно-твердеющих сплавах ($\gamma;\gamma'+\delta$) с субмикроструктурной (СМК) и НК структурой наблюдается эффект низкотемпературной сверхпластичности, который проявляется при температурах на $200+350^\circ\text{C}$ ниже, чем в материалах с микродуплексной структурой. При этом достигается снижение уровня напряжения течения в $1,5+2$ раза и рост скорости деформации на $1+1,5$ порядка. Показано, что высокая термическая стабильность СМК структуры в дисперсионно-твердеющем сплаве ПДУ-1, упрочненном тугоплавкими наноразмерными частицами Y_2O_3 , способствует проявлению как низкотемпературной, так и высокоскоростной сверхпластичности. Обнаружено, что в процессе сверхпластичности деформации СМК и НК материалов происходит трансформация неравновесных границ в равновесные границы общего типа. Выявлена взаимосвязь фазового состава и типа упрочнения гетерофазных никелевых сплавов с термостабильностью СМК и НК структур.

Показана эффективность использования полуфабрикатов с подготовленной УМЗ структурой для получения методами объемного и локального формообразования точных сложнопрофильных деталей с однородной структурой и высоким комплексом механических свойств, достигаемым при последующей, например, стандартной термической обработке. Предложен метод формообразования в условиях сверхпластичности, позволяющий изготавливать из УМЗ заготовок детали типа диск авиадвигателя со структурой регламентировано изменяющейся по радиусу, что обеспечивает достижение высокого комплекса свойств, оптимизированного к реальным условиям их эксплуатации. На примере дисперсионно-твердеющего никелевого сплава типа Inconel 718 показано, что формирование в заготовках СМК структуры обеспечивает возможность реализации эффекта низкотемпературной сверхпластичности в перспективных технологических процессах сварки давлением и пневмоформовки.

ПРОЯВЛЕНИЯ РАЗМЕРНЫХ ЭФФЕКТОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ КВАЗИОДНОМЕРНЫХ SN НИТЕЙ В АСБЕСТЕ

Кумзеров Ю.А., Парфеньев Р.В., Фокин А.В., Черняев А.В., Шамшур Д.В.,
Калмыков А.Е., Сорокин Л.М.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург
chernyaevav@yandex.ru

При гелиевых температурах исследованы температурные зависимости электросопротивления объемных наноконпозитов на основе Sn, введенного в матрицу из пучков нитей природного хризотилового асбеста, представляющего собой совокупность прямых параллельных диэлектрических нанотрубок длиной около 0.5 см, диаметром ≈ 30 нм и внутренним диаметром $d = 6 - 2.5$ нм. Для получения композитного материала металл вводился в поры асбеста из расплава под давлением. Данные просвечивающей электронной микроскопии свидетельствуют о наличии нанотрубок, целиком заполненных металлом с рядом сужений между кластерами Sn. Электропроводность нанопроволок Sn измерялась при приложении высокого давления (8 - 10 кбар) в широком температурном интервале вплоть до гелиевых температур для предотвращения разрывов нанопроволок в области сужений.

Наблюдаемые критические температуры сверхпроводящего (СП) перехода T_c для наноконпозитов Sn-асбест заметно превышают T_c для объемного Sn (3,72 К) (см. рис.), причем при уменьшении характерного внутреннего диаметра d нанотрубок асбеста монотонно возрастает как T_c , так и температурное размытие краев СП перехода, связанное с возрастающей ролью флуктуационных эффектов, которые становятся существенными в столь тонких нанопроволоках Sn ($d \approx 5$ нм).

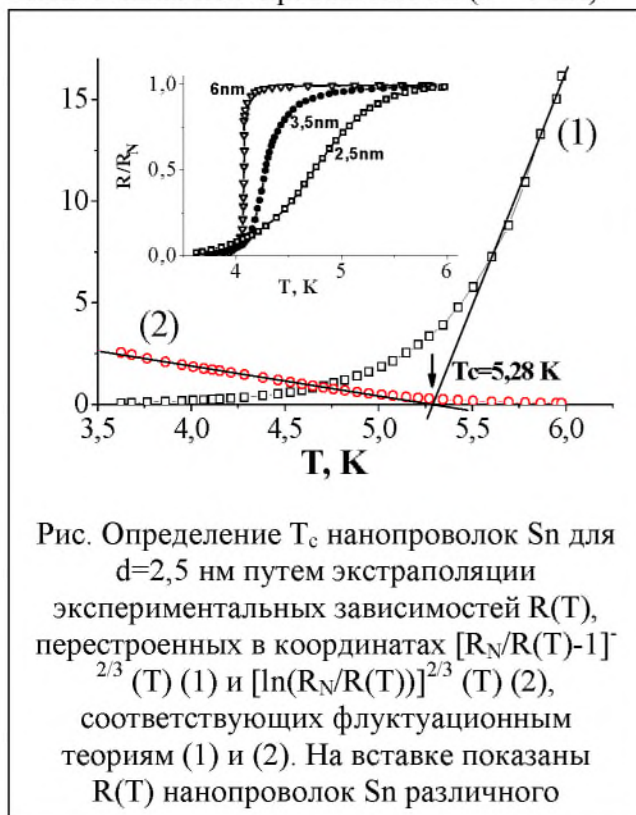


Рис. Определение T_c нанопроволок Sn для $d=2,5$ нм путем экстраполяции экспериментальных зависимостей $R(T)$, перестроенных в координатах $[R_N/R(T)-1]^{2/3}$ (1) и $[\ln(R_N/R(T))]^{2/3}$ (2), соответствующих флуктуационным теориям (1) и (2). На вставке показаны $R(T)$ нанопроволок Sn различного

Размерный эффект, наблюдающийся в $R(T)$, можно объяснить двумя независимыми флуктуационными теориями. Согласно теоретическому рассмотрению [1], в области СП перехода при $T > T_c$ возникает добавка к проводимости:

$$(\sigma - \sigma_N) / \sigma_N = (\Delta t_1 / \epsilon)^{3/2}. \quad (1)$$

При $T < T_c$ вместо $R=0$ в СП состоянии для идеального сверхпроводника в тонкой металлической нити появляется флуктуационное сопротивление [1]:

$$R(T) \approx R_N \exp[\gamma(-\epsilon / \Delta t_1)^{3/2}], \quad (2)$$

где $\epsilon = (T - T_c) / T_c$, параметр Δt_1 определяет область размытия СП перехода по сопротивлению, γ - малый параметр. Сравнение экспериментальных данных по электрическим свойствам наноконпозитов и результатов флуктуационных теорий позволяет определить T_c из экстраполяции зависимостей, соответствующих (1) и (2) (приведены на рис.), и тем самым установить зависимость T_c (d) для нанопроволок различного диаметра.

Работа поддержана грантами РФФИ 10-0201158а и Президиума РАН.

Литература

1. Хозенберг П. Дальний порядок при СП переходе. УФН. т. 102, №2, с.239 (1970).

СТРУКТУРА ТРИБОСЛОЁВ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Саблина Т.Ю., Кульков С.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск
savnick@ispms.tsc.ru

Перспективными материалами для использования в тяжело нагруженных узлах трения являются трансформационно-упрочнённые керамические материалы. Среди них особо выделяется керамика на основе частично-стабилизированного оксидом иттрия тетрагонального поликристаллического диоксида циркония Y-TZP. В настоящей работе представлены результаты изучения структур, формирующихся в поверхностных слоях керамики на основе Y-TZP после сухого скольжения в паре со сталью в широком диапазоне скоростей скольжения.

Трансформационно-упрочнённые керамические композиты следующих составов: 97 мол. % ZrO_2 + 3 мол. % Y_2O_3) и 80 вес. % ZrO_2 (3 мол. % Y_2O_3) + 20 вес. % Al_2O_3 испытывали на универсальной машине трения УМТ-1 при скоростях скольжения от 0.2 до 47 м/с при давлении 5 МПа. Контртелом служил диск, изготовленный из литой инструментальной стали. После испытаний на трение структурные изменения образцов исследовали методом скользящего пучка рентгеновских лучей.

Для исследуемых керамических материалов можно было выделить три отличающихся по микрокристаллической структуре области: (1) мелкокристаллический слой на поверхности трения керамики толщиной 1-2 мкм, (2) промежуточный слой материала с формоизмененными относительно исходного состояния зернами и (3) неизменённый материал. По данным микрорентгеноспектрального анализа верхний тонкий слой кроме элементов самой керамики (Zr, Y, Al) включает элементы стального контртела (Fe, Mn, W, Ni, Cr, V, Mo). Методом скользящего рентгеновского пучка в этом слое обнаружены рентгеновские пики, соответствующие Fe_2O_3 , и повышенное содержание кубической фазы диоксида циркония. Появление кубической фазы было связано с переходом части тетрагональной фазы в кубическую по диффузионному механизму, чему способствовали высокие температуры (около 2000 °С при скорости 20 м/с).

Исследования показали, что на толщину промежуточного слоя влияет режим трения, размер зерна и добавки оксида алюминия. Формоизменение зерен Y-TZP происходит за счет процессов пластической деформации под воздействием высоких температур и нагрузок.

После испытаний при всех скоростях скольжения происходит уменьшение размера областей когерентного рассеяния (ОКР) тетрагональной фазы диоксида циркония. При этом наиболее заметное уменьшение размера ОКР происходит после режимов трения с максимальными значениями интенсивности изнашивания керамики при скоростях скольжения 3÷5 м/с - от 45 нм в исходном состоянии на полированной поверхности до 20 нм для поверхностей трения.

Было показано, что в поверхностных слоях керамики идут одновременно два процесса: образование собственно тонкого поверхностного слоя и формирование структуры подповерхностных слоёв, которые служат упрочненной подложкой, при этом тонкий поверхностный слой в момент трения находится в квазижидком состоянии. Формирующаяся квазижидкая пленка равномерно покрывает поверхность трения керамики и выступает в роли «мягкого» покрытия, которое, увеличивая фактическую площадь контакта образца с контртелом, способствует понижению уровня контактных напряжений на поверхности, чем обеспечивает низкие значения интенсивности изнашивания керамики на основе диоксида циркония при высоких скоростях скольжения.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НА РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИНЫ

Круглов А.А. , Саркеева А.А. , Сафиуллин Р.В. , Лутфуллин Р.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
alweld@go.ru

Возможности диффузионной сварки позволяют использовать данный процесс в высокотехнологичных отраслях промышленности. Например, многослойные полые конструкции из титановых сплавов с наполнителем сложной формы (гофры, соты, ребра), изготавливаемые методом сверхпластической формовки и диффузионной сварки, применяются в авиакосмической технике. Общая особенность таких конструкций состоит в присутствии в них поверхностей твердофазного соединения (ТФС). Механическое поведение слоистой конструкции будет отличаться от монолитной, поскольку поверхность ТФС может повлиять на характер распространения трещины.

Для изучения этого вопроса были проведены испытания на ударный изгиб стандартных образцов, которые отличались расположением поверхности ТФС относительно линии надреза (Рис.1). Было принято следующее обозначение образцов: Р-образец (линия надреза расположена перпендикулярно поверхности ТФС); Т-образец (линия надреза расположена параллельно поверхности ТФС); В-образец (линия надреза расположена вдоль поверхности ТФС). Образцы вырезали из плит, соединенных диффузионной сваркой через промежуточный лист. Материалом плит и листа являлся титановый сплав ВТ6. Методика диффузионной сварки описана в [1]. Для сравнения были испытаны также монолитные образцы.



Рис.1. Вид образцов для испытаний на ударный изгиб

Испытания показали, что сопротивляемость разрушению образцов с ТФС отличается от монолитного образца. При этом величина ударной вязкости зависит от расположения поверхности ТФС относительно распространяющейся трещины.

Р- и Т-образцы обладают большим сопротивлением разрушению по сравнению с В-образцом. В Р-образце трещина распространяется одновременно через все поверхности ТФС, при этом энергия удара тратится на искривление фронта трещины или на его разветвление. В Т-образце трещина пересекает поверхности ТФС, энергия удара тратится на последовательное разрушение слоев. В В-образце трещина распространяется в наиболее слабом направлении вдоль поверхности ТФС.

Стоит отметить, что ударная вязкость образцов всех видов превышает уровень, установленный по ГОСТ 23755–79 для плит из титанового сплава ВТ6 ($K_{CU} = 0,3 \text{ МДж/м}^2$).

Результаты работы могут быть использованы при разработке технологии изготовления полых лопатки вентилятора перспективного газотурбинного двигателя, конструкция которой содержит все три вида расположения поверхностей ТФС относительно действующих нагрузок при ее эксплуатации.

Литература

Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Разрушение слоистого материала с различным расположением поверхностей соединения // Перспективные материалы, 2011, № 12, с. 92–96.

ЭФФЕКТИВНОЕ ПАРНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ В ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛАХ

Дубинин Н.Э.

*Институт металлургии УрО РАН, Екатеринбург, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина (УрФУ), Екатеринбург
ned67@mail.ru*

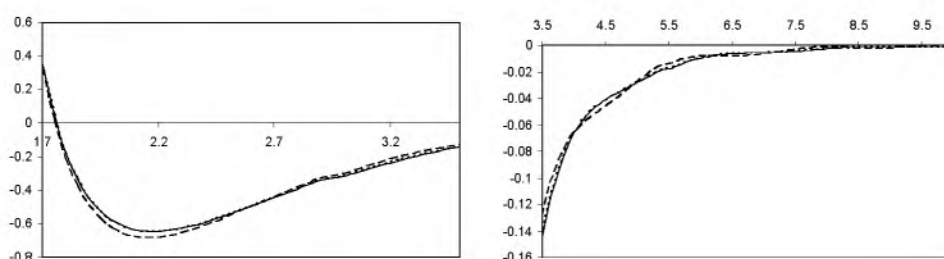
В последние годы наночастицы переходных металлов активно используются в качестве высокоэффективных катализаторов, носителей и передатчиков информации, а также в других областях перспективных технологий. Для понимания природы вышеупомянутых процессов необходимо изучение наночастиц на микроскопическом уровне, начиная с моделирования эффективного межчастичного взаимодействия.

В данной работе исследуется парное взаимодействие в чистых Fe и Ni при различных значениях атомной плотности, соответствующих жидкому, кристаллическому и наносостояниям. Описание парного взаимодействия в переходном металле осуществляется нами в рамках, хорошо зарекомендовавшего себя при расчете термодинамических свойств расплавов, подхода Виллса-Харрисона (WH) [1], сочетающего в себе элементы модели сильной связи и теории псевдопотенциала.

Из полученных потенциалов WH (Рис. 1) видно, что при переходе к наносостоянию увеличиваются глубина первого минимума парного потенциала и осцилляции его дальнедействующей части. При этом глубина первого минимума в большей степени увеличивается в случае Fe, а осцилляции, напротив, в случае Ni. Данный результат говорит о том, что в никеле переход к наносостоянию в большей степени влияет не на первую, а на последующие координационные сферы.

Работа выполнена при финансовой поддержке УрО РАН (проект № 12-Т-3-1022) и Министерства науки и образования (государственный контракт № 02.740.11.0641).

а)



б)

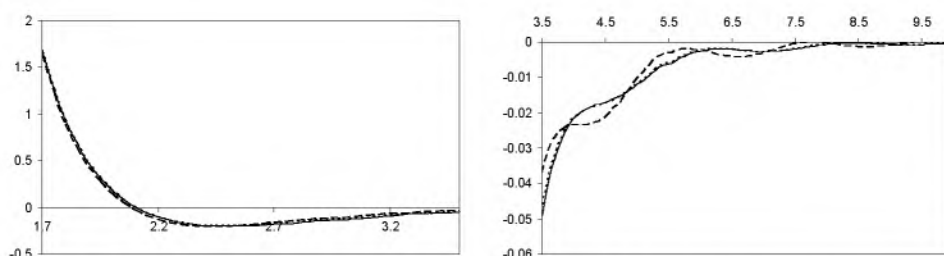


Рис. 1. Эффективный парный потенциал WH (эВ) Fe (а) и Ni (б) (сплошная линия – жидкое состояние, пунктирная – кристаллическое, штриховая – нано).

Литература

1. *Wills J.M., Harrison W.A. Interionic interactions in transition metals // Phys. Rev. B, v. 28, p. 4363(1983).*

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ И КРИВЫЕ ИСТИННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ- ИСТИННОЕ НАПРЯЖЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА

Гундеров Д.В., Поляков А.В., Семенова И.П., Рааб Г.И., Сошникова Е.П.,
Чуракова А.А., Емалетдинова Э., Валиев Р.З.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
dimagun@mail.ru

На основе метода равноканального углового прессования по схеме Conform (РКУП-С) с последующим волочением в УГАТУ разработана технология получения длинномерных прутков НС титана – перспективного материала для производства медицинских имплантатов. Ранее проведенные исследования показали, что увеличение степени деформации РКУП и РКУП-С приводит к измельчению структуры титана до наноструктурного состояния и как следствие – повышению предела прочности и предела текучести. В данной работе уделено дополнительное внимание влиянию формирования наноструктурного состояния на истинное напряжение разрушения титана и величину деформации до разрушения (ϵ_p),

Исследования показали, что с ростом числа циклов (n) РКУП-С и измельчением структуры до 200 нм (при $n=6$) почти линейно возрастает не только прочность материала σ_B (с исходных 750 МПа до 1040 МПа при $n=6$), но и истинное напряжение разрушения (с исходных 1150 МПа до 1400 МПа). Удлинение до разрушения (δ) образцов титана в результате РКУП-С уменьшается с исходных 24 % до 13 % (при $n=2 - 6$ циклов). В то же время сужение образцов с $\psi = 50$ % (ϵ до разрушения – 0.7) в исходном состоянии и, в результате РКУП-С, не уменьшается, а даже немного увеличивается: до $\psi = 55$ % (ϵ до разрушения – 0.8). После РКУП – С и последующего волочения зерно измельчается до 150 нм, σ_B достигает 1250 МПа, истинное напряжение разрушения - 1600 МПа, сужение составило $\psi = 50$ %, как и в исходном состоянии Ti .

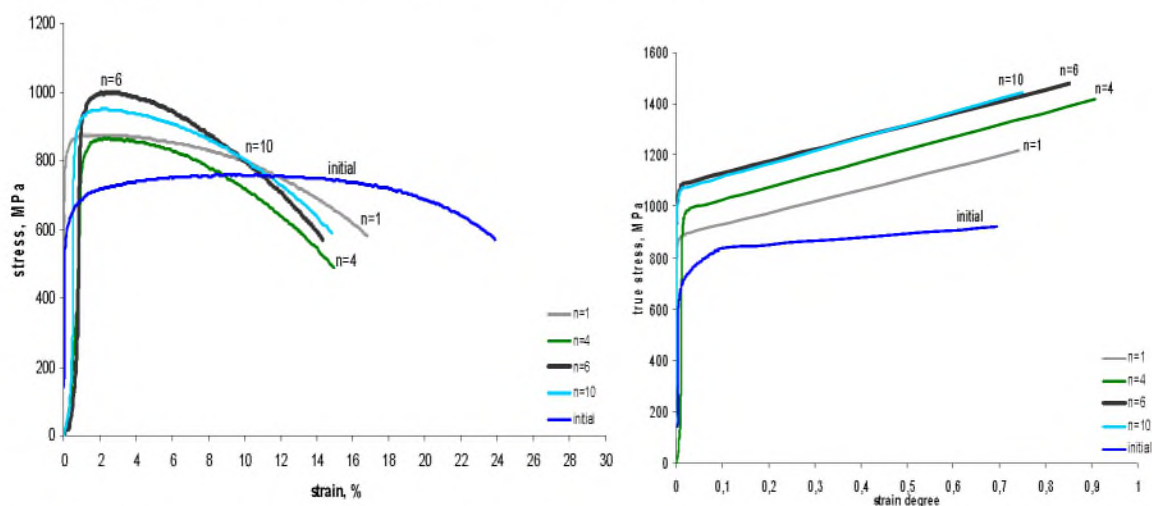


Рис. Условные и истинные кривые напряжение –деформация Ti Grade-4 после РКУП-С с различным числом циклов n

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА НА ПРОЦЕСС ПЛАВЛЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421 ПРИ ЛАЗЕРНОМ ИМПУЛЬСНОМ НАГРЕВЕ

Кикин П.Ю., Пчелинцев А.И., Русин Е.Е.

НФ ИМАШ РАН (Нижегород)
eerusin@mail.ru

Исследовано влияние предварительного отжига на процесс плавления ультрамелкозернистого (УМЗ) сплава 1421 при лазерном импульсном нагреве. Начало процесса плавления регистрировалось фотодатчиками по уменьшению интенсивности отраженного от поверхности импульса лазерного излучения в момент расплавления материала. Материалом исследования служили образцы УМЗ алюминиевого сплава 1421, полученных методом равноканально-углового прессования (РКУП) [1] с размером зерна ~ 1 мкм.

В экспериментах использовались следующие режимы печного отжига:

1. отжиг при $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$, время выдержки (τ) 2 часа, охлаждение в печи;
2. отжиг при $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ часа, охлаждение в печи, далее отжиг при $T=250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ часа, охлаждение в печи;
3. отжиг при $T=150\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ часа, охлаждение в печи, далее отжиг при $T=250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ часа, охлаждение в печи, далее отжиг $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2$ часа с охлаждением в печи.

Последующий нагрев поверхности образцов проводился излучением YAG:Nd^{3+} лазера, работавшего в режиме свободной генерации с параметрами излучения: энергия излучения – до 25 Дж, длительность импульса ~ 8 мс.

Проведенные исследования показали, что наименьшее время от момента действия лазерного импульса, необходимое для начала процесса плавления (плотность энергии излучения $E \sim 6 \cdot 10^2 \text{ Дж/см}^2$) сплава, наблюдается в исходных образцах, не подвергнутых отжигу. Отжиг исходных образцов в режимах 1,2,3 приводит к увеличению этого времени и в режиме отжига 3 это время становится равным времени начала плавления крупнозернистых (КЗ) образцов, хотя размер зерна в отожженном УМЗ сплаве (4-5 мкм) в два-три раза меньше, чем у КЗ сплава.

В работе [2] показано, что вакансии, возникающие в процессе лазерного нагрева материала, увеличивают его поглощательную способность, что связано с дополнительным рассеянием электронов проводимости в skin-слое. В исходных образцах, полученных методом (РКУП), имелась повышенная концентрация деформационных неравновесных вакансий.

Таким образом, полученные результаты можно объяснить связью увеличения концентрации неравновесных вакансий, за счет интенсивной пластической деформации в УМЗ сплаве, с уменьшением времени начала его плавления при лазерном нагреве. При отжиге происходит сток неравновесных вакансий (например, на границы зерен), в результате чего, концентрация их в приповерхностном слое материала снижается, и влияние их на время начала процесса плавления за счет уменьшения поглощательной способности становится малым.

Литература.

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* // Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000 г., 272 с.
2. *Ф.Х. Мирзоев, В.Я. Панченко, Л.А. Шелетин* / Лазерное управление процессами в твердом теле. // УФН, 1996 г., Т. 166, №1, С.3-32.

РЕЗУЛЬТАТЫ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ ШТАМПОВОК ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГТД

**Кандаров И.В.³, Салищев Г.А.¹, Александров И.В.³, Латыш В.В.³, Жеребцов¹ С.В.,
Измайлова Н.В.², Половников В.М.⁴**

¹*Белгородский государственный университет, лаборатория объемных наноструктурных материалов (salishchev@bsu.edu.ru),*

²*ОАО «УМПО»,*

³*ФГБОУ ВПО УГАТУ (kandarov@mail.ru),*

⁴*ОАО ИНТЦ «Искра»*

В связи с реализацией программ по созданию и освоению производства перспективных самолетов и двигателей, двигателей для наземных энергетических установок, актуальна задача по созданию новых промышленных производств деталей и изделий газотурбинной техники, позволяющих достичь повышения их надежности, ресурса, мощности. Одним из перспективных подходов к решению поставленной задачи является использование ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноматериалов.

В работе приведены результаты опытного применения метода интенсивной пластической деформации (ИПД) в промышленном технологическом процессе получения из сплава ВТ6 штамповок лопаток компрессора высокого давления (КВД) авиационного двигателя. ИПД реализовывалась в процессе всесторонней изотермической деформации при пониженных температурах с последующей кузнечной протяжкой. Формообразование штамповок лопаток производилось в два этапа: формирование высадкой заготовки под штамповку, изготовление лопатки методом изотермической штамповки.

Цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния на комплекс механических свойств получаемых штамповок дополнительной термомеханической обработки (ТМО), включенной в серийный технологический процесс. Были проведены исследования структуры и важнейших механических свойств штамповок лопаток, изготовленных из сплава ВТ6 с УМЗ-структурой.

Получены следующие результаты: прочность заготовок штамповок лопаток на 5-8% выше, чем прочность лопатки, полученной по серийной технологии. При этом различия в пластичности, также как и в твердости, между лопатками, полученными различными технологическими процессами незначительные. Однако, следует отметить заметное (до 40 %) снижение ударной вязкости лопатки с УМЗ-структурой. Наблюдаемые тенденции в изменении прочности и ударной вязкости согласуются с литературными данными для УМЗ материалов. В то же время абсолютное значение прироста прочности в УМЗ состоянии заметно ниже известных литературных данных, что очевидно связано с укрупнением структуры в процессе высадки и штамповки. Ростом зерен можно объяснить и повышение пластических характеристик до уровня серийных образцов, тогда как типичные значения пластичности высокопрочных УМЗ состояний сплава ВТ6 не превышает 10%.

КРИВЫЕ НАМАГНИЧИВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ КЕРАМИК ИТТРИЕВОГО ФЕРРИТА-ГРАНАТА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дорошенко Р.А.¹, Серегин С.В.¹, Гижевский Б.А.², Гавико В.С.², Лобачевская Н.И.³

¹Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа.

²Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург.

³Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург.

dar@anrb.ru

Рассматриваются результаты исследования процессов намагничивания серии наноструктурных образцов иттриевого феррита-граната с размерами кристаллитов от 17 до 34 нм. Методика получения образцов и определение их структурных параметров приведены в работе [1]. Для изучения магнитных свойств использовался метод высокочастотного магнитометра. Измерялась зависимость дифференциальной магнитной восприимчивости $\chi(H) \equiv dM(H)/dH$ от величины постоянного магнитного поля H при квазистатическом перемагничивании в магнитном поле до 2 КЭ.

В диапазоне от 0,8 до 2КЭ полевая зависимость восприимчивости хорошо описывается зависимостью вида $\chi(H) \propto H^{-b}$ с показателем степени, зависящем от степени пластической деформации.

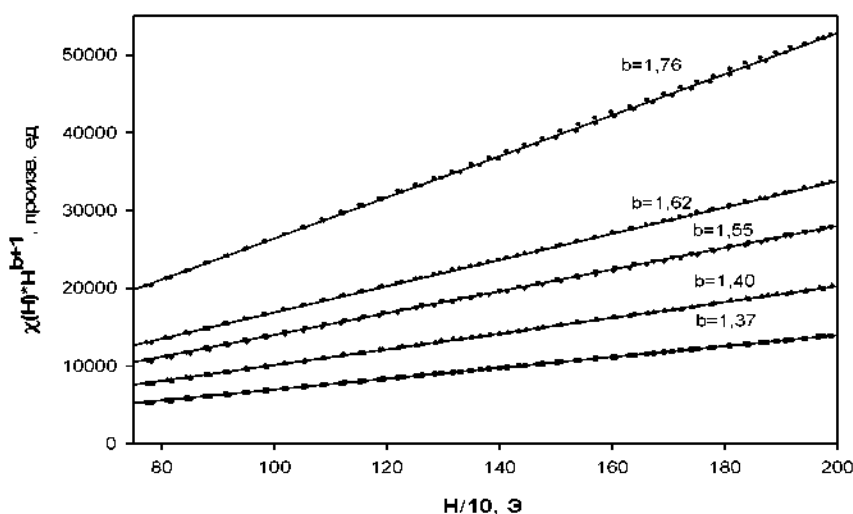


Рис. Полевые зависимости восприимчивости образцов, полученных при различной степени деформации кручения под давлением. Увеличение степени деформации приводит к уменьшению b .

В ферромагнитных наноструктурных материалах величина параметра b определяется размерностью системы обменно-связанных зерен [2]. Рассматриваются возможные механизмы изменения анизотропии обменной связи.

Литература

1. Гижевский Б.А., Сухоруков Ю.П., Ганьшина Е.А. и др. Оптические и магнитооптические свойства наноструктурного железо-иттриевого граната // ФТТ, т. 51, №9, с.1729 (2009).
2. Исхаков Р.С., Кологорцев С.В., Балаев А.Д. и др. Размерность системы обменно-связанных зерен и магнитные свойства нанокристаллических и аморфных ферромагнетиков // Письма в ЖЭТФ, т. 72, №6, с.440 (2000).

ПОЛУЧЕНИЕ АВИАЦИОННЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С СМК СТРУКТУРОЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ

Бейгельзимер Я. Е., Варюхин Д. В., Кулагин Р. Ю., Распорня Д. В.

*Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины, Донецк
dvaryukhin@gmail.com*

В данном докладе представлен метод получения титановых сплавов авиационного назначения с субмикроструктурной структурой. Такие сплавы могут быть использованы в качестве сырья для изготовления лопаток газотурбинных двигателей и прочих ответственных конструкций.

Основной целью работы было улучшение механических и эксплуатационных характеристик титановых сплавов, используемых на предприятиях отечественного двигателестроения. Достижение такого результата позволит увеличить надежность и срок эксплуатации авиационных газотурбинных двигателей.

Исходные заготовки титанового сплава ВТ8 были подвергнуты комплексной обработке с использованием интенсивной пластической деформации (ИПД), основанной на методе винтовой экструзии (ВЭ). Одним из основных технических достоинств данного метода является возможность обрабатывать материал без изменения начальной формы и с минимальными потерями (Рис. 1).

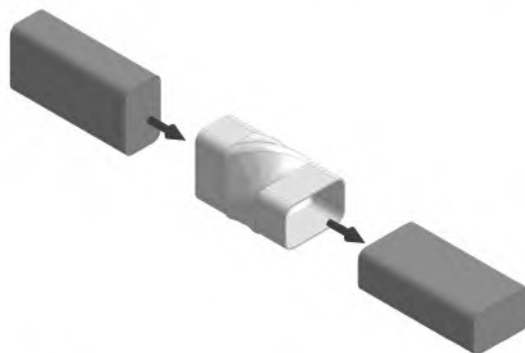


Рис.1. Принципиальная схема винтовой
экструзии

Сравнительный анализ пределов прочности и текучести первоначального и обработанного материалов, а так же их твердости, показал увеличение этих параметров в среднем на 50%. При этом значение относительного удлинения и сужения, характеризующих пластичность материала, не только не уменьшились, но и выросли на 15%.

Последнее позволяет утверждать, что деформационное упрочнение материала прошло без увеличения его хрупкости.

В целом, работа показала перспективность применяемого метода ВЭ для получения авиационных сплавов с улучшенными механическими и эксплуатационными характеристиками.

ОСОБЕННОСТИ ТРАНСФОРМАЦИИ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Fe-30%Cr-8%Co ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ НАГРУЖЕНИИ ПО СХЕМЕ РАСТЯЖЕНИЯ С КРУЧЕНИЕМ

Корзникова Г.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
korznikova@anrb.ru

Экологически безопасные эффективные технологии, обеспечивающие снижение затрат энергии и материалов предполагают использование сверхскоростных электрических машин нового поколения. В настоящее время считается, что самую высокую экономичность и самый высокий диапазон регулирования имеют магнитоэлектрические преобразователи энергии. Магниты из сплавов на основе Fe-Cr-Co обладают относительно невысокой по сравнению с другими магнитотвердыми материалами коэрцитивной силой, что открывает возможность их намагничивания и размагничивания в составе электрической машины до необходимого в каждом случае уровня. Кроме того, сплавы на основе Fe-Cr-Co являются наиболее прочными и технологичными и имеют высокую коррозионную стойкость, что открывает широкие возможности для использования их в качестве роторов электрических машин. Высококоэрцитивное состояние в них формируется за счет распада альфа твердого раствора в процессе термомагнитной обработки и последующего ступенчатого отпуска при температурах ниже 650°C, что приводит к охрупчиванию сплавов. Повышение прочностных характеристик возможно несколькими путями, основным подходом которых является уменьшение размера зерен при обработке с использованием интенсивной пластической деформации. Однако уменьшение размера зерен до наноуровня при таких деформационных обработках приводит к изменению кинетики распада пересыщенного α -твердого раствора и некоторому падению магнитных характеристик в этих сплавах. Альтернативным способом повышения механических свойств без существенного ущерба для магнитных характеристик является формирование мелкозернистой структуры только в поверхностном слое, что позволяет подавить зарождение трещин в поверхностных слоях материала при высоких динамических нагрузках, и тем самым, в значительной степени увеличить его макропрочностные характеристики [7]. Одним из способов создания такой градиентной структуры является метод сложного нагружения, который заключается в последовательной или одновременной деформации сплошной или трубчатой заготовки при выбранной температуре по схеме кручение с добавлением компонент растяжения либо сжатия [8].

Цель настоящей работы: оценить влияние режимов сложного нагружения по схеме кручение с растяжением на структуру и характер упрочнения в магнитотвердом сплаве Fe-30%Cr8%Co в интервале температур горячей деформации.

Приведены результаты экспериментального исследования эволюции структуры и микротвердости магнитотвердого сплава Fe-30%Cr8%Co при сложном двухступенчатом нагружении в изотермических условиях по схеме растяжение-кручение при температуре 850°C. Сравнение двух режимов нагружения с одинаковой суммарной степенью деформации, но с различной комбинацией степеней деформации при растяжении и кручении позволило установить, что кручение по сравнению с растяжением более устойчиво к локализации деформации. Показано, что нагружение по схеме растяжение и кручение может быть использовано для изготовления цилиндрических заготовок магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co с градиентной структурой.

ПОЛУЧЕНИЕ СПЛАВОВ МЕТОДОМ МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Даниленко В.Н., Мулюков Р.Р.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
vdan@abrbr.ru*

Одним из наиболее динамично развивающихся направлений физического материаловедения является получение и исследование наноструктурных материалов. Отличительной особенностью таких материалов является малый размер зерен и, как следствие этого, большая объемная доля внутренних поверхностей раздела, которая оказывает значительное влияние на свойства материала.

В настоящее время одной из актуальных проблем, ограничивающих применение наноструктурных материалов, является развитие методов получения.

Наряду с традиционными способами получения сплавов, такими как: кристаллизация из расплава, порошковая металлургия в последнее время внимание исследователей привлекают и другие способы получения сплавов. Среди которых выделяются твердофазные способы получения сплавов с использованием большой холодной пластической деформации. Такие методы позволяют также формировать заданный химический состав материала.

Для создания деформации при этом используются следующие схемы:

- обработка смеси порошков в шаровых мельницах,
- многократная прокатка пакета, в котором чередуются фольги двух металлов,
- кручение под давлением в наковальнях Бриджмена «таблеток» из смеси порошков или стопки тонких пластин.

Последняя схема относится к методам интенсивной пластической деформации, успешно применяемых для получения объемных наноструктурных материалов. Наиболее полно вопросы получения сплавов этим методом изучены для смеси порошков. Способ получения сплавов кручением под давлением в наковальне Бриджмена стопки пластин из различных металлов изучен мало.

В данной работе твердофазное сплавообразование осуществили сдвигом под давлением в наковальнях Бриджмена набора тонких пластин различных металлов. Наборы пластин соответствовали сплавам Al_3Nb и Cu_9Al_4 . Полученные образцы отжигали при различных значениях температуры.

Данные оптической микроскопии, рентгеноструктурного анализа, растровой электронной микроскопии с энергодисперсионным анализом и результаты измерения микротвердости позволяет сделать заключение, что твердофазное сплавообразование в тонких пластинах исследуемых систем Cu-Al и Al-Nb начинается в процессе ИПД сдвигом под давлением и интенсивно продолжается при отжиге механически легированных образцов.

На основе трехфазной модели строения наноструктурных материалов обсуждается определяющая роль внутренних поверхностей раздела при твердофазном сплавообразовании в процессе холодной пластической деформации и последующего отжига.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ШВА И АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570 ПОСЛЕ СВАРКИ ЛИСТОВ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Фролов В.А.¹, Предко П.Ю.¹, Конкевич В.Ю.¹, Автократова Е.В.²,
Ильясов Р.Р.², Маркушев М.В.²

¹*Российский государственный технологический университет имени К.Э. Циолковского (МАТИ), Москва*

²*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mvmark@imsp.ru*

Методами оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии исследовали особенности строения нового перспективного термически неупрочняемого алюминиевого сплава 1570 в шве и прилегающих к нему зонах термического и механического воздействия после сварки трением с перемешиванием (англ.FSW – friction steer welding) листовых заготовок.

Для нескольких режимов обработки (скорости перемещения инструмента при постоянной скорости его вращения) по наличию и размерам макро- и микродефектов определяли степень дефектности соединения, а также анализировали форму очага и особенности зеренного строения и распределения первичных и вторичных фаз, как и неметаллических включений, в различных зонах. В том числе, по данным EBSD анализа строили спектры разориентировок границ и структурные карты с выявлением кристаллитов с высоко- и малоугловыми разориентировками, по которым определяли линейные размеры зерен и субзерен, и степень однородности микроструктуры. С помощью EDX анализа определяли распределение химических элементов, в том числе скандия и циркония. Данные сканирующей электронной микроскопии сопоставляли с данными прямых наблюдений в просвечивающем электронном микроскопе дислокационной и зеренной структуры, а также дисперсных алюминидов скандия и циркония. Особое внимание уделяли изменениям морфологии, размеров и строения межфазной границы последних.

Обсуждена природа структурных и фазовых трансформаций сплава в процессе FSW в зависимости от его режимов. Проведено сопоставление обнаруженных изменений строения сплава от волокнистой до равноосной ультрамелкозернистой по зонам в шве и вокруг него и их связь с механическим поведением сплава (по изменениям микротвердости).

Сделан вывод о необходимости постановки детальнейших исследований зависимостей режимов сварки, исходных и результируемых структурных состояний соединяемых материалов с точки зрения оптимизации процесса и обеспечения высококачественного соединения.

ИОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ И ДИФФУЗИЯ В СУПЕРИОННЫХ ПРОВОДНИКАХ CuCrS₂ - AgCrS₂

Акманова Г.Р., Давлетшина А.Д.

Башкирский государственный университет, г. Уфа
grakmanova@mail.ru

Перспективными материалами для использования в качестве электродных материалов являются соединения типа M₂YX₂, где M - Cu, Ag; Y - переходной металл, X - S, Se. Особенностью их структуры является то, что они образованы тройными слоями X-Y-X, в межслоевые промежутки которых внедрены ионы меди и серебра. Слабое их взаимодействие с жестким остовом обуславливает высокую подвижность ионов меди и серебра, а слоистая структура жесткого остова - двумерный характер ионной проводимости. К данной группе соединений относятся суперионные проводники CuCrS₂, AgCrS₂, обладающие гексагональной структурой (пространственная группа R3m) и смешанной ионно-электронной проводимостью.

Однофазные образцы для исследований были получены спеканием при температуре 1000 °С из чистых элементов, взятых в соответствующих весовых пропорциях, в вакуированных ампулах. Аттестация образцов проводилась методами рентгенофазового анализа. Высокотемпературные рентгеновские исследования показали, что соединения CuCrS₂, AgCrS₂ претерпевают фазовый переход при 400 °С, связанный с полным разупорядочением подрешеток меди и серебра.

В работе представлены результаты исследований ионной проводимости, химической диффузии и самодиффузии соединений Cu_xAg_{1-x}CrS₂.

Ионная проводимость соединений измерялась на постоянном токе методом подавления электронной составляющей тока путем подбора блокирующий электронный ток электродов в температурном интервале 250-430 °С. В координатах $\ln(\sigma_i T) = f(1/T)$ экспериментальные результаты исследуемых соединений по ионной проводимости обнаруживают линейный характер зависимости. В точке фазового перехода, соответствующей температуре полного разупорядочения подрешетки одновалентных ионов для всех соединений скачкообразно изменяется величина энергии активации ионной проводимости. Величина ионной проводимости для CuCrS₂ при 400 °С равна 0,08 Ом⁻¹см⁻¹, энергия активации 0,8 эВ и 0,3 эВ до и после фазового перехода соответственно. Для соединения AgCrS₂ величина ионной проводимости равна 0,35 Ом⁻¹см⁻¹ при 400 °С. Энергия активации в высокотемпературной области равна 0,2 эВ, в низкотемпературной области энергия активации равна 0,9 эВ. Промежуточные значения ионной проводимости и энергии активации были получены и для сплавов этих соединений.

Коэффициент химической диффузии вычислялся из кривых установления и спада концентрационной поляризации при пропускании постоянного и электронного тока через образец. Для всех исследуемых соединений Cu_xAg_{1-x}CrS₂ методом радиоактивных изотопов определены коэффициенты самодиффузии серебра при 420 °С. Коэффициент диффузии, определенный из измерений ионной проводимости с помощью соотношения Нернста-Эйнштейна, связан с коэффициентом диффузии радиоактивных изотопов фактором корреляции. Для соединения AgCrS₂ он равен 0,62 и эта величина близка к теоретически рассчитанной для плоской гексагональной решетке величине, равной 0,56. Энергия активации диффузии для AgCrS₂ в низкотемпературной области до точки фазового перехода, определенная из температурной зависимости коэффициента самодиффузии равна 0,75 эВ, эта величина удовлетворительно согласуется с величиной энергии активации ионной проводимости.

НЕМОНОТОННЫЕ СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Cu-Cr В ПРОЦЕССЕ РКУП-К

Аксенов Д.А.*, Фанзова С.Н.**, Рааб Г.И.**, Лебедев Ю.А.*

**Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН*

***Институт физики перспективных материалов при УГАТУ*

Spirit13@bk.ru, snfaiz@mail.ru

Известно, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) кардинальным образом меняет физико-механические свойства материалов. Таким образом, применение ее в производстве медного проката может позволить улучшить функциональные свойства материалов, а именно прочность и электропроводность.

В чистых металлах методы ИПД позволяют получить высокую прочность в основном только за счет измельчения зерна до ультрамелкозернистого состояния. Одним из перспективных методов, позволяющим получить такую структуру, является равноканальное угловое прессование (РКУП). Известно, что кроме деформационных методов, для упрочнения материала используют легирование, поэтому в сплавах ситуация меняется. Помимо упрочнения за счет измельчения структуры происходит дополнительное дисперсное упрочнение. При этом при высоких нагрузках в условиях ИПД меняется кинетика распада твердого раствора. Таким образом, в процессе РКУП происходит немонотонное изменение параметров материала, за счет деформационно-стимулированного распада твердого раствора и выделения и одновременного растворения мелких частиц.

Изменение термодинамического состояния твердого раствора в процессе РКУП приводит к изменению режимов старения и характера термостимулированного распада твердого раствора. Оптимизация режимов поможет выбрать режим старения при котором происходит максимальное повышение прочности и электропроводности материала.

В работе использован низколегированный сплав Cu-1%Cr с примесями серебра (0,1%), прошедший ИПД методом равноканального углового прессования конформ поэтапно в количестве до 8 проходов по маршруту А. Показано, что в процессе деформации происходит значительное измельчение структурных составляющих уже на 1 проходе, и при последующем увеличении степени деформации их средний размер не меняется. Также в процессе РКУП-К происходят немонотонные изменения прочности и электропроводности, что может быть связано с процессом растворения крупных частиц размером порядка 600 нм.

В ходе последующего старения по оптимизированному режиму при 450°C в течении 4 часов происходит значительный прирост прочности. Это можно объяснить большим числом выделившихся в процессе распада твердого раствора частиц вторичных фаз, о чем свидетельствует зуб текучести, появившийся на кривых растяжения после старения.

Таким образом, в процессе РКУП-К происходит изменение термодинамического состояния твердого раствора, что ведет к немонотонному изменению функциональных свойств материала за счет одновременного выделения и растворения частиц вторичных фаз и изменению кинетики распада твердого раствора в процессе последующего старения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 11-08-92001-ННС_а.

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ Al -ОРГАНИЧЕСКИХ НАНОСТРУКТУР ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ ПУТЕМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МИКРОЧАСТИЦ АЛЮМИНИЯ С ПОЛИМЕРНЫМИ СУСПЕНЗИЯМИ

Антонова Н.М.

*Каменский институт (филиал) Южно-Российского Государственного Технического университета (НПИ), г. Каменск-Шахтинский
melnik1@rambler.ru*

В настоящее время нанокompозитные материалы являются объектом исследований, находящихся применение во многих областях науки и техники. Синтезированы гибридные наноразмерные материалы на основе стабилизирующих полимерных матриц взаимодействием водных растворов полисахаридов с ионами металлов.

Целью данной работы являлось получение однородных Al-органических структур путем взаимодействия порошка АСД-6 с полимерной суспензией водного раствора натрий - карбоксиметилцеллюлозы (Na-КМЦ).

При температуре 76⁰С нами были получены Al-содержащие наноструктуры трубчатого типа (рис. 1). Морфологические особенности структуры нанокompлексов исследовали с помощью электронно-сканирующего микроскопа Hitachi S – 5500 на оборудовании Института химии ДВО РАН. Базальтовое пространство трубок ~150 нм, толщина слоя варьируется от 3 до 5 нм. Предложен механизм образования металлсодержащих наночастиц из суспензий с порошком алюминия. Методами РФА и ИК – спектроскопии установлено, что в наноразмерных структурах алюминий экранирован натрий - карбоксиметилцеллюлозной оболочкой.

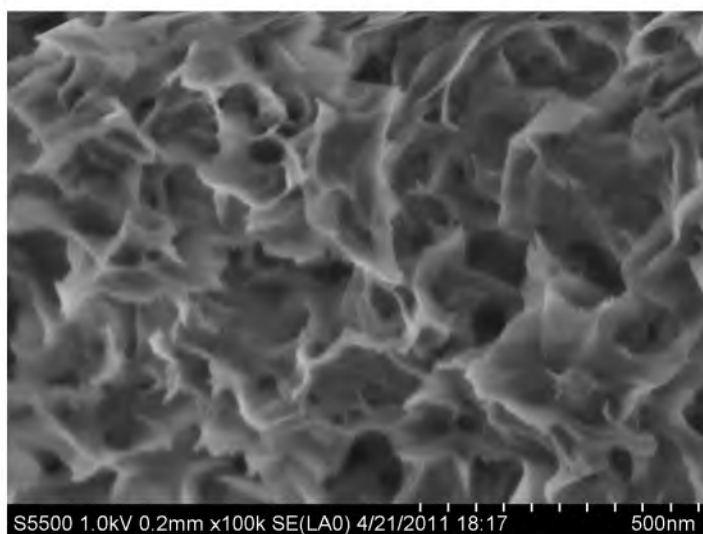


Рис.1. SEM-изображение частиц алюминия, экранированных Na-КМЦ.

Данный подход может лечь в основу сравнительно простого и дешевого метода получения наноразмерных комплексов, которые могут служить добавками-наполнителями в различных композитах.

Автор выражает признательность за выполнение микрофотографий сотруднику Института химии ДВО РАН, к.х.н. В.Г. Курявому, руководителю направления электронной микроскопии ООО "Интерлаб" Е. Кремеру, ведущему инженеру В.И. Сидоренко.

ПОКРЫТИЕ ИЗ МИШМЕТАЛЛА - ЗАЩИТА МЕТАЛЛОВ ОТ ВОДОРОДА

Афоничев Д.Д.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
afon@anrb.ru

Растворение водорода в металлических конструкциях часто приводит к их разрушению, что связано с хорошо известным явлением водородной хрупкости. Поэтому задача предотвращения попадания водорода в металлы продолжает оставаться по-прежнему актуальной.

Найдено, что образцы даже хорошо поглощающих водород металлов практически не увеличивают свой вес при обычных условиях насыщения водородом, если в объеме вакуумной камеры присутствуют небольшие количества мишметалла (мишметалл - сплав редкоземельных элементов, содержащий 45-50 % Ce, 20-25 % La, 15-17 % Nd и 8-10 %). На поверхности таких образцов обнаружено покрытие, которое по составу соответствует переплавляемому предварительно мишметаллу.

Показано, что вакуумный отжиг образцов в присутствии мишметалла и отсутствии водорода не приводит к образованию подобных покрытий. Поэтому механизм образования покрытия в условиях насыщения водородом связан, вероятно, с образованием летучего соединения водорода с атомами редкоземельных элементов, входящих в состав мишметалла. На поверхности насыщаемого металла, при высокой температуре (>900 К) образуется интерметаллическое соединение, которое не пропускает водород при давлении $P \leq 0,1$ МПа

Обсуждаются свойства и применимость обнаруженных покрытий и механизм их образования.

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Ахатова А.Ф., Саркеева А.А., Круглов А.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
akhatova-alfiya@yandex.ru

Размер зерен является одним из важнейших структурных параметров, определяющих деформационное поведение и механические свойства металлических материалов. В частности, уменьшение зерна существенным образом влияет на действующие механизмы деформации и приводит к повышению прочностных свойств материалов и сплавов. Особый интерес представляют материалы с размером зерен, равным всего лишь десяткам и сотням параметрам кристаллической решетки, в литературе известные как наноструктурные материалы. Данные материалы обладают уникальными физико-механическими свойствами, многие из которых представляют практический интерес. Однако измельчение структуры приводит к некоторому снижению пластических и вязких характеристик, таких как ударная вязкость и вязкость разрушения.

В работе исследовали наноструктурный титановый сплав ВТ6, полученный всесторонней изотермической ковкой в $(\alpha+\beta)$ -области со ступенчатым понижением температуры до 600°C [1]. Средний размер зерен составляет ~0,5 мкм. Механические испытания на ударный изгиб проводили согласно ГОСТ 9454-84 с использованием стандартных образцов с размерами 10×10×55 мм³ и U-образным надрезом при комнатной температуре на копре с падающим грузом Instron CEAST 9350 и записью диаграмм нагружения в координатах «Усилие – перемещение». Разделение полной работы разрушения ударного образца на ее составляющие – работу зарождения трещины и работу распространения трещины осуществлялось по методике, описанной в монографии [2]. Согласно этой методике площадь под восходящей частью кривой ударного нагружения соответствует работе зарождения трещины, а под ниспадающей частью – работе ее распространения.

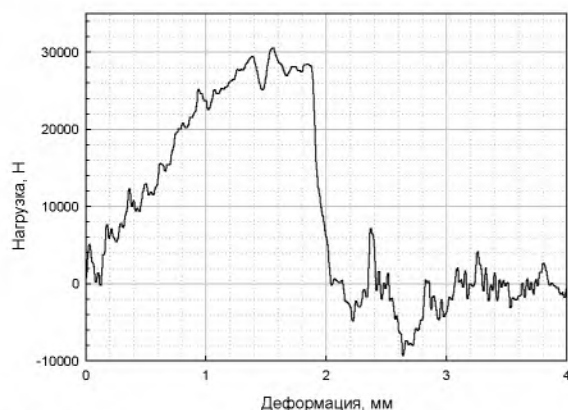


Рис. 1. Диаграмма ударного нагружения

Ударная вязкость наноструктурного титанового сплава составляет 0,47 МДж/м². Значительная часть поглощенной энергии идет на зарождение трещины, при этом на ее распространение затрачивается минимальная энергия. На диаграмме ударного нагружения это отображается как ускоренный спад нагрузки после достижения ее максимума (рис. 1). Анализ диаграммы по описанной методике позволил установить, что работа зарождения трещины составляет 27 Дж, работа распространения – 9 Дж. Высокие значения работы зарождения, вероятно, обусловлены совместным действием

факторов упрочнения, таких как, уменьшение размера зерна, развитая субструктура, повышенная плотность дислокаций.

Литература

1. О.Р. Валиахметов, Р.М. Галеев, В.А. Иванько, Р.М. Имаев, А.А. Иноземцев, Н.Л. Кокшаров, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин, Р.Р. Мулюков, А.А. Назаров, Р.В. Сафиуллин, С.А. Харин. Использование наноструктурных материалов и нанотехнологий для создания полых конструкций. Российские нанотехнологии, т.5, №1-2, 2010 г., с. 102-111.

2. Георгиев М. Пукнатиноустойчивост на металите при ударно натоварване. – София: БУЛВЕСТ 2000, 2007, 231 с.

ОТЕЧЕСТВЕННЫЙ И ЗАРУБЕЖНЫЙ ОПЫТ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Ахунова А. Х., Дмитриев С. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
akhunova.a.a@gmail.com

Обеспечение надежной и безопасной работы магистральных газопроводов имеет огромное значение для экономики страны. Однако, как показывает практика, существует ряд проблем в этой области, среди которых не последнее место занимает коррозия металлов, которая является причиной большинства аварийных ситуаций [1]. Наиболее опасным видом коррозии для транспорта природного газа является коррозионное растрескивание под напряжением (КРН) [2], поскольку возникает неожиданно и непредсказуемо. Кроме того, количество труб газопровода, пораженных КРН, увеличивается с каждым годом [3].

В настоящее время существует много разных гипотез о природе этого явления, которые отличаются в основном тем, что различными исследователями на главную роль выдвигаются различные факторы. Поэтому исследование влияния состава, уровня прочности и структурного состояния трубных сталей на склонность к КРН является важной практической задачей для выбора оптимальных технологических параметров производства [4,5].

В связи с этим, в работе проведен анализ отечественных и зарубежных исследований, посвященных причинам и механизмам образования КРН магистральных газопроводов, а также методам диагностики данного дефекта.

Литература

1. *Андреев И. Н.* Введение в коррозиологию: Учебное пособие. Казань: Изд-во Казанского государственного технологического ун-та, 2004, 140 с.
2. *Насибуллина О. А.* Оценка остаточного ресурса газопроводов из стали X70 с учетом коррозионного растрескивания под напряжением: авт. канд. техн. наук: 05.16.09: защищена 21.02.2012 / Уфимский государственный нефтяной технический университет - Уфа, 2012. - 24 с.
3. *Мирошниченко Б. И.* Старение газопроводов как фактор стресс - коррозионного поражения труб // Сборник трудов научно-практического семинара «Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов», Н. Новгород: Университетская книга, 2006. – 220 с.
4. *Филлипов Г. А., Морозов Ю. Д., Чевская О. Н.* Факторы, влияющие на склонность трубных сталей к коррозионному растрескиванию под напряжением // Сборник трудов научно-практического семинара «Проблемы старения сталей магистральных трубопроводов», Н. Новгород: Университетская книга, 2006. – 220 с.

ДИЛАТАЦИЯ СПЛАВА Ti-49,8ат. %Ni ПРИ ОБРАТНОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ

Бабичева Р.И., Мулюков Х.Я.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия

ri.babicheva@gmail.com

В работе исследуется взаимосвязь дилатации сплава Ti-49,8ат.%Ni при обратном мартенситном превращении (ОМП) со структурой, формируемой при холодной прокатке и последующих отжигах.

На рисунке 1 приведены графики термического расширения, $\Delta L/L_0(T)$, сплава после прокатки (40% обжатия) при комнатной температуре (кривая 1), а также после дополнительных отжигов при температурах 570, 670 и 1070 К в течение 30 минут (кривые 2,3,4 на рис. 1, соответственно), которые были получены при нагреве образцов. В связи с тем, что после прокатки сплав проявляет анизотропию дилатации [1], образцы для измерения дилатации вырезались все в направлении прокатки.

Показано, что в сплаве с аморфно-нанокристаллической структурой, полученной прокаткой, мартенситное превращение не осуществляется. Поэтому, несмотря на наличие текстуры [2], скачок дилатации отсутствует (кривая 1). Последующий непродолжительный отжиг сплава с такой структурой способствует развитию фазового превращения и появлению скачка дилатации (кривые 2,3,4 на рис. 1).

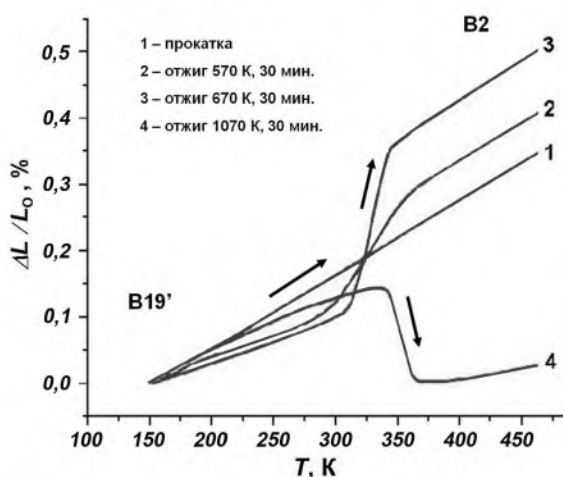


Рисунок 1. Кривые термического расширения сплава при нагреве: после прокатки (кривая 1) и последующих отжигов при 570, 670 и 1070 К в течение 30 минут (кривые 2,3,4, соответственно).

Большее удлинение образца при ОМП после отжига при 670 К, по сравнению с отжигом при 570 К, (кривая 2 и 3 на рис. 1) связано, во-первых, с увеличением доли и размера (суб)зерен, в которых возможно протекание мартенситного превращения [3] и, во-вторых, с усилением текстуры, возникшей при рекристаллизации [4].

Для образца, отожженного при температуре 1070 К, ОМП приводит к резкому сокращению его длины (кривая 4 на рис. 1) вместо ожидаемого еще большего расширения. Аномальный эффект объясняется тем, что отжиг проведен не в условиях вакуума. Смена знака дилатации сплава обусловлена выделением когерентных частиц Ti_2Ni_3 [5]. Согласно фазовому анализу и исследованию тонкой структуры сплава после такой обработки, в материале присутствуют вытянутые частицы фазы Ti_2Ni_3 , которые выделяются при непродолжительном отжиге [2].

Литература

1. Бабичева Р.И., Шарипов И.З., Мулюков Х.Я. ФТТ **53**(9), 1845 (2011).
2. Srivastava A.K. et. al. Intermetallics **15**, 1538 (2007).
3. Бабичева Р.И., Мулюков Х.Я., Шарипов И.З., Сафаров И.М. ФТТ **54**(7), 1392 (2012).
4. Paula A.S. et. al. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B**246**, 206 (2006).
5. Nishida M. et. al. Scripta Metallurgica **18**(12), 1389 (1984).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА УСТОЙЧИВОСТЬ МОРЩИН, ОБРАЗОВАННЫХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ, В ГРАФЕНОВОЙ НАНОЛЕНТЕ С ЗАКРЕПЛЕННЫМИ КРАЯМИ

Баимова Ю.А., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
julia.a.baimova@gmail.com

Графен, представляющий собой моноатомный слой углерода, привлекает значительное внимание исследователей благодаря своим уникальным электронным, механическим, физическим и оптическим свойствам. Механические и физические свойства значительным образом зависят от его структуры. Одна из особенностей графена это возможность его отклонения от плоской конфигурации. Было показано, что графен может иметь неровности в виде наноразмерных морщин [1]. Морщины могут значительным образом повлиять на электронные свойства графена, создавая эффективные магнитные поля и изменяя локальные потенциалы.

Область устойчивости плоского бесконечного листа графена в трехмерном пространстве деформаций, скорости звука и плотности фононных состояний в бесконечном графене были проанализированы в работах [2]. В работе [3] были исследованы одномерные морщины с контролируемой ориентацией, длиной волны и амплитудой, которые могут быть получены в графеновой наноленте с закрепленными краями под действием упругой деформации. Данная работа является продолжением исследований, проводимых в работе [3], а именно исследование влияния температуры на устойчивость морщин.

На рис. 1. показано как изменяется конфигурация морщин при нулевой температуре (а) и при значении температуры 1500 К (b) для деформации $e_{xx} = -0.05$, $e_{yy} = 0.05$, $e_{xy} = 0.1$. Как видно из рисунка, устойчивые при нулевой температуре морщины становятся более размытыми. Было показано, что увеличение деформации до $e_{xx} = -0.25$, $e_{yy} = 0.25$, $e_{xy} = 0.1$ приводит к разрыву наноленты при температуре 500К без изменения устойчивости морщин.

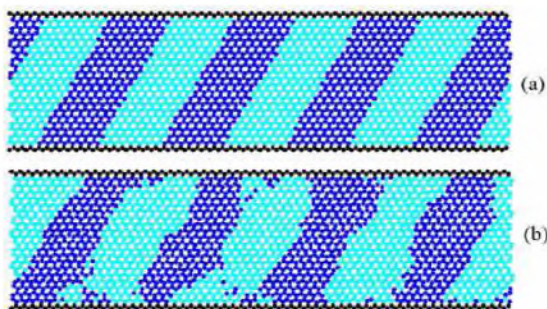


Рис.1. Конфигурация морщин при (a) T=0 К и (b) T=1500К.

Литература

1. Meyer C., Geim A.K., Katsnelson M.I., Novoselov K.S., Booth T.J., Roth S. / Nature. 2007. № 446. P. 60.
2. S.V. Dmitriev, J.A. Baimova, A.V. Savin, Y.S. Kivshar, Comp. Mater. Sci. / 2012. № 53. P. 194.
3. J.A. Baimova, S.V. Dmitriev, K. Zhou / pss (b). 2012. 1-6.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КООПЕРИРОВАННОГО ЗЕРНОГРАНИЧНОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ НА ПРИМЕРЕ БИКРИСТАЛЛА

Кистанов А.А., Астанин В.В., Баймова Ю.А., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
julia.a.baimova@gmail.com

Неоднородность развития деформационных процессов на разных масштабных уровнях активно изучается в механике и физике твердого тела в последние десятилетия [1]. Данная проблема интересна с общефизических позиций, но ее решение также имеет большое прикладное значение в связи с интенсивным развитием методов наноструктурирования металлических материалов деформационными методами [2]. Среди механизмов деформации наноструктурных материалов при повышенных температурах зернограничное проскальзывание приобретает доминирующую роль, а его кооперированный характер все отчетливее проявляется с уменьшением размера зерен.

В данной работе методом молекулярной динамики моделируется развитие кооперированного зернограничного проскальзывания (КЗГП) на примере бикристалла. Целью данной работы является исследование механизмов протекания КЗГП на атомарном уровне.

Рассматривался двумерный гексагональный кристалл, примитивная ячейка которого опирается на векторы трансляции $\mathbf{w}_1 = (a, 0)$, $\mathbf{w}_2 = (a/2, a\sqrt{3}/2)$, где a – параметр решетки. Межатомные взаимодействия описываются парным потенциалом, который использовался в работе [3]. Расчетная ячейка, имеющая форму правильного ромба, с наложенными периодическими граничными условиями, включала 20280 атомов. На рис. 1 показана исходная микроструктура бикристалла. Ориентация зерен показана оттенками серого цвета. Граница между соседними зернами является симметричной границей наклона. Двумерный поликристалл был подвергнут чистому сдвигу при температуре $T = 0.5T_m$ и сдвигающем напряжении $\tau = 0.5$. Уже при небольших степенях деформации наблюдалось активное зернограничное проскальзывание, которое было обнаружено по разрывам сетки меченных атомов.

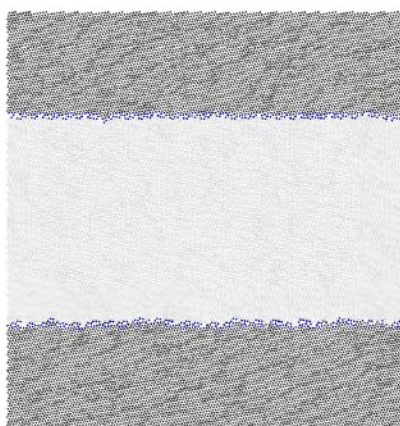


Рис.1. Исходная микроструктура бикристалла.

Литература

1. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. / Физ. мезомех. 2009. Т.12. №.4. С.5-17.
2. Мулюков Р.Р. / Российские нанотехнологии. 2007. Т. 2. вып. 7-8. С.38-53.
3. Астанин В.В., Баймова Ю.А., Дмитриев С.В., Пшеничнюк А.И. / ФММ. 2012. т.113, с. 1-7.

О ФОРМИРОВАНИИ МАГНИТНЫХ ГИСТЕРЕЗИСНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ КРЕМНИЕМ И ХРОМОМ

Баранова И.А., Ульянов А.И., Чулкина А.А., Загайнов А.В.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск
zykina_i@mail.ru

Известно, что цементит, как магнитожесткая фаза, играет важную роль в формировании коэрцитивной силы термически обработанных простых углеродистых сталей [1], а, следовательно, и легированных углеродистых сталей. Но влияние легирующих элементов на формирование магнитных гистерезисных свойств углеродистых сталей в настоящее время практически не изучено.

Для выяснения особенностей формирования коэрцитивной силы среднеуглеродистых сталей, легированных кремнием и хромом, которые являются некарбидообразующим и карбидообразующим элементами, соответственно, были приготовлены образцы модельных сталей 60С2А, 60Х и ст. 60, полученные из высокочистых порошков методом механического сплавления, с последующим прессованием, спеканием, закалкой и отпуском.

На рис. 1 приведены температурные зависимости $H_c(T_{изм})$ образцов исследуемых сталей, отпущенных при $T_{отп} = 300^\circ\text{C}$ и 550°C .

Из рис. 1а видно, что у сталей 60 и 60Х при $T_{изм} \approx 250^\circ\text{C}$ наблюдается максимум H_c . При $T_{изм}$, равной температуре Кюри карбида, карбид становится неферромагнитным. Именно на неферромагнитных включениях цементита происходит наиболее эффективное зацепление доменных стенок ферритной матрицы, что и приводит к образованию максимума H_c образцов. В отличие от стали 60С2А, у которой во всем интервале температур от -196°C до 300°C H_c монотонно уменьшается. Это можно объяснить тем, что кремний замедляет на скорость диффузии углерода, препятствуя образованию карбидных частиц [2].

На температурных зависимостях при $T_{отп} = 550^\circ\text{C}$ (рис. 1б) наблюдается смещение максимума H_c стали 60Х в область более низких температур измерения по сравнению со ст.60. Это свидетельствует о диффузии атомов хрома из ферритной матрицы в решетку цементита. А в стали 60С2А согласно [2], кремний, напротив, переходит из выделенного цементита в ферритную матрицу, т.е. при отпуске свыше 500°C цементит в стали становится нелегированным.

Обсуждается также роль легирующих элементов в формировании зависимостей $H_c(T_{отп})$ исследуемых образцов.

Литература

1. А.А. Чулкина, А.И. Ульянов Влияние магнитных свойств цементита на коэрцитивную силу высокоуглеродистых сталей после закалки и отпуска Физика металлов и металловедение, 2009, т. 108, №6, С. 581-588.
2. Э. Гудремон. Специальные стали. М.: Металлургия, 1956, 737 с.

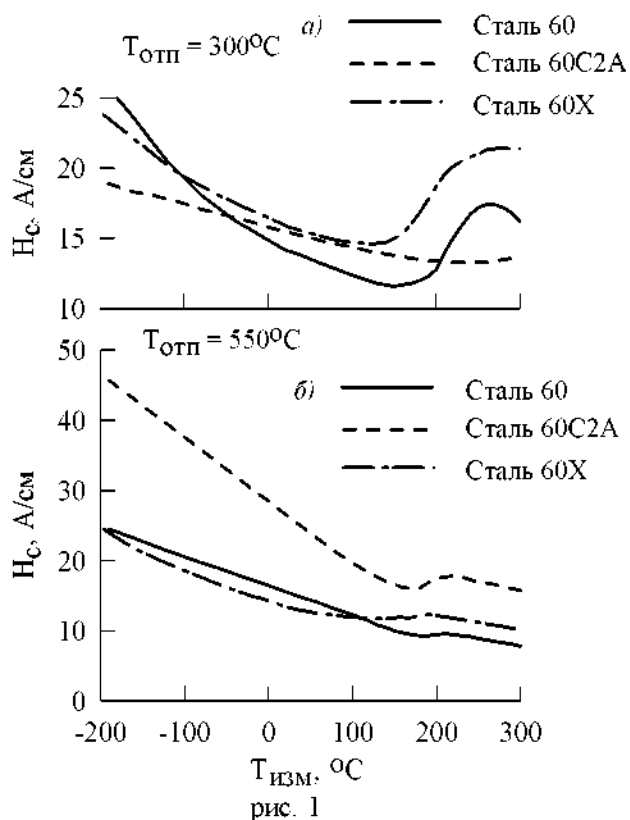


рис. 1

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПЛЕНОК МЕТАЛЛОСОДЕРЖАЩЕГО ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИСКУССТВЕННЫХ НЕЙРОННЫХ СЕТЕЙ

Бедная Т.А. ¹, Семенистая Т.В. ²

¹ Таганрогский Государственный Педагогический Институт им.А.П.Чехова, Таганрог

² Таганрогский Технологический Институт Южного Федерального Университета, Таганрог
bednayat@mail.ru

Моделирование связи между структурой и свойствами органических соединений позволяет найти закономерности, которые, минуя эксперимент, могут быть использованы для прогнозирования свойств соединений непосредственно по их структуре и для планирования целенаправленного поиска соединений с заданными свойствами. Полиакрилонитрил (ПАН) – органический полимер, электрофизические свойства которого меняются в широком диапазоне (от 10^{11} Ом до 10^6 Ом) вследствие термообработки благодаря структурному превращению полимерной цепи [1]. Варьирование температурно-временных режимов технологии изготовления пленок на основе ПАН и введение модифицирующих добавок в виде солей переходных металлов в полимерную матрицу позволяет получать материалы, способные детектировать присутствие различных газов в атмосфере.

В последние годы активно используются методы искусственного интеллекта и в частности нейросетевые алгоритмы с целью прогнозирования свойств соединений. Актуальность исследований в этом направлении подтверждается различными эффективными применениями нейронных сетей [2].

Для анализа экспериментальных данных применен метод построения нейросетевой модели в виде двухслойного персептрона (рис.1). Обучение нейронной сети проводили с использованием алгоритма обратного распространения.

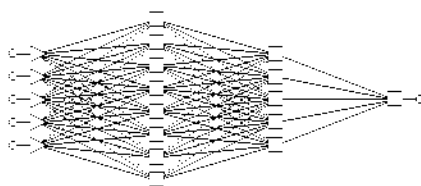


Рис. 1. Двухслойный персептрон нейронной сети

Установлен оптимальный набор технологических параметров для формирования пленок Ag-содержащего ПАН с наилучшими значениями коэффициента газочувствительности по отношению к NO_2 : $\omega(\text{Ag})=0,05$ масс.%, $T_{\text{сушки}}=160$ °С, $t_{\text{сушки}}=30$ мин, $T_{\text{ИК-отжига 1 этап}}=200$ °С, $t_{\text{ИК-отжига 1 этап}}=2$ мин, $T_{\text{ИК-отжига 2 этап}}=350$ °С, $t_{\text{ИК-отжига 2 этап}}=28$ мин.

Литература

1. Получение чувствительных элементов сенсоров газов на основе пленок полиакрилонитрила и серебросодержащего полиакрилонитрила и определение их характеристик / Пин Лу, Ю.А. Горбатенко, Т.В. Семенистая [и др.] // Нано- и микросистемная техника. 2011. № 9. С. 5 – 12.

2. Баскин И.И., Палюлин В.А., Зефиоров Н.С. Вычислительные нейронные сети как альтернатива линейному регрессионному анализу при изучении количественных соотношений «структура-свойство» на примере физико-химических свойств углеводов. // Докл. РАН. – 1993. Т. 332. № 6. С. 713 – 716.

ПЛАСТИЧНОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА ЭКСТРУДИРОВАННЫХ СПЛАВОВ ОЛОВО-ВИСМУТ ЭВТЕКТИЧЕСКОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ

Белянушкин А.В., Никашкин А.И., Сигачев А.Ф., Тихонова Н.П.

Мордовский государственный университет, Саранск

belav@mail.ru

Изучение закономерностей в поведении металлов и сплавов при пластическом деформировании имеет прежде всего большой практический интерес, так как в основном металлические полуфабрикаты изготавливаются путем штамповки, прокатки или волочения. Такие методы особенно часто применяются при обработке цветных металлов и сплавов вследствие того, что они проявляют большую способность к пластическому формоизменению, чем черные металлы и их сплавы. С этих позиций особенно перспективно свойство металлов и сплавов, получившее название сверхпластичности(СП).

В данной работе приводятся результаты исследования пластичности, микроструктуры, плотности в различных температурно-скоростных условиях одноосного деформирования, а также данные по измерению энергии активации процессов рекристаллизации и энергии активации релаксации напряжений при сверхпластической деформации экструдированного сплава эвтектической концентрации (Sn-57 вес.%Bi) системы олово-висмут, показывающего весьма высокие показатели пластичности (свыше 1500%).

Выявлено, что помимо мелкозернистости, данный сплав обладает хорошо развитой металлографической текстурой. Структура исследуемого сплава относится ко II-му типу, где оловянная фаза является матричной, а вторая более дисперсная и прочная – висмутовая, что при активном зернограничном скольжении ведет к интенсивному образованию пор по границам зерен. СП деформация сплава в оптимальном температурно-скоростном режиме снижает плотность вещества. Отход от оптимального режима СП деформации влечет за собой как сдвиг в сторону меньших температур и уменьшение максимума величины показателя пластичности, так и аналогичное поведение относительного изменения плотности, что подтверждается хорошей корреляцией кривых температурных зависимостей показателя пластичности и относительного изменения плотности.

Микроструктура экструдированной эвтектики системы олово-висмут с характерной мелкодисперсностью компонентов, обуславливающая весьма развитые границы, что по мнению многих авторов[1-3], является одним из наиболее важных и необходимых условий для возникновения явления СП у сплавов двойных эвтектических систем. Это положение подтверждается и энергетическими расчетами.

Сравнительная оценка вклада энергии активации процессов рекристаллизации в энергию активации СП деформации указывает на существенную роль подвижности границ зерен в сверхпластической деформации и их нестабильность, что свидетельствует о ведущей роли зернограничного скольжения в явлении СП.

Литература

1. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М., Металлургия, 1984, 264с. с ил.
2. Пресняков А.А., Аубакирова Р.К. Сверхпластичность металлических материалов. Алма-Ата, Наука, 1982, 232с. с ил.
3. Жилыев А.П., Пшеничнюк А.И. Сверхпластичность и границы зерен в ультрамелкозернистых материалах. - М.: Физматлит, 2008. - 320с.

РЕЛАКСАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В СПЛАВАХ КАДМИЙ-СВИНЕЦ

Белянушкин А.В., Никашкин А.И., Тихонова Н.П.

Мордовский государственный университет, Саранск
belav@mail.ru

Система кадмий-свинец относится к разряду систем, в которых наблюдается явление сверхпластичности у сплавов некоторых определенных концентраций. Считается, что в этих случаях проявляется структурная сверхпластичность (СП), связанная с мелкозернистостью исходных образцов. Между тем, микроструктурные исследования показывают, что одной мелкозернистостью явление объяснить не представляется возможным. Не менее существенным является соотношение входящих в сплав компонентов и задача должна решаться на атомном уровне.

Исследования релаксации напряжений дают возможность количественного определения таких важных физических характеристик, как активационный объем и энергия активации релаксации напряжений, сравнение которых с уже известными физическими свойствами, позволяет установить причастность их к процессу сверхпластической деформации.

Исследовались прокатанные (на 80%) сплавы доэквиатомных составов в интервале температур от 20 до 100 °С. После обработки исходных релаксационных кривых, у которых с повышением температуры испытания скорость релаксации увеличивается, а глубина уменьшается при одновременном снижении напряжения для всех составов, у полученных кривых концентрационной зависимости активационного объема выявлен максимум, приходящийся на область состава Cd₂Pb.

На кривой концентрационной зависимости энергии активации релаксации напряжений обнаружен минимум энергии на сплаве по составу совпадающем с вышеназванным, т.е. Cd₂Pb.

Экстремальные значения активационного объема и энергии активации приходятся на интервал концентраций, где проявляется эффект сверхпластичности, который по мнению К.А.Осипова [1] возникает вследствие «особого, термодинамически близкого к замороженному жидкоподобного или аморфизированного состояния межзеренной прослойки».

Исходя из важности той роли, которая отводится границам зерен в эффекте СП, вероятно, их можно рассматривать в качестве самостоятельной фазы. Показано [2], что в принципе границы зерен могут существовать более чем в одном фазовом состоянии и что в них возможны такие же, как и в объеме фазовые превращения, проявляющиеся в скачкообразном изменении структуры, прочности, химических и кинетических свойствах. С фазовыми переходами связывается и обратимое изменение энергии границ зерен [3,4] (эксперименты были проведены и на свинце).

Литература

1. Осипов К.А. Новые идеи и факты в металловедении. М.: Наука, 1986. 186с.
2. Харт Э. Фазовые переходы на границах зерен // Атомная структура межзеренных границ: Пер.с англ. М.: Мир, 1978. С.243.
3. Gleiter H. Observation suggesting a transformation in the structure of high grain in lead // Z.Metallkunde.1970. В.61. Н.4. S.282.
4. Aust K.T. Grain boundary studies and their technological significance // Can. Met. Quart. V.8. P.173.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИНАМИКИ РЕШЕТКИ СУПЕРИОННЫХ ПРОВОДНИКОВ Cu_2Se И Cu_2Te

Биккулова Н.Н.¹, Степанов Ю.М.¹, Лощев А.А.¹, Аносов Е.А.¹, Султангареева З.С.¹,
Давлетшина А.Д.²

¹Стерлитамакская государственная педагогическая академия, Стерлитамак

²Башкирский государственный университет, Уфа

В работе представлены результаты исследования динамики решетки суперионных проводников Cu_2Se и Cu_2Te с помощью метода неупругого рассеяния нейтронов и квантово-химические расчеты из первых принципов кривых дисперсии фононов. Проведено сравнение полученных экспериментальных спектров с теоретическими расчетами для данных соединений.

Интерес к исследованию динамики кристаллической решетки в суперионных проводниках обусловлен ее тесной взаимосвязью с явлением суперионной проводимости. Эксперименты по неупругому рассеянию медленных нейтронов на образцах Cu_2Se и Cu_2Te проводились на двойном времяпролетном спектрометре прямой геометрии ДИН-2ПИ, который расположен на одном из нейтронных пучков импульсного быстрого реактора ИБР-2 в Лаборатории Нейтронной Физики им. И.М. Франка ОИЯИ, (г. Дубна).

В спектрах частот неупругого рассеяния нейтронов Cu_2Se низкочастотные моды наблюдаются в виде отдельного максимума при $\epsilon \sim 3,5$ мэВ. В спектре Cu_2Te этот максимум наблюдается при $\epsilon \sim 4-4,5$ мэВ.

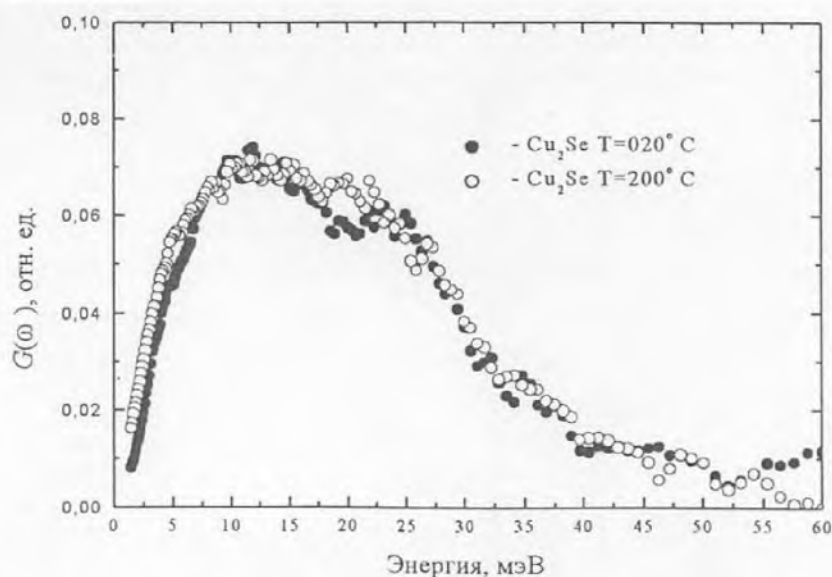


Рис. 1. Плотность фононных состояний Cu_2Se в низкотемпературной ($T = 20^\circ\text{C}$) и высокотемпературной ($T = 200^\circ\text{C}$) фазах. Спектры $G(\omega)$ нормированы на единицу по площади в интервале энергий 0 – 30 мэВ.

Плотность фононных состояний в Cu_{2-x}Se при α - β переходе меняется незначительно. Низкочастотная часть спектра, которую можно связать с колебаниями в подвижной подсистеме катионов меди в основном сохраняет свой вид. Наблюдаются некоторые изменения в высокочастотной части спектра – 20-30 мэВ.

РАСЧЕТ КОНСТАНТ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ХАЛЬКОГЕНИДОВ МЕДИ И СЕРЕБРА НА ОСНОВЕ КВАЗИОДНОМЕРНОЙ ДВУХАТОМНОЙ МОДЕЛИ

А.Н. Миколайчук, Н.Н. Биккулова, Ю.М. Степанов, Л.В. Биккулова

*Стерлитамакская государственная педагогическая академия им. Зайнаб Бишиевой,
Стерлитамак, Россия
bickulova@mail.ru*

Предложена модель для расчета констант взаимодействия между ионами решетки в кристаллических соединениях халькогенидов меди и серебра, представляющая собой линейную двухатомную цепочку ионов, один из которых – ион халькогена – имеет деформированную электронную оболочку. Получены численные оценки констант взаимодействия и показано, что для соединений, проявляющих суперионные свойства, даже в несуперионном состоянии характерны малые по сравнению с другими соединениями значения этих констант. Данная тенденция проявляется как для констант взаимодействия иона халькогена со своей электронной оболочкой, так и ионов халькогена и металла между собой.

Целью настоящей работы являлось получение динамических уравнений и расчет констант взаимодействия ионов в кристаллах супериоников со структурой Me_2Ch (халькогенидов меди и серебра) на основе модифицированной двухатомной модели.

В настоящее время суперионные проводники находят все более широкое применение при создании новых перспективных материалов для технических устройств, источников энергии, различного рода датчиков. В связи с этим актуальным является исследование механизмов суперионной проводимости. Предлагаются модели ионной и суперионной проводимости сложных структурных типов суперионных проводников.

Для описания кристаллического суперионного состояния удобно воспользоваться моделью двухатомной цепочки. Такие модели успешно применяются, например, в физике полимеров, для расчета параметров возбуждений в нелинейных модулированных оптических средах, в магнетиках с двумя подрешетками и др. Эти модели подробно исследованы как аналитически, так и численно и представляют собой цепочки чередующихся атомов с разными массами, учитываются кубические и/или квадратичные взаимодействия между ближайшими и вторыми соседями, различные виды ангармоничных межчастичных взаимодействий.

Предложенная простая модель позволяет установить взаимосвязь возникновения суперионной проводимости с физическими свойствами ионов, входящих в кристаллическую решетку, что является важным для понимания природы суперионной проводимости. Это тем более полезно, т. к. несмотря на все возрастающее количество данных, свидетельствующих о наличии суперионного состояния в большом классе соединений, до сих пор отсутствует более или менее последовательная микроскопическая теория механизма ионного переноса в суперионных проводниках и не выявлены главные факторы, способствующие формированию такого состояния. Кроме того, известно, что более простой, классический, подход при учете дискретности решетки также нередко позволяет получить результаты, отражающие существенные особенности упругих колебаний и волн в кристаллах. Модель может быть очевидным образом обобщена для супериоников со структурой Me_xCh_y .

ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НАНОВОЛОКОН СПЛАВА CuAu СВЕРХСТРУКТУРЫ L1₀ В НАПРАВЛЕНИЯХ <100> И <001>

Бовкуш С.В.¹, Краснокутский А.В.¹, Яшин А.В.², Старостенков М.Д.²

¹Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк

²Алтайский государственный технический университет им. И. И. Ползунова г. Барнаул
Hatory@mail.ru

Методом молекулярной динамики проведено компьютерное моделирование одноосной деформации нановолокон сплава CuAu сверхструктуры L1₀. Для расчета межатомного взаимодействия использовались парные потенциалы Морза [1,2]. Размер расчетного блока составлял 10368 атомов. Для учета эффектов энергетического обмена моделируемой системы с внешней средой используется специальный алгоритм пересчета скоростей - термостат Берендсена [3]. Суммарная скорость движения захватов составляла 20 м/с, что соответствовало скорости деформации $3,11 \times 10^9 \text{ с}^{-1}$.

Деформация производилась по направлению <001>, что соответствует направлению деформации перпендикулярному смешанным слоям и по направлению <100>, что соответствует направлению деформации перпендикулярному моноатомным слоям.

В ходе эксперимента обнаружены 4 стадии деформации: упругая, пластическая, образование шейки, разрыв.

Наблюдалась анизотропия деформации по направлениям, выявленная в характере структурных превращений и численных показателях напряжения и запасенной энергии. Напряжение на "зажимах" в случае направления <001> достигало более высоких значений по сравнению с направлением <100>. При деформации в направлении <100> наблюдается быстрое появление АФГ. Величина максимальной запасенной энергии из расчета на один атом оказалась более высокой при деформации в направлении <001>.

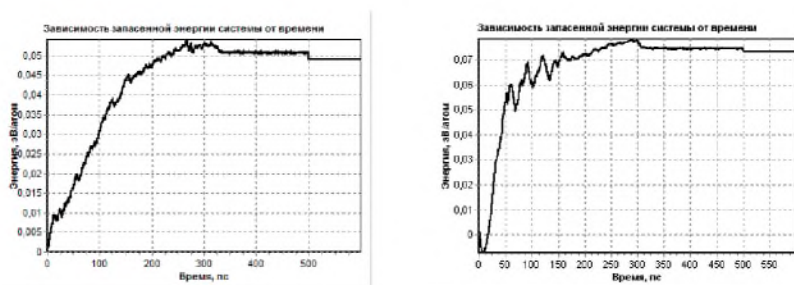


Рис. 1. Графики зависимости запасенной энергии от времени при различных направлениях деформации (<100>-слева, <001>-справа)

Работа выполнена при поддержке грантами РФФИ за 2012 год: 12-08-98046-р_Сибирь_a, 12-02-98000-р_Сибирь_a, 12-08-06055-г, 12-01-06067-г, 12-08-90911-мол_СНГ_нр.

Литература

1. Ракитин Р.Ю. Исследование механизмов диффузии по границам зерен в ГЦК металлах. Автореферат диссертации на соискание ученой степени к.ф.-м. н. - Барнаул, 2006. - 23 с.
2. Полетаев Г.М. Атомные механизмы структурно-энергетических превращений в объеме кристаллов и вблизи границ зерен наклоне в ГЦК металлах. Автореферат диссертации на соискание ученой степени д. ф.-м. н. - Барнаул, 2008. - 38 с.
3. Berendsen H.J.C., et al. Molecular-dynamics with coupling to an external bath//J. Chem. Phys. - 1984. – V. 81, № 8, P. 3684-3690.

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ НА СДВИГ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА β -NiAl

Букреева К.А., Искандаров А.М., Дмитриев С.В., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
karina-buk@yandex.ru

Теоретическая прочность это верхний предел прочности материала, но, как правило, металлы начинают пластически деформироваться или разрушаться при напряжениях на несколько порядков ниже теоретической прочности, что объясняется наличием в них кристаллических дефектов (границ зерен, дислокаций и т.д.). Однако эксперименты на нитевидных кристаллах, нановолокнах, нанопроволоках и др. показали, что их прочность при растяжении близка к теоретической. Это связано с тем, что в нанобъектах размножение дислокаций в объеме по механизму Франка-Рида затруднено, что приводит к зарождению дислокаций на поверхности нанобъектов, для чего необходимо большее напряжение.

Одним из наиболее используемых методов изучения теоретической прочности является моделирование методом первопринципных расчетов [1], но так же применяется компьютерное моделирование методом молекулярной динамики [2]. Численные оценки теоретической прочности на сдвиг в направлении легкого скольжения металлов и керамик составляют величину в несколько ГПа. Как правило, объектами исследования являются чистые металлы, а работ по изучению сплавов, особенно упорядоченных, практически нет. Поэтому наша работа посвящена исследованию влияния температуры на теоретическую прочность на сдвиг интерметаллидного сплава β -NiAl.

Температурная зависимость теоретической прочности изучалась методом молекулярной динамики. Атомная структура ОЦК сплава β -NiAl с симметрией B2 была ориентирована так, что ось сдвига Ox совпадала с кристаллографическим направлением $[001]$, а ось Oy - с направлением $[110]$, т.е. сдвиг осуществлялся в направлении легкого скольжения. В результате проведенных исследований было обнаружено, что теоретическая прочность на сдвиг убывает с ростом температуры, так же как и критическая деформация интерметаллидного сплава β -NiAl. Такое снижение прочности связано с термоактивированным зарождением дефектов.

Литература

1. Ogata S., Li J., Hirotsuki N. et al. Ideal shear strain of metals and ceramics // Phys. Rev. B. 2004. Vol. 70. P. 104104-1-104104-7.
2. Iskandarov A. M., Dmitriev S. V., Umeno Y. Temperature effect on ideal shear strength of Al and Cu // Phys. Rev. B. 2011. Vol. 84. P. 224118-1-224118-7.

АНТИФРИКЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ОЛОВА И МЕДИ ДЛЯ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

Валеев И.Ш., Валеева А.Х., Фазлыяхметов Р.Ф.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук
г. Уфа, Россия
valeevs@mail.ru

Формирование в баббите мелкозернистой структуры различными методами деформационно-термической обработки перспективно для повышения эксплуатационных свойств подшипников скольжения [1]. Однако конструктивное исполнение подшипников скольжения некоторых агрегатов требует формирования антифрикционного покрытия, толщина которого не позволяет получать его традиционными способами. В данном случае перспективным представляется электрохимическое осаждение, имеющее ряд преимуществ по сравнению с другими методами получения покрытий [2].

В данной работе получены различные электроосажденные покрытия и исследована их износостойкость в сравнении с промышленным сплавом Б83.

В качестве подложки для нанесения покрытий использовали бронзу марки БрОС8-12 и медь марки М1.

Анализ химического состава полученных покрытий проводили с помощью микроанализатора «INCA X-ray microanalysis system», установленного на растровом электронном микроскопе «JEOL JSM 840A».

Испытания на износ проводили на машине трения СМЦ-2 по схеме «диск-колодка» при смазывании диска компрессорным маслом КС-19. Износ определяли взвешиванием образцов. Путь трения до точки взвешивания составлял $L_1 = 31,4$ м. Полный путь трения составлял $L = 1000$ м. Значения износа (G) на полном пути трения приведены в таблице.

По результатам проведенных исследований показано, что большая часть полученных покрытий по показателю износа не уступают традиционно используемому промышленному сплаву Б83 и может быть рекомендована для применения в технологии изготовления и ремонта подшипников скольжения.

№ п/п	Химический состав покрытия	Материал подложки	Износ G, мг
1	Sn-2%Sb-1%Cu	Бронза БрОС8-12	0,0007
2	Sn-23% Cu-2%Sb	Медь М1	0,002
3	Cu-22%Sn-12%Sb	Бронза БрОС8-12	0,0032
4	Cu-11%Sn-10%Sb	Медь М1	0,0002
5	Sn-4%Cu	Медь М1	0,0007
6	Промышленный сплав Б83 в литом состоянии		0,0045

Литература

1. Садыков Ф.А., Барыкин Н.П., Валеев И.Ш. Влияние структурного состояния на механические свойства баббита Б83 / Физика и химия обработки материалов, 2001. - №2. - С. 86-90.

2. Н.А. Дубинский. Исследование износостойкости композиционных покрытий, полученных электрохимическим способом/ Трение и износ, 2006. – Т.27, №1. – С.78-82.

ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti

Валитова Э.В.¹, Лутфуллин Р.Я.², Валитов В.А.²

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

Elvinochka07@mail.ru.

Российский жаропрочный никелевый сплав Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti широко применяется для изготовления различных деталей жидкостных ракетных двигателей. Исследуемый сплав Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti так же, как и другие сплавы на никелевой основе, является труднодеформируемым, поскольку в исходном крупнозернистом состоянии имеет низкую технологическую пластичность. Одним из наиболее перспективных путей повышения технологической пластичности жаропрочных никелевых сплавов является перевод их в сверхпластичное состояние. Как известно, это может быть достигнуто за счет формирования в полуфабрикатах из этих материалов ультрамелкозернистой (УМЗ) и нанокристаллической (НК) структур. Однако, в литературе практически отсутствуют сведения о режимах получения таких структурных состояний и их влиянии на сверхпластическое поведение сплава ЭК61, хотя эти данные имеют важное научное и практическое значение. В данной работе было исследовано влияние условий интенсивной пластической деформации (ИПД) на микроструктуру сплава Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti, упрочняемого неизоморфными выделениями интерметаллидной фазы Ni₃Nb. Дополнительно было изучено влияние последующей термической деформационной обработок на микроструктурные изменения и свойства сформированы при ИПД НК и УМЗ состояний. В работе были использованы два метода ИПД: деформация при 20°С на наковальнях Бриджмена и всесторонняя изотермическая ковка со снижением температуры обработки в интервале гомологических температур 0,75-0,67 Тпл.

Сплав Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti, в исходном состоянии представляет собой крупнозернистую структуру со средним размером зерен γ -фазы 62 ± 2 мкм. Электронно-микроскопическим, оптическим анализом, а также методом растровой электронной микроскопии установлено следующее:

1. НК структура, полученная методом ИПД на наковальнях Бриджмена, представляет собой фрагментированную структуру. Средний размер разноразориентированных фрагментов не превышает 100 нм.

2. Исследования микроструктурных изменений НК сплава после отжига при температуре 800°С в течение 1 часа показали, что в сплаве возникает множество двойников отжига и имеет место разноточность в пределах от 0,1 до 1,2 мкм. Объемная доля δ -фазы составила $28 \pm 3\%$.

3. Анализ УМЗ структуры, полученной методом всесторонней изотермическойковки, показал, что в сплаве Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti после выполненной обработки формируется УМЗ структура однородная по всему объему, в которой наряду зернами (фрагментами) γ -фазы присутствуют глобулярные, эллипсообразной формы фрагменты δ -фазы. Средний размер зерен γ -фазы составил $0,84 \pm 0,03$ мкм. Объемная доля δ -фазы составила $29 \pm 2\%$.

4. В результате изучения микроструктурных изменений после деформации (800°С, $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{с}^{-1}$) сплава Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti с исходной УМЗ структурой установлено, что после деформации при 800°С на степень 25% фактически сохраняется УМЗ структура, полученная в результате всесторонней изотермическойковки. Средний размер зерен γ -фазы составил $0,85 \pm 0,03$ мкм. Объемная доля δ -фазы составила $34 \pm 3\%$. Следует отметить, что изменение среднего размера зерна по сравнению с кованым состоянием не наблюдается.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ХИРАЛЬНЫХ СТРУКТУР МИКРОПОЛЯРНОГО ТИПА

Васильев А.А.¹, Дмитриев С.В.²

¹Тверской государственный университет, Тверь

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
alvasiliev@yandex.ru

В настоящее время нарастающий интерес привлекает разработка теории метаматериалов, то есть материалов, которые в силу своих структурных особенностей проявляют не характерные для природных материалов необычные свойства или, более того, обладают свойствами, отсутствующими у природных материалов. В механике примером такого необычного свойства является ауксетичность. Например, в [1] авторы отмечали, что “фактически коэффициент Пуассона меняется только в пределах от 0 до 1/2. В настоящее время неизвестны тела, у которых коэффициент Пуассона меньше нуля, т.е. которые бы утолщались при продольном растяжении” (стр. 26), а в [2] о таком материале говорится как о гипотетическом (стр. 117), в определении коэффициента Пуассона в качестве реакции на удлинение говорится о сокращении в поперечном направлении (стр. 113).

Разработка структурных и математических моделей метаматериалов, эффективных алгоритмов многомасштабного моделирования таких структур, программного обеспечения, изучение их особых свойств, поведения изделий из них представляется актуальной задачей.

Рассматриваются материалы на основе решеток Коссера с частицами конечного размера и сложными связями (рис. 1), с балочной микроструктурой особого типа (рис. 2). В [3, 4] отмечалось, что вращательные степени свободы или особенности соединений позволяют формировать материалы с ауксетическими свойствами, а также хиральные структуры.

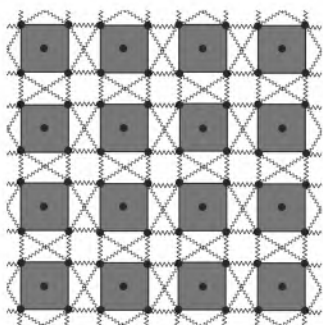


Рис. 1. Материал с частицами конечного размера

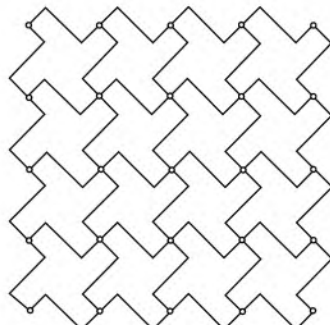


Рис. 2. Материал с микроструктурой балочного

Построены структурно-феноменологические модели аппроксимирующих сред Коссера. На основе функционалов формулируются численные модели, в том числе конечно-элементного типа. Решаются задачи и исследуются свойства несимметрии реакций материалов, особенности их реакции на одиночные и множественные включения, отверстия, дефекты при деформациях. Такие задачи

представляют интерес, поскольку рассматривается потенциал применения структур с отмеченными свойствами в сенсорных устройствах, захватывающих частицы фильтрах, защищающих от осколков шторах, др.

Работа частично выполнена в рамках опытно-конструкторских работ по гос. контракту № 07.524.11.4019, поддержана грантами РФФИ 11-08-97057-П_Поволжье, 10-08-90012-Бел.

Литература

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теория упругости. М.: Наука, 1987, 246 с.
2. Лурье А.И. Теория упругости. М.: Наука, 1970, 939 с.
3. Васильев А.А., Дмитриев С.В., Павлов И.С. Структурное и континуальное моделирование материалов с учетом конечности размера частиц // Перспективные материалы, 2011(12), 87.
4. Vasiliev A.A., Dmitriev S.V., Ishibashi Y., Shigenari T. Elastic properties of a two-dimensional model of crystals containing particles with rotational degrees of freedom // Physical Review B 2002, 65, 094101.

КЛАСТЕРНАЯ МОДЕЛЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ $Fe_{86}Mn_{13}C$

Квеглис Л.И.¹, Джес А.В.¹, Волочаев М.Н.²

¹Сибирский федеральный университет, г. Красноярск

²Сибирский государственный аэрокосмический университет им. М.Ф. Решетнева,
г. Красноярск
volochaev91@mail.ru

В работе исследовали тонкие пленки сплава $Fe_{86}Mn_{13}C$, обладающего неоднородной кристаллической и магнитной структурой. В сплаве сосуществуют аустенит, имеющий антиферромагнитную структуру, и мартенсит деформации, обладающий ферромагнитным порядком. Мартенсит деформации возникал в пленках под воздействием криомеханической обработки. На рис. 1, *a* представлено электронно-микроскопическое изображение высокого разрешения пленки $Fe_{86}Mn_{13}C$. Хорошо видна когерентная связь соседних кластеров. Каждая атомная плоскость одного кластера переходит в атомную плоскость другого кластера. Таким образом, отдельные кластеры соединяются в кластерные агрегаты и формируют пленку в целом.

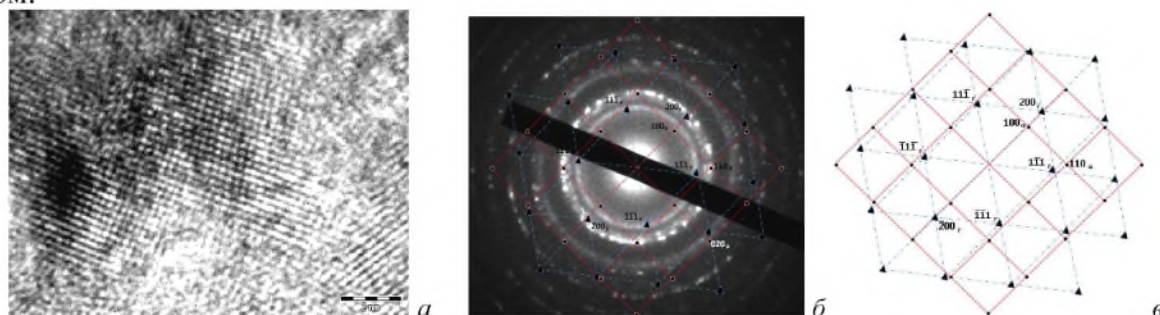


Рис. 1. Изображение (*a*), дифракционная картина (*б*) и схема ее расшифровки (*в*)

Расшифровка дифракционной картины (рис.1 *б*, *в*) показала наличие когерентно связанных кластеров аустенита, имеющего ГЦК решетку, и мартенсита деформации, имеющего ОЦК решетку, параметр которой удвоен по отношению к решетке α -железа. На рис. 2 приведена трехмерная модель образования мартенсита деформации, построенная на основе расшифровки дифракционной картины (рис. 1, *в*). На рис. 2, *a* представлен ромбический икосаэдр, составленный из 6 модулей ОЦК решетки, один из которых может быть совмещен с ребром октаэдра ГЦК решетки (рис. 2, *б*), как это показано на рис. 2, *в*. Стрелками показаны возможные переключения химических связей при образовании мартенсита деформации. Такое переключение инициировано механическим воздействием, которое реализуется за счет различия коэффициентов теплового расширения пленки и подложки.

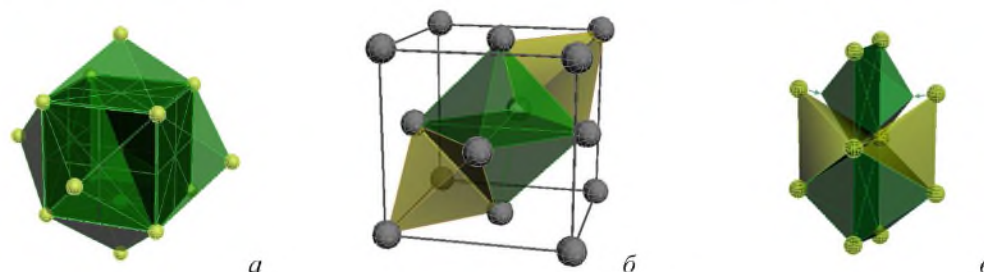


Рис. 2. Компьютерные модели трехмерных кластеров, сделанные в среде 3ds Max. *a*) для ОЦК- мартенсита; *б*) модуль ГЦК решетки; *в*) схема перехода между ГЦК и ОЦК кластерами, стрелками показана замена позиций атомами ГЦК \leftrightarrow ОЦК

Авторы благодарят лабораторию ИРГЕТАС за помощь в работе.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОГО БОРОМ ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8 ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Гайсин Р. А., Имаев В. М., Имаев Р. М., Гайсина Э. Р.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа, Россия
ramilgaisin@gmail.com*

Известно, что легирование титановых сплавов небольшими добавками бора (~0.1 вес.%) ведет к образованию частиц моноборида титана (TiB), которые способствуют измельчению размера β -зерен в ходе затвердевания и охлаждения слитка сплава. Благодаря этому, а также высокой прочности и жесткости самих боридов модифицированные бором титановые сплавы демонстрируют повышенные значения прочности, модуля упругости, усталостных свойств, износостойкости и технологической пластичности в литом состоянии. Между тем в отношении деформируемых титановых сплавов, легированных бором, практически неисследованным является влияние горячей деформации на микроструктуру и механические свойства. В частности, представляет интерес вопрос влияния боридов на эффективность деформационной обработки двухфазных титановых сплавов в целом.

В настоящей работе исследовались сплавы VT8, VT8-0.2B и VT8-0.4B (в вес. %). Слитки сплавов весом около 100 грамм получали методом аргоно-дуговой плавки на лабораторной установке; бор вводили в виде аморфного порошка. Микроструктурные исследования, выполненные с помощью сканирующей электронной микроскопии, показали, что бориды имеют преимущественно вытянутую форму и располагаются в основном по границам β -зерен, обеспечивая существенное измельчение размера β -зерен исходной литой структуры. Специальный нагрев выше температуры полиморфного превращения (T_{β}) с последующим медленным печным охлаждением показал, что бориды эффективно сдерживают рост β -зерен. Это указывает на эффективность использования добавок бора и в случае объемных слитков титановых сплавов.

Испытания на сжатие, выполненные в интервале температур 700-1000°C, показали, что прочностные свойства сплавов VT8-0.2B и VT8-0.4B превышают прочностные свойства сплава VT8 на $\approx 10-20\%$. При этом в боросодержащих сплавах формируется более равноосная микроструктура, чем в сплаве VT8. Эксперименты по всесторонней изотермической ковке, выполненные для сплавов VT8 и VT8-0.4B в интервале температур 650-700°C ($\epsilon=4$), обнаружили, что объем рекристаллизованных зерен в сплаве VT8-0.4B оказывается всегда выше, чем в VT8 при идентичных условиях деформации. Это свидетельствует о положительном влиянии боридов на кинетику развития динамической рекристаллизации. Установлено, что бориды в ходе деформации эффективно дробятся. Деформированные заготовки сплавов VT8 и VT8-0.4B подвергали стандартной термической обработке: отжигу при температуре β -фазовой области ($T=1030^{\circ}\text{C}$, $\tau=0.5$ ч.) с последующим охлаждением на воздухе и отжигом при $T=730^{\circ}\text{C}$ ($\tau=2$ ч.). Обнаружено, что в отличие от VT8 в сплаве VT8-0.4B отжиг не ведет к быстрому росту β -зерен и удается получить структуру с малым размером колоний ($d=10-40$ мкм) и малым межпластинчатым расстоянием. Испытания на растяжение образцов сплавов послековки и термической обработки показали, что прочностные и пластические свойства сплава, модифицированного бором, существенно выше свойств сплава VT8. Сверхпластические свойства обоих сплавов после деформационной обработки оказались сравнимы.

Представленные результаты позволяют говорить об эффективности модифицирования бором деформируемых двухфазных титановых сплавов. Дальнейшие исследования механических свойств необходимы для прояснения влияния бора на усталостные свойства и характеристики вязкости этих сплавов.

ПОЛУЧЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МАХ-ФАЗЫ Ti_2AlC МЕТОДОМ СВС-ПРЕССОВАНИЯ

Галышев С.Н.¹, Зарипов Н.Г.¹, Столин А.М.², Бажин² П.М., Попов В.А.³

¹ Уфимский государственный Авиационный университет, Уфа

² Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Черноголовка

³ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт сверхпластичности металлов РАН, Уфа

galyshev@gmail.com

Тройные химические соединения типа $M_{n+1}AX_n$, где M — переходный металл; A — элемент A -подгруппы таблицы Менделеева; X — углерод или азот, принято называть МАХ-фазами [1 – 3]. Эти соединения обладают весьма специфическими свойствами [1 – 3]. Сопротивление МАХ-фаз циклическим нагрузкам при температурах выше 1000°C не уступает, а зачастую превосходит сопротивление циклическим нагрузкам большинства известных жаропрочных и жаростойких материалов, в том числе никелевых сплавов и интерметаллидов. В совокупности с низким удельным весом эти свойства МАХ-фаз свидетельствуют об их высокой перспективности для авиадвигателестроения.

Основной метод получения таких химических соединений — метод порошковой металлургии [4], требует больших затрат энергии и времени, большого числа технологических операций: прессования, отжига пластификатора, вакуумного спекания или горячего прессования. Альтернативой порошковой металлургии является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [5], который позволяет значительно снизить энергозатраты и упростить процесс получения различных соединений.

В [3] была показана возможность использования процесса СВС для получения материалов на основе МАХ-фаз системы $Ti - Al - C$. В данной работе проведено экспериментальное изучение фазового состава и микроструктуры металлокерамического материала системы $Ti - Al - C$ методом СВС-прессования. Сущность этого метода заключается в уплотнении и формовании материала в закрытой пресс-форме под действием постоянного давления.

Получены образцы материалов на основе МАХ-фаз системы $Ti - Al - C$. Исследована микроструктура и изучен фазовый состав образцов.

Литература

1. *Tzenov N.V., Barsoum M.W.* Synthesis and characterization of Ti_3AlC_2 . *J. Am. Ceram. Soc.*, 2000, v. 83, p. 825 – 832.
2. *Zhou A.G., Wang C.A., Huang Y.* A possible mechanism on synthesis of Ti_3AlC_2 . *Mater. Sci. Eng., A Struct. Mater.: Prop. Microstruct. Process*, 2003, v. 352, p. 333 – 339.
3. *Hendaoui A., Andasmas M., Amara A., Benaldjia A., Langlois P., Vrel D.* SHS of High-Purity MAX Compounds in the $Ti - Al - C$ System. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*, 2008, v. 17, no. 2, p. 129 – 135.
4. Керамические материалы. Под ред. Г.Н. Масленниковой. М.: Стройиздат, 1991, 320 с.
5. *Мержанов А.Г.* Процессы горения и синтез материалов. Под ред. В.Т. Телепы, А.В. Хачояна. Черноголовка: ИСМА, 1998, 512 с.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ТИПА МИКРОДУПЛЕКС В ПОРОШКОВОМ НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ЭП741НП

Ганеев А. А. ¹, Валитов В. А. ²

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

oldinaid@mail.ru, valitov_va@imsp.ru

Порошковый жаропрочный никелевый сплав ЭП741НП около 30 лет используется для производства дисков и валов газотурбинных двигателей, работающих при температуре 400-750 °С. Порошковые жаропрочные сплавы являются труднодеформируемыми. Размер зерен, образованных при спекании порошинок, не позволяет деформировать материал в режиме сверхпластичности. Как известно [1], для реализации эффекта сверхпластичности в жаропрочных никелевых сплавах необходимо формирование в них ультрамелкозернистой структуры типа микродуплекс. Для получения в никелевых сплавах микродуплексной структуры применяют деформационно-термическую обработку, при которой исходная крупнозернистая структура преобразуется в ультрамелкозернистую [2].

В исходном состоянии сплав ЭП741НП имеет преимущественно крупнозернистую структуру, образовавшуюся благодаря спеканию порошинок. Наибольшее количество зерен имеют размеры от 30 до 80 мкм. В теле зерен равномерно распределена когерентная γ' -фаза. Наблюдаются также выделения γ' -фазы по границам зерен. Для снижения сопротивления деформации и увеличения пластичности был проведен гетерогенизирующий отжиг (ГО).

Цилиндрические образцы из сплава ЭП741НП диаметром 8 мм и высотой 12 мм, были подвергнуты предварительному ГО. Деформацию образцов на степени 50 и 70% проводили в изотермических условиях по схеме одноосного сжатия при температуре 1125°С с начальной скоростью деформации 10^{-3}с^{-1} на испытательной машине Shenck Trebel типа RMS100.

На основе анализа микроструктуры сплава ЭП741НП, выполненного в зоне интенсивного течения деформированных образцов установлено следующее:

1) после деформации на 50 и 70% при 1125 °С формируется частично рекристаллизованная структура дуплексного типа. Увеличение степени деформации с 50% до 70% приводит к увеличению доли рекристаллизованного объема с 35% до 55%. При этом средний размер рекристаллизованного зерна γ -фазы при указанных степенях деформации составляет $1,2\pm 0,1$ мкм. Объемная доля γ' -фазы в микродуплексной структуре составляет 25%.

2) последеформационный отжиг при 1100 °С приводит к увеличению доли рекристаллизованного объема до 55 % и 70 % для образцов, деформированных на $\epsilon = 50\%$ и $\epsilon = 70\%$ соответственно. При этом также наблюдается существенное (в 3 раза) увеличение среднего размера рекристаллизованного зерна по сравнению с неотожженной структурой. Рекристаллизованная структура представляет собой структуру типа микродуплекс, в которой по границам и в тройных стыках зерен γ -фазы присутствуют некогерентные частицы – зерна γ' -фазы глобулярной формы, отделенные от матрицы преимущественно высокоугловыми межфазными γ/γ' границами.

Литература:

1. Кайбышев О.А. Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение микроструктуры и обработка труднодеформируемых сплавов. - М.: Наука, 2002.- 438с.
2. Валитов В.А. Закономерности получения и перспективы использования никелевых сплавов с микро-, субмикро- и нанокристаллической структурой в технологических процессах изготовления сложнопрофильных деталей // Труды VI Всер. Межд. Конф. «Физикохимия ультрадисперсных (нано-) систем. - Москва: МИФИ.- 2003.-С.426-432.

МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ТИПЫ МАГНИТНОГО УПОРЯДОЧЕНИЯ В ПЛЕНКАХ МУЛЬТИФЕРРОИКОВ

Гареева З.В.¹, Звездин А.К.², Ахтарьянов Г.Ф.³

¹*Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа*

²*Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва*

³*Башкирский государственный педагогический университет, Уфа*

gzv@anrb.ru

Перспективными материалами нанозлектроники являются мультиферроики, которые могут быть использованы в устройствах магнитной записи и хранения информации, сенсорах и датчиках магнитного поля, интегральной СВЧ – технике и др.

Параметрами, важнейшими для технологических применений мультиферроиков, являются величина магнитоэлектрического эффекта, значения спонтанной поляризации и намагниченности материала. Исследования последних лет [1] показали, что рекордно высокие значения электрической поляризации и намагниченности достигаются в пленках феррита висмута – магнитоэлектрическом материале, в котором сегнетоэлектрическое и магнитное упорядочение реализуются при высоких температурах $T_C=820^0$ С, $T_N=370^0$ С. Важной особенностью феррита висмута BiFeO_3 является спиновая циклоида [2], наличие которой приводит к компенсации намагниченности. Повысить значение намагниченности BiFeO_3 возможно за счет подавления несоизмерной магнитной структуры (циклоиды). Разрушение спиновой циклоиды достигается за счет высоких магнитных полей, частичного замещения ионов Bi редкоземельными ионами. Экспериментальные исследования [3] показывают, что характер распределения спинов и условия существования циклоидальной структуры зависит от ориентирующего влияния подложки.

В работе теоретически исследован магнитоэлектрический эффект в тонких пленках мультиферроика BiFeO_3 . Показано, что характер изменения наведенной поляризации и намагниченности зависит от распределения вектора антиферромагнетизма по объему образца. Проведено исследование особенностей пространственно – модулированной структуры в пленках феррита висмута, связанных с ориентирующим действием подложки; исследованы условия переходов между неоднородным состоянием с пространственной модуляцией спинов и однородным состоянием за счет изменения магнитной анизотропии, внешнего магнитного поля. Показано, что величина критического параметра перехода понижается при учете поверхностной магнитной анизотропии.

Подложка оказывает влияние на условия существования магнитной спирали. Наличие ориентирующей подложки приводит к дополнительному вкладу в энергию магнитной анизотропии, связанную с магнитоупругой энергией. Проведенные расчеты показывают, что в определенных случаях магнитоупругая энергия может быть достаточной для подавления циклоиды. Когда вклад магнитоупругой энергии оказывается недостаточным, подавления циклоиды достигается за счет приложения внешнего магнитного поля.

Литература

1. F. Bai et al. // Appl.Phys.Lett., v. 86, p. 032511 (2005).
2. I. Sosnowska and R. Przeniosło // Phys. Rev. B v. 84, p. 144404 (2011).
3. W. Ratcliff II et al. // Adv. Funct. Mater. 2011, v. 21, p. 1567 (2011).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ СТАЛИ У8 С ИСХОДНОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Гилязова А. А., Гилязов А. А., Киселева С.К., Караваева М.В.

*Уфимский государственный авиационно-технический университет, г. Уфа
nurieva_s@mail.ru*

Одним из перспективных направлений современного материаловедения являются создание материалов с нанокристаллической (НК) структурой.

К наноструктурным материалам относят кристаллические материалы со средним размером зерна менее 100 нм. Наноструктурные материалы обладают уникальными свойствами, многие из которых имеют практический интерес.

Существуют различные методы формирования НК структуры в металлах и сплавах. С точки зрения получения объемных заготовок наиболее перспективным методом является равноканальное угловое прессование (РКУП). При реализации РКУП заготовка продавливается в специальной оснастке через два канала с одинаковыми поперечными сечениями. Этот метод позволяет деформировать заготовки без изменения поперечного сечения, что создает возможность их повторного деформирования. Метод РКУП позволяет получать НК структуру во многих материалах, таких как титановые, алюминиевые, медные сплавы и др.

В настоящее время большой интерес исследователей сосредоточен на получении объемных заготовок с НК структурой в обычных углеродистых сталях. Прежде всего, этот интерес связан с относительной дешевизной этого класса материалов. Однако большинство работ по углеродистым сталям проводилось на исходной перлитной или ферритно-перлитной структуре. Не менее интересным представляется использование в качестве исходного состояния углеродистых сталей мартенситной структуры.

Таким образом, целью данной работы является исследование влияния РКУП углеродистой стали У8 в исходном мартенситном состоянии на изменения микроструктуры и механических свойств.

В качестве исходного материала была выбрана углеродистая сталь У8 стандартного химического состава. В состоянии поставки сталь имела перлитную структуру.

Мартенситное состояние стали У8 было получено в результате нагрева заготовок в аустенитную область при $T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержке 1 час и последующем охлаждении в воду. Средняя микротвердость стали в мартенситном состоянии составила 926HV. Проведение РКУП такой стали при комнатной температуре не представляется возможной из-за ограничения возможностей оснастки. Для выбора температуры РКУП была проведена термическая обработка закаленной стали до температур от $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Было показано, что с повышением температуры нагрева средняя микротвердость уменьшается от 708HV при $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ до 417HV при $T=500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Для проведения РКУП была выбрана температура деформации $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$, при которой средняя микротвердость составила 480HV.

В результате РКУП были получены объемные заготовки углеродистой стали У8 с диаметром 10 мм и длиной 60 мм. Выбранная условия деформации, в частности температура $T=450\text{ }^{\circ}\text{C}$, позволила провести 4 прохода РКУП. Видимых дефектов на заготовках после РКУП не было обнаружено.

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 08X18N10T, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

¹Гринь Р.Р., ²Закирова А.А., ²Кашаев Р.М., ²Нагимов М.И.

¹Уфимский государственный авиационный технический университет,
г. Уфа, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия

S-R-R@ya.ru, albinaz@imsp.ru

Линейная сварка трением (ЛСТ) - инновационная технология, которая позволяет получать высококачественные соединения трудносвариваемых материалов. При этом в отличие от своей предшественницы – ротационной сварки трением – эта технология может применяться к деталям, не имеющим осевой симметрии [1]. Применение ЛСТ может значительно сократить объемы механической обработки заготовок, тем самым снизив долю металлоотходов. Поэтому есть основания полагать, что ЛСТ откроет перспективы использования сварных конструкций в качестве полуфабрикатов-заготовок для дальнейшей обработки давлением.

Процесс формирования соединения при ЛСТ можно описать следующим образом [2]. Вначале интенсивный разогрев свариваемых поверхностей способствует пластификации материала. Затем образование металлических связей на отдельных участках свариваемых поверхностей с последующим их разрушением, способствует перемешиванию и измельчению исходной структуры. Осадка на завершающем этапе сварки обеспечивает формирование неразъемного соединения по всей поверхности свариваемых деталей. При этом в зонах соединения могут протекать процессы наклепа, динамического возврата и динамической рекристаллизации. Однако на сегодняшний день не так много сведений о влиянии присутствия сварного соединения, полученного методом ЛСТ на комплекс свойств свариваемых материалов.

В настоящей работе произведена оценка прочностных характеристик материала, сваренного ЛСТ, на примере аустенитной коррозионностойкой промышленной стали 08X18N10T.

Изучение распределения микротвердости по сечению сварного соединения после ЛСТ хорошо согласуется с зонами сварного соединения, наблюдаемыми невооруженным глазом на макроструктуре. Так, предварительные комплексные исследования микротвердости и микроструктуры сварного соединения установили, что наибольшие значения микротвердости характерны для зоны термомеханического влияния (ЗТМВ), в то время как зона сварного шва (СШ) незначительно тверже основного (исходного) металла (ОМ). Также были проведены тестовые испытания сваренных образцов на ударную вязкость, которые показали разрушение образцов в зоне ОМ, что свидетельствует о повышенной прочности в ЗТМВ и непосредственно в СШ. Результаты механических испытаний сваренных образцов стали согласуются с ранее полученными результатами других методов исследования.

Литература

1. Гнюсов С.Ф. Структура и свойства соединений сталей перлитного класса, полученных сваркой трением в температурном интервале сверхпластичности // Сварочное производство. 2005. № 1. с. 23.
2. Mitchell L. A. A Theory of friction and wear based on a new characterization of asperity interactions / L. A. C. Osgood. // Mat. Sci. 1999. №40. p. 75...78.

ЧАСТОТНО-МОДУЛИРОВАННОЕ УПРАВЛЕНИЕ ДВИЖЕНИЕМ КИНКА В МОДИФИЦИРОВАННОЙ Y-МОДЕЛИ МОЛЕКУЛЫ ДНК С УЧЁТОМ ДИССИПАЦИИ

Губайдуллин М.Н.

Башкирский государственный университет, Уфа
GubaidMars@mail.ru

В настоящее время в биофизике очень актуальна проблема моделирования нелинейных возмущений (кинков), распространяющихся вдоль молекулы ДНК, так как они могут играть важную роль в процессах функционирования ДНК. В этой области получено множество важных результатов.

В частности, в работе [1] было показано, что в однородной симметричной Y-модели молекулы ДНК возможно управление движением кинка внешним воздействием $A \cos \psi(t)$ с медленно убывающей частотой $\psi(t) = \Omega t - \alpha t^2$ ($\alpha \ll 1$).

В данной работе рассматривалось модифицированное уравнение sin-Гордона, учитывающее взаимодействие ДНК с окружающей средой и внешнее воздействие в виде обобщенной силы $A \cos \psi(t)$:

$$I \varphi_{tt} - k a^2 \varphi_{zz} + V \sin \varphi = -\gamma \varphi_t + A \cos \psi(t), \quad (1)$$

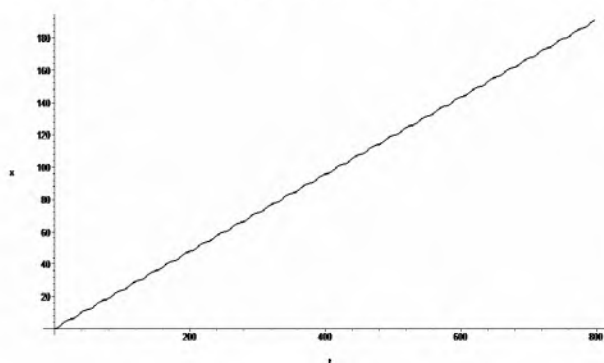
где γ – коэффициент диссипации.

В безразмерном виде уравнение (1) выглядит следующим образом:

$$\varphi_{\tau\tau} - \varphi_{xx} + \sin \varphi = -\beta \varphi_{\tau} + F_0 \cos \psi(\eta\tau), \quad (2)$$

где $\beta = \frac{\gamma}{\sqrt{IV}}$, $F_0 = \frac{A}{V}$, $\eta = \sqrt{\frac{I}{V}}$, $\tau = \sqrt{\frac{V}{I}} t$, $x = \sqrt{\frac{V}{k a^2}} z$.

В работе исследовались различные модели внешнего периодического воздействия. С помощью метода МакЛафлина-Скотта была получена зависимость координаты кинка от изменения фазы $\psi(t)$ внешнего воздействия.



В частности, в случае частотно-модулированного воздействия, $\psi(t) = \omega_0 t - A \cos \omega t$, наблюдалось движение кинка с постоянной скоростью. Меняя параметры внешнего воздействия, можно заставить двигаться кинк в обоих направлениях вдоль молекулы ДНК с различными скоростями. Причём это движение полностью контролируется включением и выключением внешнего воздействия.

Полученные результаты позволяют сделать вывод о перспективности управления движением кинка изменением параметров внешнего воздействия.

Литература:

- [1] Якушев Л.В., Кашапова Г.Р., Закирьянов Ф.К. // Биофизика. 2012, Т.57, вып.1, с.21-26.
[2] Шаповалов А.В., Краснобаева Л.А. Солитоны уравнения синус-Гордона // Томск: Изд-во Том. гос. ун-та, 2009. – 192 с.

ВЛИЯНИЕ СХЕМЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОВОЛОКЕ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Гулин А.Е., Полякова М.А.

*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова
Walter_chel@mail.ru*

Как известно, для получения ультрамелкозернистой структуры в металлах и сплавах необходимо наличие сложной схемы напряженно-деформированного состояния, а так же присутствие больших сдвиговых деформаций. На рисунке представлено влияние различных схем деформирования на изменение структуры высокоуглеродистой проволоки из стали марки 75. За максимальную степень деформации принято количество оборотов скручивающего устройства, при котором происходит разрушение.

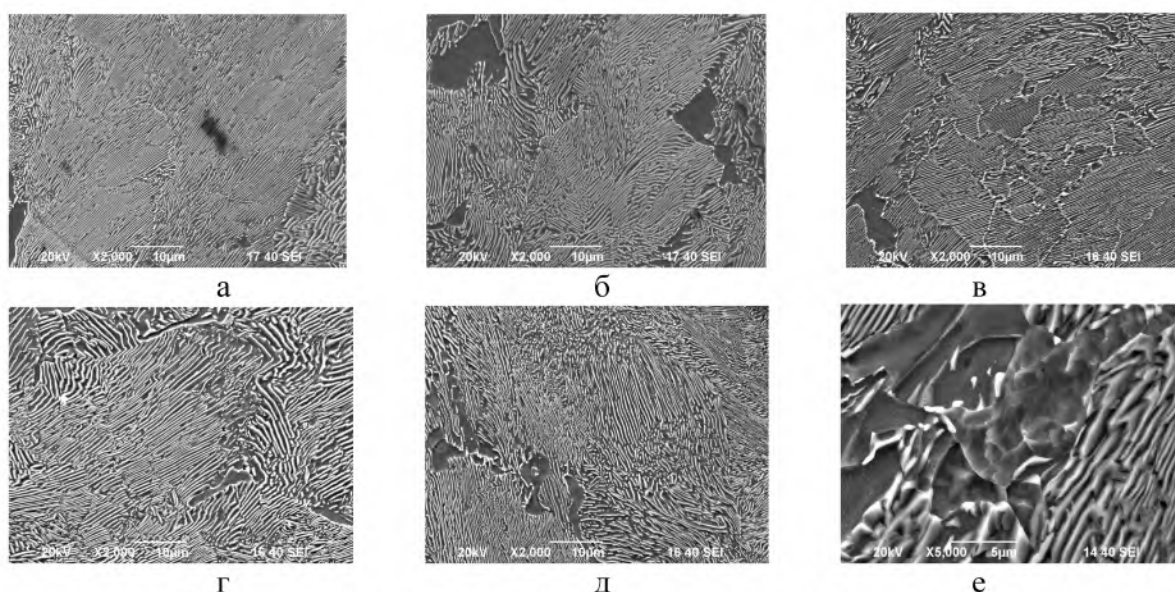


Рисунок – Микроструктуры образцов после различных видов обработки: а – исходный образец после отжига; б – волочение; в – волочение и знакопеременный изгиб; г, д, е - волочение, знакопеременный изгиб и деформация кручением в 13,5 %, 40,7 %, 81,4 % от максимального значения, соответственно

Установлено, что совмещение деформационного воздействия на проволоку приводит к измельчению отдельных структурных составляющих, таких как межпластинчатое расстояние, толщина ферритных и цементитных пластин. Происходит образование полос сброса, дробление цементитных пластин, образование субзерен в ферритной матрице, уменьшение величин цементитных колоний, размер которых становится меньше 1000 нм, что позволяет классифицировать полученную структуру как ультрамелкозернистую. В результате проведения комплекса механических испытаний было установлено, что комбинированное воздействие на проволоку волочением, знакопеременным изгибом и кручением повышает ее предел прочности σ_b максимум на 12%, относительное удлинение после разрыва δ с 2,7 % до 3 %, относительное сужение ψ вдвое (с 7 % до 14,9 %). Равномерное распределение микротвердости по сечению проволоки позволяет судить об однородности получаемой структуры и свойств. На разработанный метод подана заявка на изобретение, получено положительное решение на выдачу патента РФ.

Работа проведена в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства, выполняемого с участием российского высшего учебного заведения (договор 13.G25.31.0061), программы стратегического развития университета на 2012 – 2016 гг. (конкурсная поддержка Минобрнауки РФ программ стратегического развития ГОУ ВПО), а также гранта в форме субсидии на поддержку научных исследований (соглашение № 14.V37.21.0068).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ УЕДИНЕННЫХ ДЕФЕКТОВ НА НЕЛИНЕЙНУЮ ДИНАМИКУ МАГНИТНЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ

Екомасов Е.Г., Гумеров А.М., Кудрявцев Р.В.

Башкирский государственный университет, Уфа
bgu@bk.ru

Для реальных кристаллов характерным является наличие структурных и химических неоднородностей (дефектов), нарушающих их идеальную трансляционную симметрию. К таким неоднородностям можно отнести дислокации, дисклинации, различного типа зерна и т.д. Наличие таких дефектов приводит к появлению локальных изменений параметров материала, в частности к появлению локальных неоднородностей магнитной анизотропии (НКМА) и параметра обменного взаимодействия. В рамках упрощенной модели динамика доменных границ (ДГ) в ферромагнетиках описывается модифицированным уравнением синус-Гордона (МУСГ) [1]. Данное уравнение имеет важное значение и во многих других областях современной физики и техники [2]. Например, оно применяется для построения упрощенных моделей динамики дислокаций в металлах, описывает распределение директора в нематических жидких кристаллах. Развитые аналитические методы исследования данного вопроса с помощью теории возмущений для солитонов, как правило, не дают исчерпывающего результата. Исследование влияния больших возмущений на решение МУСГ, в общем случае, можно проводить только с помощью численных методов [3].

В работе было исследовано взаимодействие магнитных неоднородностей типа кинков и бризеров МУСГ. Для случая одиночного дефекта с помощью численных методов было показано, что бризер, зарождающийся при рассеянии кинка в области дефекта, оказывает сильное влияние на динамику кинка [4]. В частности, подобное взаимодействие может приводить к резонансному отражению кинка от дефектной области. С помощью метода коллективных координат [2] построена аналитическая модель, учитывающая возбуждения бризера и показывающая качественное совпадение с результатами численных расчетов. Для случая двух дефектов с помощью численного эксперимента показана возможность зарождения магнитных мультисолитонов (типа тритонов и квадротонов) локализованных на дефектах. Последнее может приводить к резонансному «кванзитуннелированию» кинка через область двойного дефекта (т.е. с «подбарьерной» начальной энергией). В пределе небольших амплитуд колебаний бризеров аналитически был рассчитан характер взаимодействия, который с хорошей точностью соответствует численным результатам. Работа поддержана грантом РФФИ 10-02-00594-а.

1. Шамсутдинов М. А., Ломакина И. Ю., Назаров В. Н., Харисов А. Т., Шамсутдинов Д. М. Ферро- и антиферромагнитодинамика. Нелинейные колебания, волны и солитоны. М.: Наука, 2009, 456 с.

2. Браун О.М., Кившарь Ю.С. Модель Френкеля-Конторовой: Концепции, методы, приложения. М.: Физматлит, 2008, 519 с.

3. Е. Г. Екомасов, Р. Р. Муртазин, Ш. А. Азаматов Изучение зарождения и эволюции магнитных неоднородностей типа пульсонов и 2D-солитонов в магнетиках с локальными неоднородностями анизотропии // ФММ, 2011, т.112, № 3, с. 227-238.

4. Екомасов Е.Г., Гумеров А.М. Нелинейная динамика доменных границ в ферромагнетиках с учетом возбуждения магнитных солитонов на дефектах // Письма о материалах, 2012, т.2, с.17-20.

МИКРОСТРУКТУРА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Nb-Al И Cu-Al ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Денисов К.И.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2,3}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3},
Корзников А.В.⁴, Корчагин М.А.⁵, Чулков Е.В.²

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

²Томский государственный университет, Томск

³Сибирский физико-технический институт, Томск

⁴Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

⁵Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск

denisov_ki@mail.ru

Проведено исследование особенностей микроструктуры механокомпозитов Cu+Al и Nb+Al после различной продолжительности механической активации (МА) в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице АГО-2 и последующего кручения под давлением при комнатной температуре. Структурные исследования порошков и компактов проведены методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Компакты изучались в сечении, перпендикулярном плоскости кручения. Особенности упрочнения материалов изучены путем измерения микротвердости по Виккерсу как после МА, так и после кручения под давлением.

Установлено, что после 2-3 минут МА в образцах присутствуют как мелкие порошокинки с размерами от сотен нанометров до нескольких микрометров, так и пластинчатые конгломераты с размерами до сотен микрон. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа, увеличение продолжительности МА способствует уменьшению размеров областей когерентного рассеяния и росту микроискажений кристаллической решетки. Кроме того, наблюдается активация процессов синтеза интерметаллических фаз.

Показано, что в порошокинках формируются высокодефектные субмикро- и наноструктурные состояния со сложным характером электронномикроскопического контраста. В порошке Nb+Al обнаружено формирование двухуровневых структурных состояний – нанозерен размерами от 50 до 100 нм, содержащих субзерна размерами около 20 и менее нанометров с малоугловыми границами разориентации и высокой упругой кривизной кристаллической решетки. При этом в зернах Nb размеры большинства субзерен не превышают 10 нм при кривизне решетки $\chi_{ij} \approx (100-200)$ град/мкм., в то время как в Al размер субзерен в основном составляет от 20 до 30 нм при кривизне кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx (10-40)$ град/мкм.

В процессе кручения под давлением в материалах формируется нанополосовая структура с чередованием слоев Al и Nb (Cu). Различия микроструктуры изученных композитов заключаются, во-первых, в ширине полос (30-300 нм в Cu+Al и 5-50 нм в Nb+Al). Во-вторых, для Nb+Al свойственно формирование структурных состояний с высокими значениями кривизны кристаллической решетки: до 200 град/мкм в зернах Nb и до 50 град/мкм в зернах Al, что согласуется с результатами исследования порошков после МА.

Установлено, что микротвердость механокомпозитов с увеличением продолжительности МА возрастает в несколько раз. После обработки механоактивированных порошков методом кручения под давлением наблюдается дополнительное упрочнение материала: до 4-5 ГПа в композите Cu+Al и до 5-6 ГПа в Nb+Al.

Обсуждаются механизмы структурообразования и упрочнения изучаемых в работе материалов в условиях одновременного действия процессов формирования и релаксации дефектной субструктуры.

Работа выполнена с использованием оборудования ТМЦКП ТГУ при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8) и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В ТАНТАЛЕ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ БОЛЬШОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Дитенберг И.А.^{1,2,3}, Тюменцев А.Н.^{1,2,3}, Денисов К.И.^{1,2}, Пинжин Ю.П.^{1,2},
Швец И.А.², Корчагин М.А.⁴, Корзников А.В.⁵

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

²Томский государственный университет, Томск, Россия

³Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

⁴Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

⁵Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

ditenberg_i@mail.ru

Методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование особенностей формирования и эволюции микроструктуры тантала (99,99 %) в зависимости от условий и степеней деформационного воздействия.

Объемные образцы деформированы кручением (1 - 7 оборотов) под давлением 7 ГПа при комнатной температуре. Порошок тантала (99,99 %) подвергался механической активации продолжительностью от 1 до 5 минут. Из полученных таким образом прекурсоров, создавали компакты путем прессования и кручения под давлением. Влияние формирующихся после таких способов воздействия структурных состояний на прочностные свойства оценивалось по параметрам микротвердости измеренным на различных расстояниях от оси кручения. Исследование образцов (объемных и компактированных порошков) после кручения под давлением проведено в сечениях перпендикулярных плоскости наковален на различных расстояниях от оси кручения.

Проведена количественная аттестация параметров зеренной и дефектной структуры в зависимости от способа и степени деформации. Определены характерные значения кривизны кристаллической решетки, размеры областей существования этой кривизны. На основе полученных экспериментальных данных выполнены оценки соответствующих величин локальных внутренних напряжений и их градиентов на субмикро- и наномасштабном уровнях. Изучено влияние особенностей и параметров микроструктуры на микротвердость тантала.

Установлено, что независимо от способа деформационного воздействия после эквивалентных степеней деформации в материале наблюдается формирование двухуровневых структурных состояний, характеризующихся зернами субмикро- и наномасштабных размеров, содержащие субзерна размерами 5-15 нм с малоугловыми границами разориентации и значениями упругой кривизны кристаллической решетки $\chi_{ij} \approx (100-300)$ град/мкм.

Рассмотрены механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки при формировании и эволюции субмикрорешетчатых и нанокристаллических структурных состояний в условиях интенсивного деформационного воздействия. Предполагается, что одним из основных механизмов наноструктурирования тантала при достижении большой степеней пластической деформации является квазивязкий механизм переориентации потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов давления.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ МК-85.2011.8 и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

УПРОЧНЕНИЕ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mg-Sm-Tb УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ, ОБРАЗОВАВШИМИСЯ ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА

Рохлин Л.Л., Лукьянова Е.А., Добаткина Т.В., Королькова И.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва
rokhlin@imet.ac.ru

Магниевые сплавы, содержащие редкоземельные металлы, отличаются высокими прочностными свойствами и в связи с этим представляют интерес как легкие конструкционные материалы для ряда областей современной техники [1]. Наличие ограниченной растворимости в твердом магнии, уменьшающейся с понижением температуры, обуславливает возможность образования пересыщенного твердого раствора на основе магния в этих сплавах и последующий его распад при старении, обеспечивающий упрочнение за счет образования в структуре наноразмерных частиц. В настоящей работе было изучено упрочнение при старении в сплавах магния, содержащих два редкоземельных металла разных подгрупп: самария (цериевая подгруппа) и тербия (иттриевая подгруппа), которое ранее не исследовалось.

Сплавы для исследования закаливались для получения пересыщенного твердого раствора от 515°C с выдержкой 6 ч и затем старелись при различных температурах. На рис.1 показано изменение твердости сплавов при одной из температур старения – 200°C. Добавка тербия к сплавам Mg-Sm приводит к повышению твердости при старении и замедлению процесса распада магниевого твердого раствора.

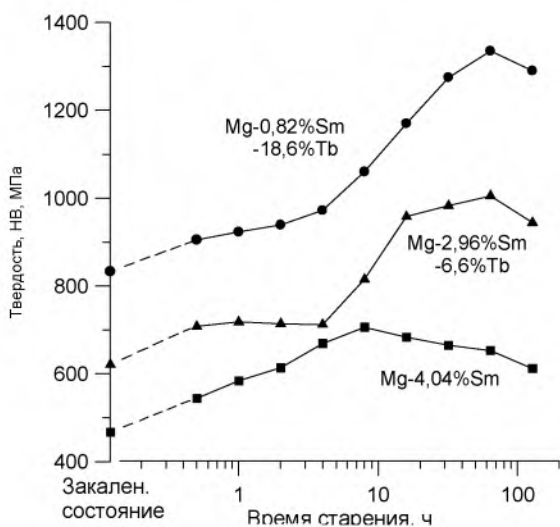


Рис.1. Изменение твердости при старении сплавов при 200°C

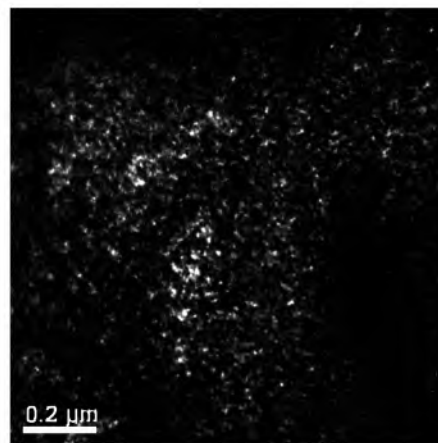


Рис.2. Микроструктура сплава Mg-4,35%Sm-11,5%Tb после старения 200°C, 8 ч

Просвечивающая электронная микроскопия сплавов позволила выявить образование в их структуре при распаде магниевого твердого раствора наноразмерных упрочняющих частиц. Типичная микроструктура в темном поле в сверхструктурном рефлексе от образовавшихся частиц в сплаве приведена на рис.2.

Литература

1. *Rokhlin L.L.* Magnesium alloys containing rare earth metals. London and N.-Y.: Taylor and Francis, 203, 245 s.

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СПОСОБА ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРЫ

Корчунов А.Г., Долгий Д.К., Лысенин А.В.

*Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова,
г. Магнитогорск
cold.dima@inbox.ru*

В настоящее время на отечественном рынке метизов наблюдается дефицит высокопрочной арматуры с повышенным комплексом физико-механических свойств, необходимой для производства железобетонных шпал нового поколения. В связи с чем возникает необходимость в разработке новых режимов производства высокопрочной арматуры, позволяющих обеспечивать повышенный уровень ее механических свойств.

Одним из наиболее перспективных направлений достижения высоких показателей механических характеристик материалов заключается в формировании в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [1].

Наиболее эффективным способом достижения требуемых механических свойств высокопрочной арматуры из сталей с УМЗ структурой является применение в качестве заключительной операции способа термомеханической обработки. Эффективным видом термомеханической обработки является механотермическая обработка (МТО). Процесс МТО регулируется тремя основными технологическими параметрами: температурой нагрева, усилием натяжения и скоростью обработки. В связи с чем был проведен комплекс исследований по установлению влияния вышеперечисленных факторов на динамику изменения механических свойств высокопрочной арматуры.

Для определения усилия натяжения, необходимого для проведения МТО, проводили моделирование процесса в среде DEFORM – 2D. В ходе проведения моделирования было определено, что для осуществления процесса МТО усилие натяжения должно превышать значение предела текучести материала при температуре обработки.

На основании проведенного моделирования были проведены экспериментальные исследования в лабораторных условиях, имитирующие процесс МТО, для установления влияния температуры нагрева и усилия натяжения на формирование окончательного комплекса механических свойств. В ходе проведенных экспериментов было установлено, что наибольшее влияние на изменение механических свойств оказывает температура нагрева, а усилие натяжения играет второстепенную роль. Оптимальная температура нагрева находится в пределах выше 350 °С и ниже 400 °С.

Для определения влияния МТО на изменение структуры стали с УМЗ структурой были проведены рентгеноструктурное и электронномикроскопическое исследование. В результате проведения данных исследований установлено, что оптимальная температура нагрева в ходе МТО находится в пределах выше 350 °С и ниже 400 °С. Нагрев до температур, лежащих в данном диапазоне, в наибольшей степени способствует релаксации макро- и микронапряжений и перераспределению дислокаций в стали с УМЗ структурой.

Однако для определения рационального сочетания температуры нагрева и усилия натяжения при проектировании режимов МТО необходимо знать их влияние на изменение релаксационной стойкости высокопрочной арматуры. Для чего необходимо дальнейшее проведение испытаний на релаксационную стойкость.

Литература

1. Валнев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. — М.: ИКЦ "Академкнига", 2007. — 398 с.

NUMERICAL SIMULATION OF MAGNETIC VORTICES IN SPIN-VALVE NANO-COLUMNAR ELECTRICAL MICROWAVE SIGNAL GENERATOR

Ekomasov A.E.¹, Khvalkovskiy A.V.², Zvezdin K.A.², Ekomasov E.G.¹

¹ *Bashkir State University, Ufa*

² *Prokhorov General Physics Institute RAS, Moscow*

Fean0r0@mail.ru

Injecting a large current into a magnetic multilayer provide a mean to modify the magnetic configuration due to the interaction between the spins of the carriers and local magnetic moments that results in a torque exerted on the magnetization. Excited by the spin torque magnetization, oscillation can be used for creation of promising integrated microwave applications with the frequencies tunable using applied currents and fields. Particularly of a high interest are the Spin Transfer Vortex Oscillators (STVO), which can combine significant output power, small linewidth and relatively large frequency agility even at no bias magnetic fields [1].

First we present a numerical investigation of magnetization dynamics in STVO made of a Py 4/Cu 10/Py 15nm nanopillar, in which the magnetization of both Py layers can be controlled to be in a vortex state, similar to the system studied experimentally in [2]. When electrical current is passed through the pillar, a mode corresponding to a coupled vortices dynamics can be excited. We study this dynamics at different values of current and bias field perpendicular to the plane by micromagnetic simulations. In particular, we focus on the critical fields corresponding to core reversal in each magnetic layer as a function of the current. Then we compare these results with the experimental ones and find a good qualitative agreement between the critical fields for the cores' switching for different currents. Interestingly we conclude from the simulations that both dynamic [3] and static [4] scenarios of the core switching are observed at different fields/currents.

This work has been supported by RFBR grants 10-02-01162, CNRS-PICS n°5743, ANR through VOICE PNANO-09-P231-36 and EU MASTER No. NMP-FP7-212257

References

1. A. Dussaux et al, Nat. Commun. 1, 8 (2010).
2. N. Locatelli et al, Appl. Phys. Lett. 98, 062501 (2011).
3. A. V. Khvalkovskiy, A. N. Slavin, J. Grollier, et al., Appl. Phys.Lett., 96, 022504 (2010).
4. A. Thiaville, J. M. Garcia, R. Dittrich, et al., Phys. Rev. B 67, 094410 (2003).

КООПЕРАТИВНОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ В ПОЛЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ НА ГРАНИЦЕ БИМЕТАЛЛА Ni-Al

Захаров П.В.¹, Старостенков М.Д.¹, Медведев Н.Н.², Маркидонов А.В.³

¹Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул

²Алтайская государственная академия образования имени В.М. Шукшина, Бийск

³Кузбасский государственный технический университет, Новокузнецк

zakharovpvl@rambler.ru

Использование в технологических процессах композиционных материалов, в том числе различных биметаллов, с каждым годом только растет. Активно ведется исследование биметаллических систем с помощью метода компьютерного моделирования [1,2], где обсуждаются вопросы формирования границы биметалла, процессы массопереноса и движения дислокаций несоответствия при наличии межузельного атома вблизи границы Ni-Al. При введении группы межузельных атомов наблюдаются кооперативные атомные смещения в сторону ближайшей дислокации несоответствия. На рис. 1 показан случай внедрения четырех межузельных атомов в несимметричной конфигурации и результаты релаксации структуры.

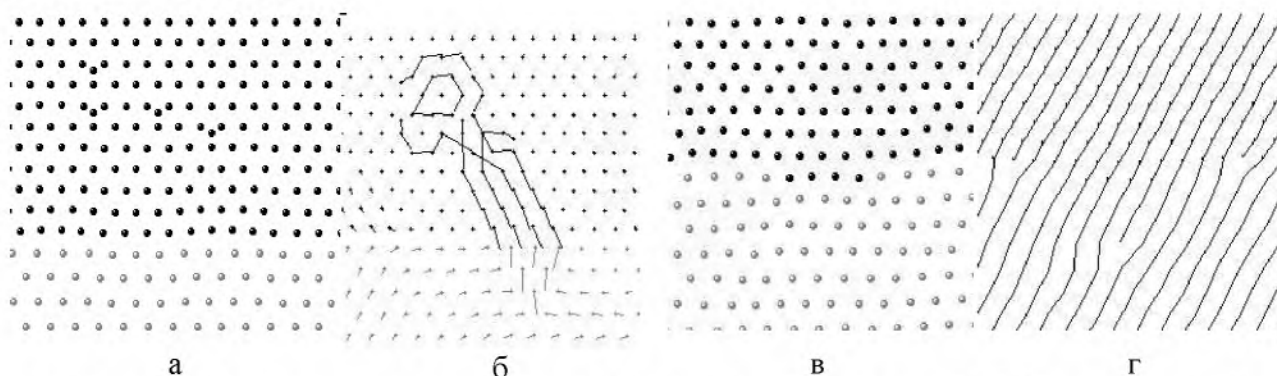


Рис.1 а) начальное положение атомов вблизи границы биметалла Ni-Al; б) кооперативные атомные смещения в процессе релаксации ячейки; в) результаты релаксации границы биметалла; г) визуализация атомных рядов, эстрапоскость дислокации несоответствия, смещенная на четыре межатомных расстояния вглубь решетки Al в результате кооперативных атомных смещений.

Особенностью подобного рода смещений является то, что даже в несимметричном расположении межузельных атомов происходят кооперативные эстафетные смещения в сторону одной из ближайших дислокаций несоответствия. Дислокация испытывает диссипативное движение вглубь Al по краудионному механизму. Расстояние, на которое происходит переползание дислокации, соответствует числу межатомных расстояний равному числу внедренных межузельных атомов. На рис. 1. г показано смещение дислокации вглубь Al на четыре межатомных расстояния при внедрении четырех межузельных атомов. Атомы Ni не углубляются дальше одного межатомного расстояния в Al, но вытесняют соседние с ними атомы Al, что и приводит к движению дислокации.

Литература

1. Захаров П.В., Медведев Н.Н., Старостенков М. Д., Маркидонов А.В. Массоперенос вблизи границы биметалла Ni-Al при наличии межузельного атома в 2D и 3D моделях. Материалы I международной научно-практической конференции // Алтайская гос. академия обр-я им. В.М. Шукшина. - Бийск: ФГБОУ ВПО "АГАО", 2012, С. 110 – 113. ISBN 978-5-85127-675-0
2. Старостенков М.Д., Захаров П.В., Медведев Н.Н., Дёмина И.А., Попова Г.В. Исследование зависимости скорости массопереноса от расстояния между межузельным атомом и дислокацией несоответствия на модельной границе биметалла Ni-Al. // Вестник карагандинского университета, Серия ФИЗИКА №1 (65), 2012, С. 36-40. ISSN 0142-0843

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ С РАЗЛИЧНЫМ ФАЗОВЫМ СОСТАВОМ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Захарова Г.Г.¹, Астафурова Е.Г.¹, Тукеева М.С.¹, Найденкин Е.В.¹, Рааб Г.И.²,
Добаткин С.В.³

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва,
galinazg@yandex.ru

В работе исследовали структуру, механические свойства и термическую стабильность низкоуглеродистых сталей 10Г2ФТ (Fe-1,12Mn-0,08V-0,07Ti-0,1C, мас.%) в исходно феррито-перлитном (нормализация 30 мин при 950 °С) и в мартенситном (закалка 30 мин при 1180 °С) состояниях и 06МБФ (Fe-1Mo-0,1V-0,1Nb-0,06C, мас.%) в исходно ферритном состоянии (закалка от 920°С и отпуск 670°С-1ч) после равноканального углового прессования (РКУП) (режим В_с, Φ=120°, 4-6 проходов, Т=200÷400°С). Термическую стабильность, сформированных структур методом РКУП, изучали после отжига в интервале температур 300÷700 °С (1ч).

Показано, что во всех исходных состояниях РКУП приводит к формированию субмикроструктурной (СМК) структуры с размером элементов ~ 300 нм и системой карбидов разной дисперсности. При близком размере элементов зеренно-субзеренной структуры после РКУП, наибольшими значениями предела текучести и микротвердости обладает СМК структура, сформированная из мартенситного состояния ($\sigma_{0,2}$ =1125 МПа, H_u =3,7 ГПа), в сравнении СМК структурой, сформированной из исходно феррито-перлитного ($\sigma_{0,2}$ =990 МПа, H_u =3,1 ГПа) и ферритного ($\sigma_{0,2}$ =960 МПа, H_u =3,3 ГПа) состояний, что обусловлено большей плотностью дислокаций, меньшей исходной величиной структурных элементов и более однородным распределением карбидной фазы в ней.

Сформированные СМК состояния стабильны до температуры отжига 500 °С (1ч). При одинаковом размере зерна после РКУП и близких параметрах термостабильности СМК стали характеризуются разным уровнем прочностных свойств и различной кинетикой роста зерна при отжигах выше 500 °С. При температуре отжига 600 °С СМК структура, полученная при РКУП стали в феррито-перлитном состоянии, трансформируется в мелкокристаллическую с размером зерна 1,6 мкм. СМК состояния, полученные при РКУП сталей с исходно ферритной и мартенситной структурами, обладают схожей кинетикой роста зерна при отжигах. После отжига при 600 °С в них наблюдается рост элементов структуры до 740 и 820 нм, соответственно. В отличие от стали, полученной при РКУП в феррито-перлитном состоянии, после отжига при 600 °С структура этих сталей сохраняет СМК характер, а в мелкокристаллическую она переходит после отжига при Т=650°С. При близком размере элементов зеренно-субзеренной структуры после РКУП, СМК сталь, полученная при деформации феррито-перлитной структуры, менее устойчива к нагреву по сравнению со сталями, полученными при РКУП мартенсита и феррита. Различия в динамике роста зерна исследуемых сталей обусловлены различиями в морфологии структуры, уровне внутренних напряжений, составе, размерах и распределении карбидов по структуре.

Анализ высоких прочностных свойств и термической стабильности исследуемых сталей показал, что дисперсионное твердение играет важную роль в повышении прочностных свойств при РКУП, и является определяющим при сохранении СМК характера структуры исследуемых сталей при отжигах, так как препятствует миграции границ зерен, перераспределению и аннигиляции дефектов кристаллического строения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов Президента РФ (МК-43.2011.8) и РФФИ (№ 11-08-98019-р_сибирь_a).

ИЗМЕНЕНИЕ ВНУТРЕННЕЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И ВОЗВРАТЕ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Землякова Н.В., Москвичев А.А.

Нижегородский филиал государственного бюджетного учреждения науки
Института машиноведения имени А.А.Благонравова Российской академии наук.
Нижний Новгород, Белинского ул., 85 Нижний Новгород, 603024.Россия.
serti222@ya.ru

В работе исследовали изменение внутренней энергии в УМЗ алюминиевых сплавах при нагреве в процессе выделения фаз и возврате. Применяли метод дифференциально - сканирующей калориметрии (ДСК), акустический эхо - импульсный метод, рентгеноструктурный анализ, метод оптической металлографии, метод замера микротвердости. Материалами служили сплав 1570 (Al, 5,7% Mg, 0,32% Sc, 0,4% Mn, 0,15% Zr), 1421 (Al, 4,5-6,0% Mg, 1,8-2,3% Li, 0,1% Zr, 0,15-0,25% Sc, 0,1% Mn). Режимы интенсивной пластической обработки: для сплава 1570 кручение 6 ГПа, 4 оборота при $T = 20^{\circ}\text{C}$, и равноканальное угловое прессование для сплава 1421(режим 1) 10 проходов по маршруту Вс при 370°C , 1421 (режим 2) - 8 проходов при 420°C + 4 прохода при 350°C и крупнозернистый сплав 1421(2) после прокатки. На экспериментальных ДСК кривых получено изменение удельной энергии $W = f(T)$ рис 1. Для УМЗ и КЗ сплавов 1421 и 1570 отмечены минимумы при температурах $T \sim 100^{\circ}\text{C}$ и $T \sim 300^{\circ}\text{C}$. Изменение динамических модулей упругости Юнга и сдвига, параметра решеток имеют те же температурные точки перегиба. Подобные совпадения связаны с выделением вторичных фаз или атомов из твердого раствора. Поведение микротвердости при сохранении размера зерна подтверждает выделение фаз. Изменение внутренней энергии определяли по площади пиков, полученных при нагреве, значения которой составили: $-0,34 \text{ Дж/г}$ и $-2,37 \text{ Дж/г}$ для сплава 1570 и $-7,38 \text{ Дж/г}$ и $-5,11 \text{ Дж/г}$, для сплава 1421(2) и $-14,91 \text{ Дж/г}$ и $-5,41 \text{ Дж/г}$ для 1421(1). С учетом диаграмм фазовых превращений и литературных данных показано, что поглощение тепла происходит при образовании фаз типа AlLi и Al_2MgLi в сплаве 1421 и при выделении атомов Mg и β фазы по границам зерен в сплаве 1570. Показано: совпадение участков выделения фазы в КЗ и УМЗ сплаве 1421(1) при температурах $70 - 170^{\circ}\text{C}$ (рис.1в). Определены температурные интервалы образования фаз. Показано, что в КЗ сплаве 1421 фазовые превращения проходят непрерывно, а в УМЗ - дискретно (рис.1в).

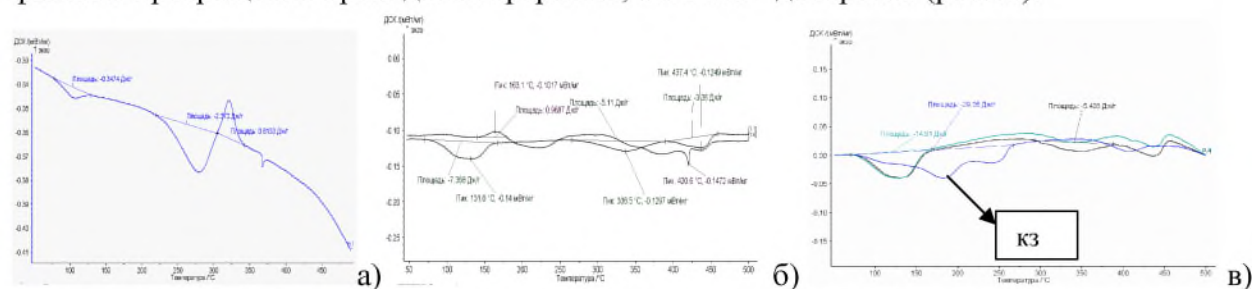


Рис. 1 Изменение удельной энергии в сплавах УМЗ 1570- (а), 1421(1) -(б), УМЗ и КЗ 1421(2) - (в)

Запасенная энергия, выделяемая при возврате в УМЗ сплавах 1570 и 1421, составила $\sim 1 \text{ Дж/г}$. Рассмотренные изменения внутренней энергии при нагреве в УМЗ и КЗ сплавах 1421(1) и (2) и 1570 определяются различной температурой РКУП и ИПДК обработки, и разной степенью пересыщения твердого раствора.

ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОГО ОТЖИГА НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА X20H80 ПОЛУЧЕННОГО СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Зубаиров Л.Р., Попов В.А., Даниленко В.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
linar@imsp.ru*

Получение нанокристаллической (НК) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) в различных металлах и сплавах приводит к формированию высокопрочного состояния в них. Обычно ИПД проводится в течение нескольких циклов продавливания в методе равноканального углового прессования (РКУП) или нескольких оборотов пуансона в наковальне Бриджмена при заданном давлении. Практически не исследован вопрос получения НК структуры с использованием промежуточного отжига, который проводится между циклами продавливания в методе РКУП или между оборотами пуансона в наковальне Бриджмена.

Целью данной работы является изучения влияния промежуточного отжига на формирование микроструктуры и механические свойства нихрома X20H80 после ИПД кручением под квазигидростатическим давлением в наковальнях Бриджмена.

Образцы нихрома с крупнокристаллической структурой подвергались ИПД кручением на 5, 10 и 15 оборотов в наковальне Бриджмена при давлении 5 ГПа, при этом, часть образцов деформировали по следующей схеме: деформация на 5 оборотов, затем отжиг при 650 С в течение 10 мин. и затем деформация на 10 оборотов.

Электронно-микроскопические исследования проводили с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM 2000EX при ускоряющем напряжении 160 кВ. Фольги для исследования готовили методом струйной электрополировки на установке Tenipol- 5. Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН 4-07, используя Cu K_α излучение с фокусировкой по Брегу-Брентано со щелями Солера на первичном и дифрагированном пучках и графитовым кристалл-монокроматором на дифрагированном пучке. Для оценки изменения механических свойств определяли микротвердость полученных образцов на приборе для измерения микротвердости ПМТ-3, статическая нагрузка, приложенная к алмазному наконечнику в течение 10 секунд, составляла 150 г.

В результате ИПД кручением, по данным рентгеноструктурного анализа, в образцах, полученных без промежуточного отжига, формируется НК структура с областями когерентного рассеяния: 5 оборотов – 50 нм, 10 оборотов – 20 нм, 15 оборотов – 14 нм. В образцах, деформированных с промежуточным отжигом, размер областей когерентного рассеяния составил 14 нм.

Величина микротвердости образцов полученных без промежуточного отжига по мере роста числа оборотов растет и, начиная с 10 оборотов, выходит на насыщение, достигая ~7 ГПа. Величина микротвердости образцов полученных с использованием промежуточного отжига была ~8 ГПа.

Проведен анализ полученных результатов с учетом роли границ зёрен и влияния начального состояния образцов на формирование микроструктуры и механических свойств (микротвердость) исследуемых образцов.

ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ И ТИПА НАПОЛНИТЕЛЯ НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ВТОРИЧНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

Зубко В.И., Зубко Д. В.

Белорусский государственный университет, Минск
Zubko@bsu.by

Исследованы электрические свойства композиций на основе вторичного полиэтилена в зависимости от содержания и типа наполнителя в диапазоне частот 100 Гц - 1 МГц. В качестве связующего (диэлектрической матрицы) использован вторичный полиэтилен, наполнителями являются порошкообразные углерод и электролитическая медь. Исследовано влияние частоты электрического поля, содержания и типа наполнителя на изменение величин диэлектрической проницаемости и удельной электрической проводимости композиций на основе вторичного полиэтилена. Результаты исследований показали, что величины диэлектрической проницаемости и удельной электрической проводимости композиций на основе вторичного полиэтилена незначительно зависят от частоты электрического поля, тогда как содержание и тип наполнителя оказывают существенное влияние на их изменение.

Установлено, что величина диэлектрической проницаемости композиций с повышением содержания порошка электролитической меди от 10 до 50 мас. % увеличивается в два раза, тогда как удельная электрическая проводимость возрастает примерно на один порядок, от значений $2,5 \cdot 10^{-7} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$ до $3,5 \cdot 10^{-6} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$, соответственно. В то же время при изменении содержания порошкообразного углерода от 20 до 50 мас. % значительные изменения претерпевает величина удельной электрической проводимости композиции, повышается при этом на 4 порядка, от значений $1 \cdot 10^{-7} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$ до $1 \cdot 10^{-3} \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$, соответственно.

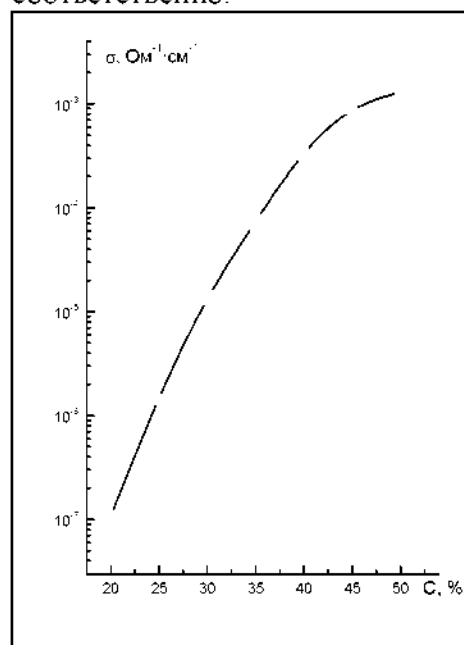


Рис.1. Влияние содержания порошка углерода на удельную электрическую проводимость композиции на основе вторичного полиэтилена. Частота электрического поля составляет 1 МГц.

Таким образом, применение различных типов наполнителей дает возможность на одной и той же диэлектрической матрице получать ряд композиций с существенно отличающимися электрическими свойствами. При этом в качестве диэлектрической матрицы может быть использован вторичный полиэтилен, наполненный токопроводящим наполнителем.

Литература

1. Патент на изобретение № 11018 от 22.05.2008 г. (Республика Беларусь) /Зубко Д.В. Зубко В.И. //Электропроводящая полимерная композиция.

ВЫСОКОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЙ ЕМКОСТНОЙ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЬ ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КОМПОЗИЦИЙ НА ОСНОВЕ ВТОРИЧНЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Зубко В.И., Зубко Д. В.

Белорусский государственный университет, Минск
Zubko@bsu.by

Разработаны оперативные методы для контроля и диагностики электрических свойств пластинчатых композиций на основе вторичных полимерных материалов. В их основе лежит создание высокочувствительного емкостного преобразователя(датчика) и разработка методики для измерения относительной диэлектрической проницаемости, удельной электрической проводимости и тангенса угла диэлектрических потерь пластинчатых композиций на основе вторичных полимерных материалов в диапазоне частот электрического поля 50 Гц-1 МГц.

Высокочувствительный емкостной преобразователь(датчик) для измерения электрических показателей пластинчатых композиций на основе вторичных полимерных материалов представлен рис.1.

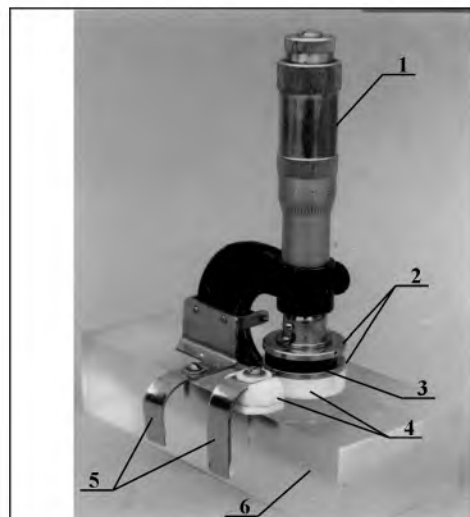


Рис.1. Конструкция высокочувствительного емкостного преобразователя для оперативного контроля и диагностики электрических показателей полимерных композиций в диапазоне частот электрического тока 50 Гц - 1МГц.

1-микрометрическое устройство; 2- дисковые электроды; 3-измерительное пространство; 4- фторопластовые прокладки; 5- съемные контакты; 6- основание из оргстекла.

Емкостной преобразователь по сравнению с существующими аналогами обладает следующими преимуществами:

1. Емкостной преобразователь позволяет получать информацию об величинах комплекса электрических показателей пластинчатых композиций в диапазоне частот электрического поля 50 Гц - 1 МГц;

2. Конструкция емкостного преобразователя позволяет определять толщину пластины композиций с помощью микрометрического устройства от 1 до 6 мм непосредственно в измерительном пространстве с точностью 0,005 мм;

3. Емкостной преобразователь обеспечивает однородное электрическое поле в объеме контролируемых образцов пластинчатых композиций в диапазоне частот электрического поля 50 Гц – 1 МГц;

Литература

1. Патент на изобретение № 11018 от 22.05.2008 г. (Республика Беларусь) /Зубко Д.В. Зубко В.И. //Электропроводящая полимерная композиция.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Cu-Fe-Ni МЕТОДАМИ БЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА

Ивченко М.В., Коуров Н.И., Пушин В.Г., Уксусников А.Н., Wanderka N.*

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
*Helmholtz Centre Berlin for Materials and Energy, Berlin, Germany,
MVIvchenko@yandex.ru*

В последние годы исследователи все большее внимание обращают на так называемые высокоэнтропийные сплавы [1]. При наличии по крайней мере пяти металлических элементов с близкими атомными радиусам эти сплавы состава, близкого к эквиатомному, способны образовать фазы на основе твердых растворов замещения с ОЦК или ГЦК кристаллической структурой и отличаются благоприятным комплексом свойств (таких, как твердость, прочность, жаропрочность и термическая устойчивость метастабильных дисперсионно упрочненных структурных состояний).

Высокоэнтропийные шестикомпонентные эквиатомные сплавы состава AlCoCrCuFeNi были изготовлены для исследования методами сверхбыстрой закалки расплава (БЗР) сплэтингованием и спиннингованием в виде плоских тонких фрагментов пластин или лент.

Исследования структуры сплавов проводили методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, измеряли также их физико-механические свойства.

Установлено, что применение БЗР обеспечивает в полученных поликристаллических сплавах образование атомноупорядоченного по типу B2 твердого раствора с однородным распределением всех элементов в пределах зерен. При отпуске ($T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 часа) сплавы испытывают распад с выделением наночастиц фазы, насыщенной медью до 40 атомных %. В результате более продолжительного отпуска при той же температуре ($T=550\text{ }^{\circ}\text{C}$, 5 часов) образуются наночастицы трех B2 фаз: первой с однородным распределением всех элементов, второй с содержанием меди до 40 атомных % и третьей, обогащенной по химическим элементам Cr, Fe, Co. После отпуска при температуре $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 2 часа в сплаве было обнаружено три фазы выделений с B2 решеткой: фаза, насыщенная медью до 90 атомных %; фаза, обогащенная Fe, Co и Cr; фаза, обогащенная Ni и Al.

Таким образом, установлено, что исследованный высокоэнтропийный сплав имеет тенденцию к образованию кубических атомноупорядоченных нанокристаллических фаз (типа B2). Необходимо отметить, что тип кристаллической решетки фаз, в отличие от их химического состава, в процессе отпуска не изменяется. Ранее формирование таких фаз и структурных составляющих в данных сплавах, полученных обычными методами кристаллизации, не наблюдалось. [2]

Обнаружено, что твердость и модуль упругости высокоэнтропийного сплава после отпуска при $550\text{ }^{\circ}\text{C}$ возрастают в два раза, в отличие от исходного быстрозакаленного. Кроме того, обнаружено, что сплав обладает низкой ползучестью после отпуска. Данные свойства, очевидно, обусловлены распадом сплава, в результате которого происходит его расслоение на B2 фазы: фазу стехиометрического состава Fe-Co-Cr-Ni-Al, фазу, обогащенную медью, и, напротив, фазу, обогащенную Fe, Co и Cr.

Литература

1. Jien-Wei Yeh High-Entropy Alloys – A New Era of Exploitation / Yu-Liang Chen, Su-Jien Lin // Materials Science Forum. 2007. Vol. 560. P. 1...9.
2. Wanderka N. Decomposition in multi-component AlCoCrCuFeNi high-entropy alloy/ S.Singh, U. Glatzel, J. Banhart // Acta Materialia. 2011. 59. P. 182...190.

ОБ ЭФФЕКТЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ХОЛОДНОКАТАНОГО СПЛАВА Al-5Mg-0,2Sc-0,08Zr

Ильясов Р.Р.^{1,2}, Автократова Е.В.¹, Валеев И.Ш.^{1,2}, Ситдииков О.Ш.^{1,2},
Маркушев М.В.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Башкирский государственный университет, Уфа

ilyasov.imsp@yandex.ru

Методами оптической и электронной микроскопии, а также измерения микротвердости изучены особенности изменения структуры и свойств холоднокатаного алюминиевого сплава 1570С системы Al-Mg-Sc-Zr при электроимпульсной обработке (ЭИО) с энергией в интервале $1,66 - 1,94 \times 10^4 \text{ A}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$.

Обнаружено, что в результате ЭИО с энергией $\sim 1,66 \times 10^4 \text{ A}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ микротвердость сплава снизилась со ~ 142 до $\sim 118 \text{ HV}$, а с энергиями $1,79 \times 10^4 \text{ A}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ и выше - до $\sim 87 \text{ HV}$. Установлено, что такие изменения микротвердости сплава обусловлены трансформацией его деформационной структуры. А именно, при ЭИО в алюминиевой матрице протекали процессы возврата и рекристаллизации, сопровождавшиеся формированием частично рекристаллизованной мелкозернистой структуры. При этом при обработке с энергией в интервале $1,66-1,68 \times 10^4 \text{ A}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ рекристаллизованные зерна размером $\sim 3-4 \text{ мкм}$ формировались лишь вблизи исходных высокоугловых границ и внутри полос сдвига, внесенных в материал в процессе холодной прокатки, и занимали не более 20% поверхности шлифа. С увеличением энергии ЭИО до $1,94 \times 10^4 \text{ A}^2 \cdot \text{с}/\text{мм}^4$ доля рекристаллизованных зерен того же размера возрастала до 64% за счет «распространения» областей рекристаллизованных зерен в тело исходных зерен.

Показано, что образование новых мелких зерен при ЭИО холоднокатаного сплава качественно не отличалось от процессов формирования статически рекристаллизованных зерен при его обычном печном нагреве до температуры $520 \text{ }^\circ\text{C}$ ($\sim 0,85 T_{\text{пл}}$) и последующем отжиге длительностью до 2-х часов, в результате которого размер рекристаллизованных зерен также составлял $\sim 3-4 \text{ мкм}$, однако их объемная доля не превышала 30 %.

Рассмотрена природа обнаруженного поведения сплава с позиций известных представлений об эффекте переходных металлов на структуру и свойства алюминиевых сплавов [1,2]. Показано, что основная причина высокой термической стабильности деформационной структуры сплава обусловлена наличием высокой плотности дисперсных частиц $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$, сохранивших когерентность с алюминиевой матрицей при ЭИО во всем исследованном интервале энергий и эффективно препятствовавших перестройке дислокационной структуры и миграции границ зерен.

Сделано заключение о том, что ЭИО является высокоэффективной обработкой для быстрого нагрева нагартованных полуфабрикатов и может быть использована для получения мелкозернистых холоднокатаных листов из алюминиевых сплавов типа 1570, пригодных для сверхпластической формовки.

Литература

1. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Leonova N.P., Tarytina I.E. Joint effect of scandium, chromium, and zirconium on the aging and recrystallization of aluminum alloys. Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2011, №1, p. 55-59.
2. Горелик С.С., Добаткин С.В., Кануткина С.В. Рекристаллизация металлов и сплавов. М: МИСиС, 2005 г., с. 432.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕОРЕТИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Искандаров А.М.¹, Умено Ё.², Дмитриев С.В.¹,

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, Tokyo

a.iskandarov@gmail.com

Прочность наноструктурных материалов, таких как наностолбики, нанотрубки, нанопластинки, близка к теоретической [1]. Возможность достижения такой высокой прочности, недостижимой для обычных материалов, объясняется чрезвычайно низкой концентрацией дефектов достижимой в наноструктурах. При отсутствии дефектов для начала пластической деформации требуются высокие напряжения для зарождения дислокаций. С точки зрения оценки спектра применимости наноструктурных материалов важно знать теоретическую прочность материалов при различных условиях. Особый интерес представляет изменение теоретической прочности с изменением температуры.

В настоящей работе методами компьютерного моделирования проведена оценка изменения с температурой теоретической прочности на сдвиг объемных материалов (алюминия, меди и кремния на сдвиг) и двумерного кристалла графена при растяжении.

Полученные результаты свидетельствуют о существенном влиянии температуры на теоретическую прочность материалов. Теоретическая прочность при комнатной температуре на сдвиг алюминия и меди на 22-25%, а кремния на 15% ниже, чем при абсолютном нуле температур. Проведенные расчеты также показали, что механизмы потери механической устойчивости кристаллических решеток при температурах, отличных от абсолютного нуля, носят ярко выраженный термоактивированный характер.

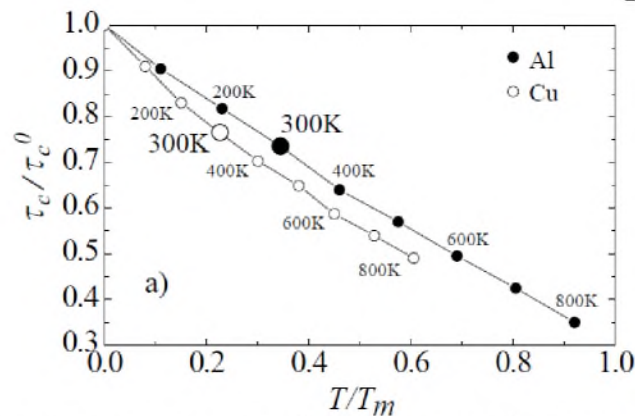


Рис. 1. Зависимость от температуры T теоретической прочности τ_c на сдвиг в направлении [112](111) алюминия (●) и меди (○). T_m - температура плавления, τ_c^0 - теоретическая прочность при абсолютном нуле температуры ($\tau_c^0 = 2.47$ ГПа и $\tau_c^0 = 2.85$ ГПа для алюминия и меди соответственно).

Литература

1. Zhu T., Li J. Ultra-strength materials // *Progress in Materials Science*. 2010. Vol. 55. P. 710–757.

ОСОБЕННОСТИ ТЕМПЛЕТНОГО РОСТА ЗЕРЕН В КЕРАМИКЕ Y123

Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
marcel@imsp.ru

Темплетный рост зерен является одним из способов получения текстуры в различных функциональных керамиках с перовскитоподобной структурой [1]. Суть темплетного метода заключается в следующем. В смесь порошка матричной (основной) керамики с органическим связующим добавляют небольшое количество (до 5 об %) темплетов. Темплеты – это небольшие (несколько десятков мкм) пластинчатые монокристаллы родной фазы или химически инертных оксидов. В ходе рекристаллизационного отжига ориентированные темплеты служат местами зарождения и роста зерен матричной фазы, при этом зерна матрицы наследуют текстуру темплетов. До настоящего времени темплетный рост зерен в ВТСП керамиках исследован не был.

Целью данной работы было изучение особенностей роста темплетов в керамике $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123). В качестве темплетов использовали крупные частицы Y123, полученные перетиранием крупнозернистого образца ($d \sim 500$ мкм) в агатовой ступе и дальнейшим просеиванием через калиброванные сита. Специальное исследование показало, что крупные частицы Y123 представляют собой монокристаллы. Далее в порошок зернистостью менее 2 мкм добавляли 5 вес % просеянных темплетов. Для получения таблеток $\varnothing 8 \times 2$ мм смесь порошков компактировали при комнатной температуре и спекали при $T=890-950^\circ\text{C}$, 5 ч.

Установлено, что температура начала роста темплетов зависит от их размера. Темплеты размером 30-40 мкм начинают расти при $T=950^\circ\text{C}$, в то время темплеты размером 60-80 мкм начинают расти уже при $T=925^\circ\text{C}$. Границы растущих темплетов захватывают большое количество пор и даже отдельные зерна. Рост темплетов сильно анизотропен. Плотность образцов с темплетами в среднем на 4 % ниже, чем образцов без темплетов.

[1] G. L. Messing et al. Templated grain growth of textured piezoelectric ceramics. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* 29 (2004) 45–96.

ЗАВИСИМОСТЬ МАГНИТНОГО СОСТОЯНИЯ $\alpha-Fe_2O_3$ ОТ ТОЛЩИНЫ ПЛАСТИНКИ

Каримов Л.З.¹, Сагдаткиреева М.Б.²

¹Факультет математики и естественных наук, Стерлитамакский филиал БашГУ,
г. Стерлитамак

²Башкирский государственный университет, г. Уфа
Chelovek-Lir@yandex.ru

Исследование магнитного состояния материалов является одной из основных задач физики твёрдого тела, поскольку оно позволяет глубже разобраться в природе формирования различных магнитоупорядоченных кристаллов.

В качестве рассматриваемого образца был выбран гематит - $\alpha-Fe_2O_3$, представляющий собой антиферромагнетик со слабым ферромагнетизмом.

Основным предметом исследования является изучение возможных, энергетически выгодных расположений векторов \vec{l} и \vec{m} в случае образца толщиной квантовых ям. В работах Фарзтдинова М. М. [1] исследовались расположения векторов намагниченности в случае магнитных образцов бесконечных размеров.

Если учитывать геометрические размеры магнитных материалов, то следуя работам Сагдаткиреевой М.Б. [2] необходимо ввести в рассматриваемый гамильтониан гематита размагничивающие факторы, зависящие от толщины пластинки: N_{ϕ_x} , N_{ϕ_y} и N_{ϕ_z} .

Оператор полной энергии гематита в данном случае принимает вид:

$$H = \frac{1}{2}al_z + \frac{1}{2}bm_z + q(l_x m_y - l_y m_x) + N_{\phi_x} m_x^2 + N_{\phi_y} m_y^2 + N_{\phi_z} m_z^2.$$

Расчёты показывают, что при размерах образца толщиной квантовых ям размагничивающие факторы и параметр слабого ферромагнетизма q начинают играть существенную роль. Так, например, при различной толщине магнитной пластинки на ряду с другими энергетически выгодными состояниями существует группа решений с расположением вектора \vec{l} вдоль осей OX и OY и вектором \vec{m} , образующим с плоскостью OXY угол выхода β , определяемый выражением $\cos \beta = \pm \frac{q}{b + 2(N_{\phi_z} - N_{\phi_i})} \operatorname{ctg} \alpha$, где $i = x, y$

в зависимости от расположения вектора антиферромагнетизма \vec{l} . Так же можно варьировать угол выхода вектора \vec{l} из плоскости OXY. В этом случае вектор \vec{m} будет располагаться нормально оси OZ, а угол выхода вектора \vec{l} будет определяться выражением $\sin \theta = \pm \frac{q}{b + 2(N_{\phi_z} + 2(N_{\phi_x} - N_{\phi_y}))} \operatorname{ctg} \alpha$, где θ угол отсчитываемый от нормали к

поверхности пластинки. При этом вектор антиферромагнетизма вращается в плоскости OYZ.

В рассматриваемом случае важно отметить, что вектора \vec{l} и \vec{m} в основном состоянии не располагаются параллельно оси OZ, поскольку это энергетически невыгодно.

Варьируя толщину пластинок можно получать магнитные материалы с различными заранее заданными расположениями векторов намагниченности что приводит к возможности создавать магнитные образцы с определённой доменной структурой, то есть с заданными магнитными свойствами.

Литература

1. Фарзтдинов М.М. Физика магнитных доменов в антиферромагнетиках и ферритах. Москва. "Наука" 1981г.
2. Сагдаткиреева М.Б. Известия РАН, Сер. физ., 2004, т. 68, №5, с. 689-692.

СКОРОСТНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ НАГРУЖЕНИЯ

**Карнавская Т.Г.¹, Автократова Е.В.³, Брагов А.М.², Маркушев, М.В.³,
Перевезенцев В.Н.², Ситдигов О.Ш.³, Щербань М.Ю.²**

¹ Нижегородский филиал Института машиноведения РАН

² Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

³ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

karnavskayat@gmail.com¹, lena@imsp.da.ru³, sitdikov.oleg@anrb.ru³, mvmark@imsp.da.ru³,
pevn@uic.nnov.ru¹

В работе изучали зависимости напряжения пластического течения от скорости деформации в условиях динамического сжатия алюминиевого сплава 1570С (Al–5.6Mg–0.4Mn–0.32Sc (вес. %)) с крупнозернистой (КЗ) (размер зерна ~24 мкм) и бимодальной структурой, сформированной теплым равноканальным угловым прессованием (РКУП) за 3 и 8 проходов. Так после 3-х проходов РКУП структура сплава на 80% состояла из крупных зёрен, разделённых прослойками мелких зёрен размером ~ 2 мкм, а после 8 проходов сплав имел преимущественно ультрамелкую структуру, состоящую из зёрен микронного размера и отдельных крупных (до 20 мкм) зёрен (в соотношении 70/30, соответственно).

Динамические испытания проводили при комнатной температуре и 300 °С на установке РСГ-20, реализующей метод Кольского с использованием разрезного стержня Гопкинсона.

Как и ожидалось, коэффициент скоростной чувствительности напряжения пластического течения ($m = \Delta \ln \sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}$) КЗ сплава как при комнатной, так и повышенной температурах, слабо зависит от скорости деформации (Рис. а и б), и его средняя величина близка к 0,03. При этом обнаружено, что зависимость напряжения течения от скорости деформации ($\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$) сплава с бимодальной структурой может иметь существенно немонотонный характер, демонстрируя высокие значения коэффициента m в довольно широком интервале скоростей. Так, при температуре испытаний 300 °С сплав после 3-х и 8-ми проходов РКУП демонстрирует четко выраженную двухстадийную зависимость $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ со средним коэффициентом m на второй стадии ~ 0,4 (Рис. б). Для сплава после 8 проходов РКУП, испытанного при комнатной температуре обнаружена трёхстадийная зависимость $\ln \sigma - \ln \dot{\epsilon}$ (Рис. а) с типичным для материалов, проявляющих эффект структурной сверхпластичности, сигмоидальным видом. Причем на второй стадии этой зависимости коэффициентом $m=0,4$, как и при испытаниях при 300 °С.

Предложены объяснения обнаруженным эффектам с позиций теории неравновесных границ зёрен.

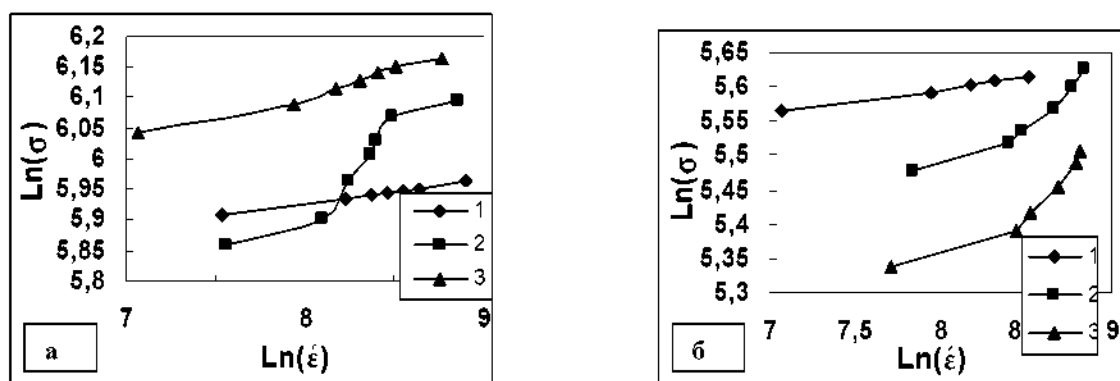


Рис. Зависимости напряжения течения от скорости деформации сплава 01570Св состояниях 1 (литое), 2 (РКУП, $e \sim 3$) и 3 (РКУП, $e \sim 8$): (а) 20 и (б) 300 °С.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ОТКОЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Cu–Al–Ni С НАНОФАЗНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НАНОСЕКУНДНОГО РЕЛЯТИВИСТСКОГО СИЛЬНОТОЧНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ПУЧКА

¹Дударев Е.Ф., ²Кашин О.А., ³Марков А.Б., ⁴Майер А.Е., ¹Бакач Г.П., ¹Табаченко А.Н.,
¹Почивалова Г.П., ¹Жоровков М.Ф.

¹ Сибирский физико-технический институт ТГУ, Томск

² Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

³ Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск

⁴ Челябинский государственный университет, Челябинск

okashin@ispms.tsc.ru

Выполнено комплексное экспериментально–теоретическое исследование откольного разрушения гетерофазного сплава с субмикрокристаллической и крупнозернистой структурами при воздействии наносекундного релятивистского сильноточного электронного пучка, сформированного на ускорителе «СИНУС 7». В качестве мишеней для облучения использовали диски из данного сплава с субмикрокристаллической структурой, сформированной при многократном *авс*-прессовании при комнатной температуре, и с крупнозернистой рекристаллизованной структурой. Установлено, что при обеих зеренных структурах после старения при 823 К фазовый состав сплава одинаковый: в Cu–Al–Ni твердом растворе содержатся частицы интерметаллических соединений NiAl и Ni₃Al. При крупнозернистой структуре средний размер зерен 10 мкм при доле большеугловых границ 90%.

Экспериментально определены параметры электронного пучка, обеспечивающие разрушение мишеней толщиной до 6 мм из сплава с указанными зеренными структурами: энергия электронов 1,4 МэВ, длительность импульса 50 нс, плотность мощности $1,6 \cdot 10^{10}$ Вт/см². Путем численного моделирования с использованием пакета программ VETAIN 2 показано, что при воздействии на сплав Cu–Al–Ni этого электронного пучка температура в зоне энерговыделения превышает температуры плавления и формируется область высокого давления с максимальным напряжением 12,5 ГПа. Затем формируется бегущая вглубь мишени волна сжатия с амплитудой 8 ГПа, при отражении которой от тыльной поверхности формируется волна растяжения и происходит откольное разрушение.

Установлено, что толщина отколотого слоя при обеих зеренных структурах увеличивается, а степень его пластической деформации уменьшается с ростом толщины мишени. Показано, что при субмикрокристаллической структуре откольная прочность больше, чем при крупнозернистой структуре, и составляет ~ 3 ГПа.

Исследованы зеренная структура на разном расстоянии от откольного разрушения, закономерности и механизм разрушения при исходной субмикрокристаллической и крупнозернистой структурах. У крупнозернистого сплава обнаружено измельчение зеренной структуры вблизи поверхности разрушения. При обеих зеренных структурах разрушение по структурному признаку вязкое, с вязким ямочным отрывом. Поверхность разрушения на мезомасштабном уровне состоит из гребней и впадин; это свидетельствует о неплоском фронте волны растяжения, перемещающейся от тыльной поверхности вглубь мишени.

Выяснены общие закономерности и особенности откольного разрушения гетерофазных сплавов Cu–Al–Ni и Al–Mg–Li–Zr при субмикрокристаллической структуре. Результаты этих исследований будут использованы для построения феноменологической модели откольного разрушения гетерофазных сплавов с субмикрокристаллической структурой при воздействии наносекундного электронного пучка.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №10-08-00724-а.

МИКРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ПРИ КОМНАТНОЙ И ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРАХ

¹Дударев Е.Ф., ¹Почивалова Г.П., ²Колобов Ю.Р., ³Кашин О.А., ¹Скосырский А.Б.,
¹Бакач Г.П.

¹ Сибирский физико-технический институт ТГУ, Томск

²НОИЦ «Наноструктурные материалы и технологии» БелГУ, Белгород

³Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

okashin@ispms.tsc.ru

Для металлов и сплавов с субмикроструктурной структурой, сформированной при интенсивной пластической деформации, помимо субмикронного размера зерен (меньше 1 мкм), характерны границы зерен с несовершенной структурой. У крупнозернистых рекристаллизованных металлов и сплавов границы зерен содержат только геометрически необходимые дефекты, упругие поля напряжений которых скомпенсированы. В то же время при субмикроструктурной структуре границы зерен содержат внесенные дефекты с некомпенсированными полями напряжений и имеют больший свободный объем. Кроме этого для полученной таким способом субмикроструктурной структуры характерны повышенные плотность дислокаций в зернах и диффузионная подвижность атомов на границах зерен, высокие внутренние напряжения и упругая деформация кристаллической решетки у границ зерен. Вследствие этого может измениться способность границ зерен генерировать и поглощать дислокации, а также сопротивление движению дислокаций у границы и в объеме зерна. Таким образом, у металлов и сплавов с объемной субмикроструктурной структурой имеется ряд структурных факторов, которые могут оказать влияние на зарождение и развитие микропластической деформации.

С целью выяснения влияния указанных структурных факторов на развитие микропластической деформации в настоящей работе проведено сопоставительное исследование деформационного поведения титана в субмикроструктурном и крупнозернистом состояниях не только при комнатной, но и при повышенных температурах. Наряду с этим варьировали параметры субмикроструктурной структуры путем термических и механотермических обработок после интенсивной пластической деформации.

Исследовано влияние квазистатического нагружения на деформационное поведение и величину напряжения течения в области микропластической деформации субмикроструктурного и крупнозернистого титана. Установлено, что влияние температуры на деформационное поведение субмикроструктурного и крупнозернистого титана качественно одинаковое. Однако при субмикроструктурной структуре, сформированной при конечной температуре 400°C, напряжение течения в области микропластической деформации уменьшается с ростом температуры деформации значительно сильнее, чем при крупнозернистой структуре. При этом эффект упрочнения от формирования субмикроструктурной структуры сохраняется только при температурах деформации ниже 400°C и сильно уменьшается в интервале температур 300 - 400°C.

Приведены данные о влиянии глубокой холодной пластической деформации субмикроструктурного и крупнозернистого титана на деформационное поведение при комнатной и повышенных температурах и на температурную зависимость напряжения течения в области микропластической деформации. Рассмотрены механизмы пластической деформации, которые обуславливают сильную температурную зависимость напряжения течения в области микропластической деформации титана с субмикроструктурной структурой в интервале температур 300 - 400°C и отсутствие эффекта упрочнения от формирования субмикроструктурной структуры уже при 400°C.

Работа выполнена в рамках госбюджетного проекта СО РАН 3.6.2.2 и госконтракта № 16.513.11.3121.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА НАЧАЛО ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Кикин П.Ю., Пчелинцев А.И., Русин Е.Е.

НФ ИМАШ РАН (Нижегород)
eerusin@mail.ru

Представлены результаты исследований влияния предварительного низкоэнергетического импульсного лазерного воздействия на время начала процесса плавления алюминиевых ультрамелкозернистых (УМЗ) сплавов.

Материалом исследования служили образцы алюминиевых сплавов 1421, 1570, Амг-6 в УМЗ состоянии, полученные методом равноканально-углового прессования (РКУП) [1] (средний размер зерна ~ 1 мкм). Для сравнения использовались образцы тех же сплавов с крупнозернистой структурой (размер зерен 10-20 мкм). Облучение образцов проводили излучением YAG:Nd³⁺ лазера. Параметры излучения: длительность импульса ~ 8 мс, энергия в импульсе – до 25 Дж.

Предварительное облучение поверхности образцов проводилось сериями импульсов (от одного до семи) с различными плотностями энергии $E_1 \sim 10^2$ Дж/см², $E_2 \sim 1,25 \cdot 10^2$ Дж/см² и $E_3 \sim 1,5 \cdot 10^2$ Дж/см² в каждой серии, не вызывавшими плавления сплава на поверхности.

После предварительного облучения поверхность образцов подвергалась воздействию единичного лазерного импульса с плотностью энергии $E_4 \sim 6 \cdot 10^2$ Дж/см², при котором происходило плавление материала в зоне облучения.

Исследования показали, что предварительная обработка поверхности сплавов лазерными импульсами с плотностями энергии E_1 и E_2 в количестве от одного до пяти не вызывает на УМЗ сплавах изменения рельефа поверхности, а при шести, семи импульсах лазерного воздействия на поверхности образуются микроскопические кратеры, которые представляют собой раскрытые вакансионные поры [2]. Облучение с энергией E_3 приводит к образованию микрократеров на поверхности образца уже с первого импульса. Их количество и область, которую они занимают увеличивается от импульса к импульсу. В КЗ сплаве микрократеры возникают при больших количествах импульсов облучения. Так при облучении с плотностью энергии E_3 кратеры возникают только после третьего импульса. Облучение образцов с плотностью энергии E_4 , прошедших предварительную обработку, с плотностью энергии E_1 , E_2 , E_3 приводит к уменьшению времени начала плавления по сравнению с временем начала плавления только при воздействии с плотностью энергии E_4 . Чем больше количество предварительных импульсов, тем за меньшее время начинается процесс плавления. Эта закономерность выражена более существенно у УМЗ сплавах, чем в КЗ сплавах. При появлении микрократеров время начала плавления увеличивается. Возможной причиной наблюдаемых закономерностей является влияние концентрации неравновесных вакансий на начало процесса плавления при лазерном импульсном нагреве. Обсуждаются механизмы образования неравновесных вакансий и процесс слияния их в поры.

Литература

1. *Валев Р.З., Александров И.В.* // Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000г., 272 с.
2. *P.Yu. Kikin, V.N. Perevezentsev, E.E. Rusin. and E.N. Razov* // Effect of Preliminary Low-Energy Irradiation on the Melting of Aluminium Alloys. // Technical Physics, 2012, Vol. 57, No. 2, pp. 203-206.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ПРЕДВАРИТЕЛЬНУЮ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКУЮ ЛАЗЕРНУЮ ИМПУЛЬСНУЮ ОБРАБОТКУ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1421.

Кикин П.Ю., Пчелинцев А.И., Русин Е.Е.

НФ ИМАШ РАН (Нижний Новгород)
eerusin@mail.ru

В работе [1] было показано, что если поверхность алюминиевых сплавов 1420, 1421 и 1570 с ультрамелкозернистой (УМЗ) и крупнозернистой (КЗ) структурой вначале облучить низкоэнергетическими лазерными импульсами (до порога плавления) например, при $E_1 = 1.2 \cdot 10^2 \text{ Дж/см}^2$, а затем эту же область высокоэнергетическим импульсом $E_2 = 6 \cdot 10^2 \text{ Дж/см}^2$, при котором происходит расплавление сплава, то время начала плавления уменьшается по сравнению с облучением только с E_2 . Этот эффект проявляется сильнее в УМЗ, чем в КЗ структуре. Было выдвинуто предположение, что уменьшение времени начала плавления, связано с увеличением концентрации неравновесных вакансий в приповерхностном слое сплавов после предварительной обработки. Увеличение концентрации вакансий приводит к увеличению поглощающей способности сплава к лазерному излучению.

В развитие этих предположений исследовалось влияние отжига на алюминиевый сплав 1421 подвергнутый предварительной лазерной обработке с энергией E_1 . Отжиг производился при температуре $T=300 \text{ C}^\circ$ в течение 2 часов с охлаждением в печи. Перед отжигом было зафиксировано влияние предварительной обработки. Далее некоторая область поверхности облучалась с энергией предварительной обработки E_1 . После этого образцы подвергались отжигу при $T=300 \text{ C}^\circ$ и выдержкой 2 часа с охлаждением в печи. После отжига в областях предварительно облученных с E_1 влияние предварительной обработки не наблюдалось, хотя в других областях предварительная обработка вновь себя проявила. Полученные результаты можно объяснить связью времени начала плавления с концентрацией неравновесных вакансий, внесенных предварительным облучением в поверхностный слой сплава. При отжиге вакансии уходят в стоки и влияние предварительной обработки исчезает.

Литература.

1. П.Ю. Кикин, В.Н. Перевезенцев, Русин Е.Е., Разов Е.Н. / Влияние предварительного низкоэнергетического лазерного облучения на процесс плавления алюминиевых сплавов. // Журнал технической физики, 2012, том 82, вып. 2, с. 46-49.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ С ЖИДКОКАНАЛЬНОЙ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ СТРУКТУРОЙ

Климашин А.А.¹, Белоусов В.В.¹

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
хароh@mail.ru

Наноматериалы имеют высокую поверхностную энергию, поэтому они не устойчивы при высоких температурах. В частности, при температуре $0.2-0.3 T_{пл}$ начинается интенсивная рекристаллизация. Поверхностная энергия может быть значительно понижена, например, смачиванием границ зерен (ГЗ). Наиболее эффективно смачивание ГЗ химически совместимым расплавом в двухфазной области диаграммы состояния, где твердая и жидкая фазы находятся в равновесии. Такой тип смачивания может иметь место как в керамических, так и в металлических материалах. В этом случае поверхностное натяжение границы раздела «твердая фаза/расплав» может существенно понижаться ($\sim 1-80$ мДж/м²).

Термодинамическое условие смачивания ГЗ выглядит следующим образом

$$\gamma_{ГЗ} \geq 2\gamma_{ТЖ}, \quad (1)$$

где $\gamma_{ГЗ}$ и $\gamma_{ТЖ}$ – поверхностное натяжение ГЗ и границы раздела «твердая фаза/расплав», соответственно ($\gamma_{ГЗ}$ зависит от угла разориентировки зерен). Малоугловым ГЗ соответствует низкое значение $\gamma_{ГЗ}$, большеугловым – высокое (за исключением специальных ГЗ). Так как большеугловые ГЗ имеют широкий спектр значений $\gamma_{ГЗ}$, температура фазового перехода смачивания ГЗ варьируется: чем ниже $\gamma_{ГЗ}$, тем выше температура. В работе рассчитаны значения $\gamma_{ТЖ}$, при которых могут существовать высокотемпературные наноконпозиты с жидкоканальной зернограничной структурой. Полученные значения типичны для лиофильных коллоидов.

Литература

1. V. V. Belousov. High-temperature solid/melt nanocomposites // *Письма в ЖЭТФ*, **88**:4 (2008) 297-298.

QSPR МОДЕЛЬ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫХ ПЛЕНОК ПАН И МЕТАЛЛСОДЕРЖАЩЕГО ПАН

Коноваленко С.П.¹, Семенистая Т.В.²

¹Таганрогский государственный педагогический институт имени А.П.Чехова, Таганрог
²Таганрогский технологический институт Южного федерального университета, Таганрог
svetlana_s12@mail.ru

В последнее достаточно актуальны исследования в области QSPR (Quantitative Structure – Property Relationship) моделирования. Метод QSPR используется, в частности, для предсказания физико-химических свойств соединений. Свойства материала, как правило, определяются его структурой, а нахождение количественного соотношения «структура – свойство» помогает понять, как структура влияет на свойства соединений (в нашем случае, электрофизические и газочувствительные свойства).

Прогнозирование свойств по данным температурно-временных режимов технологического процесса формирования пленок на основе полиакрилонитрила (ПАН) с использованием математических методов статистической обработки позволяет свести к минимуму количество экспериментальных исследований.

Одним из основных достоинств сенсоров газов на основе пленок электропроводящих полисопряженных органических полимеров, к которым относится ПАН, является возможность их функционирования в температурном интервале $17 \div 40$ °С.

При помощи метода QSPR была построена модель для прогнозирования сопротивления газочувствительных пленок ПАН и Со-содержащего ПАН. Для построения QSPR модели выбраны в качестве дескрипторов следующие параметры: температура и время ИК-отжига, массовое содержание кобальта в составе пленок ПАН.

В качестве модельной базы экспериментальных данных выбрано 133 образца газочувствительных пленок Со-содержащего ПАН (указанные пленки были получены при различных температурно-временных режимах и с разным процентным содержанием Со в масс. %) в качестве обучающей выборки и 23 образца пленок Со-содержащего ПАН в качестве контрольной выборки.

В результате обработки экспериментальных данных методом наименьших квадратов получена адекватная статистическая модель QSPR и определены дескрипторы, влияющие на изменение сопротивления:

$$\ln R = -37,16 \ln T_2 - 1,56 \ln t_2 - 4,58 m + 245,61 \quad (1)$$

где T_2 – интенсивность второго этапа ИК-отжига, °С; t_2 – время второго этапа ИК-отжига, мин.; m – содержание Си в составе пленки, масс. %.

Объем выборки $n=133$; коэффициент корреляции $r=0,96$; коэффициент детерминации $R^2=0,92$; критерий Фишера $F=4796,31$; объясненная дисперсия $v=0,92$. Все коэффициенты уравнения (1) статистически значимы.

Полученная модель была проверена на контрольной выборке, для которой коэффициент детерминации оказался $R^2=0,92$, что говорит о совпадении построенной модели и описываемой реальной системой экспериментальных данных.

Полученная QSPR-модель имеет практическое значение для технологии формирования пленок металлсодержащего ПАН, так как позволяет прогнозировать их свойства.

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ КРИОГЕННО ДЕФОРМИРОВАННОЙ МЕДИ

Конькова Т.Н.^{1,2}, Миронов С.Ю.³, Корзников А.В.¹, Мышляев М.М.^{4,5}

¹ Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

² Университет Ибараки, Департамент материаловедения и машиностроения,
Хитачи, Япония

³ Университет Тохоку, Департамент Обработки Материалов, Высшая Школа Инженеров,
Сендай, Япония

⁴ Институт металлургии и материаловедения им. Байкова РАН, Москва

⁵ Институт физики твердого тела РАН, Московская обл., Черноголовка

konkova_05@mail.ru

В последние годы деформация при очень низких (криогенных) температурах рассматривается как перспективный подход для радикального измельчения зеренной структуры. В этой связи представляет интерес оценка термической стабильности криогенно-деформированных материалов. В данной работе исследовалась эволюция структуры в ходе низкотемпературного (50-250°C) отжига меди, подвергнутой предварительной криогенной прокатке на 90% обжатия. Было установлено, что рекристаллизация в материале начинается уже при комнатной температуре и заканчивается после часового отжига при 150°C. Рекристаллизационный процесс сопровождается интенсивным формированием двойников отжига.

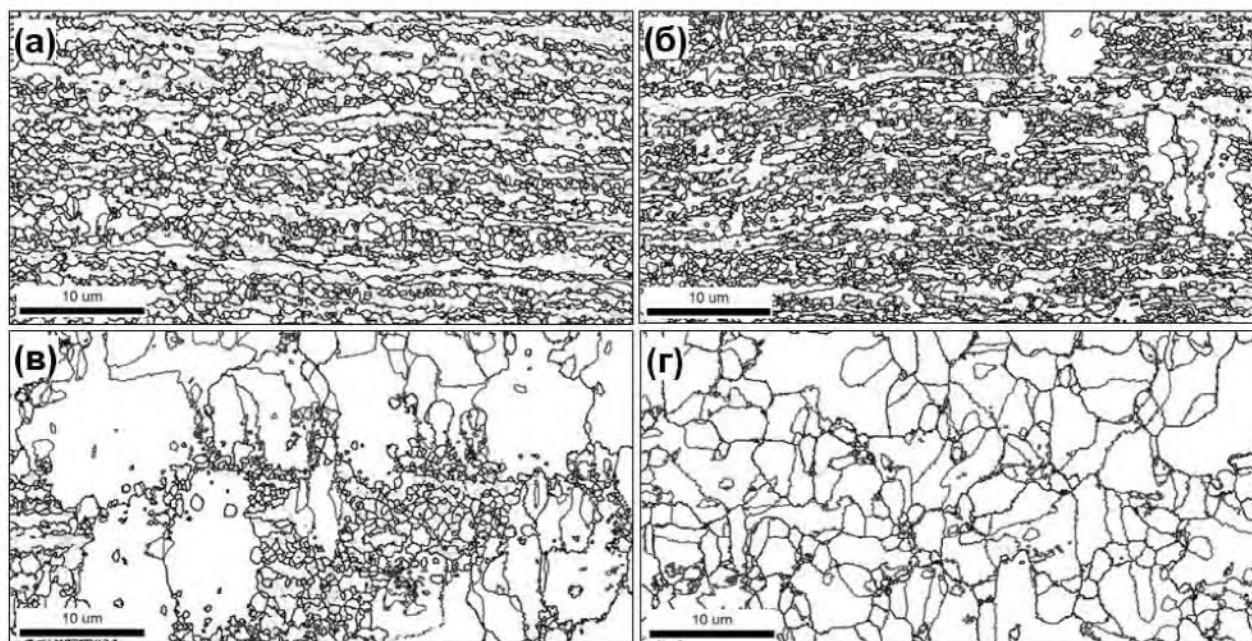


Рис. 1. EBSD карты микроструктуры после криогенной прокатки (а) и последующего отжига при 50°C (б), 100°C (в) и 150°C (г) в течение 1 часа. На EBSD картах черные линии соответствуют большеугловым границам, а серые – малоугловым границам и границам двойников

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ИЗОТРОПНОГО СПЛАВА Fe-22%Cr-15%Co

Корзников А.В.¹, Гладковский С.В.², Корзникова Г.Ф.¹ Миляев И.М.³

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,
korznikov@imsp.ru

²Институт машиноведения УРО РАН, Екатеринбург, Россия,

³Институт металлургии РАН, Москва, Россия,

Современные материалы для постоянных магнитов, как правило, имеют низкую прочность и пластичность. Сплавы системы Fe-Cr-Co в высококоэрцитивном состоянии также являются твердыми и хрупкими. Но эти сплавы относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов, поскольку они достаточно пластичны после закалки от высоких температур (1250-1300 °С) и могут быть подвергнуты различным видам механической обработки при гомологической температуре $T=0,60\div 0,75 T_{пл}$ [1, 2]. После проведения конечной низкотемпературной ступенчатой термообработки за счет расслоения высокотемпературного твердого раствора на сильномагнитную α_1 и слабомагнитную α_2 фазы образуется модулированная структура, обеспечивающая высокие значения коэрцитивной силы. Вместе с тем, наличие модулированной структуры с когерентно связанными α_1 и α_2 фазами ухудшает механические характеристики, такие как прочность и пластичность. Разрушение в таких магнитах происходит по транскристаллитному механизму, характерному для материалов с повышенной хрупкостью.

Одним из подходов к повышению механических свойств сплавов является регулирование фазового состава. Известно, что в тройных сплавах Fe-Cr-Co в интервале температур 800-1200°С выделяется аустенитная γ -фаза [3], которая менее пластична, чем α -твердый раствор, однако является более пластичной, чем модулированная структура $\alpha_1 + \alpha_2$. Наличие пластин γ -фазы в структуре может существенно улучшить стойкость к распространению трещин и, тем самым, поднять пластичность в магнитах после стандартной термомагнитной обработки и ступенчатого отжига.

Данная работа посвящена исследованию процессов разрушения и трещиностойкости сплава Fe-22%Cr-15%Co после высокотемпературной закалки, дополнительного отжига при температурах из интервала 800-1200°С и последующей термообработки по ГОСТ 24897-81 на высококоэрцитивное состояние. Испытания на ударный изгиб по ГОСТ 9454 на образцах с и образным надрезом показали, что работа разрушения увеличивается при проведении дополнительного отжига до 1.5 раз в зависимости от температуры отжига. Приведены структурные данные, свидетельствующие о том, что выделение пластинчатой γ -фазы способствует повышению ряда прочностных характеристик.

[1] Корзникова Г.Ф. Влияние схемы горячей деформации на структуру и свойства магнитотвердых сплавов системы Fe-Cr-Co. // *Металловедение и термическая обработка металлов* – 2006. - №2. – С. 33-37.

[2] G.Korznikova A.Korznikov «Gradient submicrocrystalline structure in Fe-Cr-Co system hard magnetic alloys» *Materials Science & Engineering A* 503 -2009,- pp. 99-102.

[3]. Кекало И.Б., Самарин Б.А. *Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми свойствами.* – М.: Металлургия, 1989. - 496с.

РЕЗИСТОМЕТРИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0

Корзникова Е.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
helenne@yandex.ru

Известно, что прочностные характеристики металлов сильно зависят от структуры, в частности от размера зерна. Измельчение структуры позволяет увеличить прочность материала без изменения его химического состава. Иногда этот факт имеет большое значение, например в случае с чистым титаном, который применяется в медицине. Один из наиболее известных эффективных способов измельчения структуры — интенсивная пластическая деформация [1].

Для получения субмикрокристаллической структуры в чистом титане ВТ 1-0 использовали кручение под высоким квазигидростатическим давлением и дробную прокатку при температуре жидкого азота со степенью обжатия 90%. Для исследования термической стабильности материала использовали прецизионный метод измерения остаточного электрического сопротивления после серии изохронных отжигов. Длительность каждого отжига составила 10 минут, интервал температур — 25 — 500°C с шагом 25°C. Для исключения вклада тепловых колебаний в электросопротивление, измерения проводились при температуре жидкого гелия (4К).

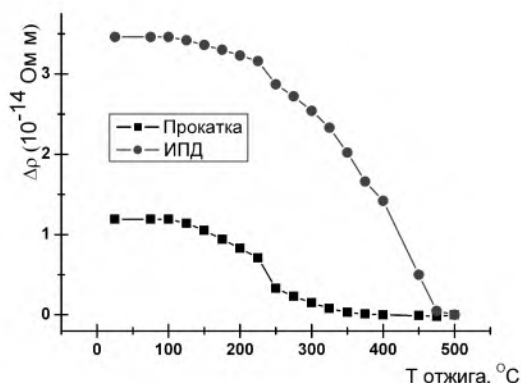


Рис.1. График зависимости удельного электросопротивления деформированного титана от температуры отжига

Полученные результаты представлены на рис. 1. Исходная величина сопротивления деформированного материала после кручения примерно в 3 раза выше, чем образца после прокатки. Очевидно, что это связано с большей степенью наклепанности структуры. Дифференцирование графиков, приведенных на рис. 1 позволяет выделить стадии падения электросопротивления, соответствующие отжигу различных типов дефектов. В работе проведен анализ вкладов различных типов дефектов в электросопротивление деформированного титана и условный расчет их концентраций.

Литература.

[1] E. Schafner, L. Zeipper, M. J. Zehetbauer. E. Schafner, L. Zeipper, M. Zehetbauer, // Proc. 2nd International Conference on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: Fundamentals – Processing – Applications, Vienna, Dec. 2002 (Austria). P. 426-432 (2004).

ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСКРЕТНОГО БРИЗЕРА НА КРАЮ ДЕФОРМИРОВАННОГО ЛИСТА ГРАФЕНА

Корзникова Е.А., Баимова Ю.А., Дмитриев. С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

helenne@yandex.ru

В последние несколько лет в современной науке проявился большой интерес к изучению графена - двумерной аллотропной модификации углерода. В настоящее время во всем мире ведутся активные исследования уникальных механических, физических и оптических свойств графена с целью их использования в различных нанотехнологиях [1].

Значительный интерес представляют линейные и нелинейные колебательные моды кристаллической решетки графена и влияние на них однородной упругой деформации, которая может приводить к появлению щели в фононном спектре графена, что обеспечивает возможность существования щелевых дискретных бризеров (ДБ) [2].

В работе исследована плоская нанолента графена со свободными краями типа кресло. Нанолента подвергалась одноосной деформации растяжения в направлении кресло. Установлено, что лента шириной 120 атомов при нулевой температуре сохраняет стабильность до степени деформации 29%. Показано, что фононные моды разбиты на два подмножества, в одном атомы осуществляют колебания в плоскости наноленты (XU моды), а в другом – по нормали к этой плоскости (Z моды). Начиная со степени деформации 10% в XU -спектре дисперсионных кривых, появляется щель. При этом Z -спектр практически не изменяется. В щели XU -спектра обнаружены две колебательные моды с частотой, слабо зависящей от волнового числа q , сильно локализованные на краю наноленты. Одна из этих мод использовалась для задания начальных перемещений атомов при построении ДБ, который представляет собой колебательную моду большой амплитуды в плоскости XU , локализованную на четырех атомах на краю наноленты. ДБ неустойчив по отношению к малым возмущениям в виде отклонений атомов из плоскости наноленты. Тем не менее, затухание ДБ происходит медленно ввиду его слабого взаимодействия с Z модами, так что время его жизни может составлять порядка 10^3 периодов колебаний. Период колебаний ДБ составил $\Theta=0.04$ пс, что соответствует частоте около 800 см^{-1} . X -компонента амплитуды крайнего атома изменяется от 0.021 до 0.14 \AA , Y -компонента колебаний данного атома примерно в 2 раза меньше. С увеличением амплитуды ДБ имеет место уменьшение его частоты от 830 до 795 см^{-1} , что свидетельствует о мягком типе нелинейности данной колебательной моды.

Было установлено, что степень локализации изученного ДБ уменьшается с уменьшением его амплитуды, что в целом характерно для нелинейных колебательных мод в дискретных системах.

Результаты, полученные в данной работе, могут оказаться полезными при обсуждении прочности на разрыв нанолент графена, поскольку есть все основания полагать, что разрыв инициируется на краях наноленты и ДБ, локализуя значительную энергию, могут способствовать зарождению трещин.

Литература

1. A.K. Geim, K.S. Novoselov.// Nature Materials, V. 6, I. 3,P. 183 (2007).
2. A.V. Savin, Yu.S. Kivshar, B. Hu. //Phys. Rev. B. V. 82, P. 195422 (2010).

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ НА СТРУКТУРУ И ПОКАЗАТЕЛИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Cu

Котов А.Д., Михайловская А.В., Непорожнев В.С., Портной В.К.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва
kotov@misis.ru

Для реализации сверхпластической формовки необходимы листы, имеющие стабильную при температуре сверхпластической деформации (СПД) микрозеренную структуру с размером зерна менее 10 мкм. Большинство алюминиевых сплавов, для которых известны технологии получения сверхпластичного листа с хорошими показателями сверхпластичности не обладают высокой прочностью при комнатной температуре. Наиболее высокопрочные алюминиевые сплавы 7000 серии (США) проявляют сверхпластичность при малых скоростях – порядка 10^{-4} с^{-1} , либо имеют сложную схему получения листовых заготовок под сверхпластическую формовку.

Опыт предыдущих исследований [1,2] показывает, что получить рекристаллизованное зерно размером менее 10 мкм в сплавах можно в первую очередь, управляя размером и количеством частиц вторых фаз. Мелкие частицы (размером менее 0,1 мкм) тормозят процессы рекристаллизации и рост зерен в процессе СПД, такие частицы в алюминиевых сплавах образуют переходные металлы: Zr, Cr, Mn, Sc [3]. Крупные частицы (размером более 1 мкм) способствуют формированию мелкого зерна за счет образования в матрице мест предпочтительного зарождения центров рекристаллизации [1,3,4].

В работе исследовали показатели сверхпластичности сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu с добавками Ni, Fe и Zr. Наличие 0,3%Zr формирует в сплавах частично рекристаллизованную структуру перед началом сверхпластической деформации (рис.1а). Наличие в сплавах частиц эвтектического происхождения Al_3Ni и Al_9FeNi приводит к формированию более мелкого зерна при нагреве перед и во время сверхпластической деформации, в результате чего снижается в 1,5 – 2,0 раза напряжение течения (рис.1б), а относительное удлинение увеличивается до 500 – 900 % (рис.1в).

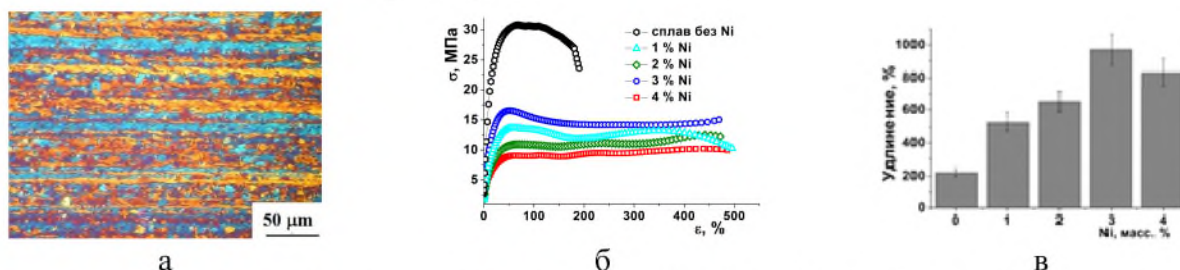


Рисунок 1. а – структура после отжига при $0,95T_{пл}$, 20 мин, б и в – показатели сверхпластичности сплавов с различным содержанием Ni при $T=440 \text{ }^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Разработан сплав и технологический режим получения сверхпластичного листа обеспечивающие высокие показатели СПД в широком диапазоне температур ($420 - 480 \text{ }^\circ\text{C}$) и скоростей деформаций ($10^{-3} - 10^{-2} \text{ с}^{-1}$): относительное удлинение 450 – 750 %, при этом напряжение течения не превышает 17 МПа. Сплав обладает высокими прочностными свойствами при комнатной температуре: $\sigma_{0,2} = 580 \text{ МПа}$ и $\sigma_b = 610 \text{ МПа}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ и ООО «ОПТЭК».

1. Портной В.К. Изв. Вузов. Цветная металлургия. 1985. №1. С. 93 - 107.
2. A.V. Mikhaylovskaya, M.A. Ryazantseva, V.K. Portnoy. Materials Science and Engineering A. 2011. 528. P. 7306–7309
3. F.J. Humphreys and M. Hatherly. Recrystallization and Related Annealing Phenomena (Second Edition), Pergamon, 2004
4. Маркушев М.В. Физика металлов и металловедение. Т. 108. № 1. 2009. С. 46 – 53.

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Маркушев М.В., Автокротова Е.В., Крымский С.В., Ситдииков О.Ш.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mvmark@imsp.ru

Исследовали влияние обработки, сочетавшей эффекты деформационного упрочнения и дисперсионного твердения от криопротатки и упрочняющей термообработки, на характеристики статической прочности и трещиностойкости промышленного прутка алюминиевого сплава Д16. Перед изотермической прокаткой, проводимой до степени деформации ~2 при температуре жидкого азота, сплав был закален в воду с температуры 505°С, а после прокатки естественно и искусственно состарен в широком интервале температур и выдержек.

Параметры прочности сплава при одноосном растяжении при комнатной температуре (условные пределы прочности и текучести ($\sigma_{0,2}$ и σ_b), а также относительное удлинение (δ), определяли на образцах с рабочей частью 9x3x0,7 мм. Характеристики трещиностойкости (удельную работу зарождения и роста трещины (A_3 и A_p)) оценивали по методу Кана при внецентричном растяжении образцов 28x20x0,7 мм с боковым V-образным концентратором.

Показано, что криопротатка и последующее естественное старение сплава в течение ~6 суток за счет зонного распада предварительно пересыщенного алюминиевого раствора, протекающего в развитой наночастицной структуре (размер ячеек 100-200 нм), приводят к формированию состояния, характеризуемого сочетанием параметров уникально высокой прочности ($\sigma_{0,2}$ =590 МПа, σ_b =640 МПа), удовлетворительной пластичности (δ =6 %) и низкой трещиностойкости (A_3 =27 кДж/м², A_p =4 кДж/м²). Искусственное же старение по серийному режиму Т1 (190°С, 12 ч), заметно разупрочняя прокатанный сплав ($\sigma_{0,2}$ =405 МПа, σ_b =465 МПа) вследствие одновременного и интенсивного протекания процессов распада твердого раствора, возврата и рекристаллизации деформационной структуры, лишь незначительно увеличивает показатели его пластичности (δ =7 %) и трещиностойкости (A_3 =31 кДж/м², A_p =9 кДж/м²).

Показано, что искусственное старение криопротатанного сплава по разработанным режимам может привести к его одновременному упрочнению ($\sigma_{0,2}$ =610 МПа, σ_b =665 МПа) и, что особенно важно, к значительному повышению параметров его пластичности (δ =10,4%) и трещиностойкости (A_3 =42 кДж/м², A_p =18 кДж/м²), придавая сплаву уникальный баланс механических свойств, определяющий его повышенную конструкционную прочность в условиях статического нагружения при комнатной температуре.

Обсуждена природа обнаруженного механического поведения криопротатанного и состаренного сплава. Рассмотрены причины и структурные факторы, обеспечивающие достижение высокопрочного состояния на фоне уникальных для достигнутого уровня прочности параметров пластичности и трещиностойкости.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (гос. контракт № 14.740.11.0278).

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ НАНО- И УЛЬТРАСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ласанху К. А.¹, Касмамытов Н. К.²

*Институт физико-технических проблем и материаловедения НАН КР
г. Бишкек, Кыргызстан,*

MegaCom17@mail.ru¹; nurkas@mail.ru²

В лаборатории порошковых материалов Института физико-технических проблем и материаловедения Национальной Академии наук Кыргызской Республики была разработана технология [1-3] получения нано- и ультраструктурированных керамокомпозиционных материалов на основе нитрида и карбонитрида кремния.

Для исследования низкотемпературной теплоемкости и химической устойчивости НУКМ в концентрированных кислотах и щелочах были изготовлены две партии опытных образцов при двух температурных режимах реакционного спекания 1320°C и 1220°C.

При режиме I (1320°C) в структуре НУКМ формируются высокотемпературные модификации β -Si₃N₄ и β' -Si₃(C_xN_y)₄ фазы в виде нитевидных кристаллов, а при режиме II (1220°C) кристаллическая матрица НУКМ формируется из низкотемпературных фаз α -Si₃N₄ и α' -Si₃(C_xN_y)₄ с наличием включений в виде соединений SiC, Si₂N₂O и Al₂O₃ [4].

В настоящем докладе будут представлены и обсуждены результаты по исследованию физико-химических свойств, влияние различных концентрированных кислот и щелочей на синтезированные опытные образцы НУКМ с нано- и ультрадисперсной структурой. Наряду с этим, будут представлены и рассмотрены результаты по измерению низкотемпературной теплоемкости НУКМ в сравнении с теплоемкостями классического реакционно-спекенного керамического материала на основе нитрида кремния, а также исходного монокремния.

Литература

1. Касмамытов Н. К. // Утилизация отходов кремниевого производства: технология, керамика, структура, свойства и применение. // Бишкек, изд-во ОсОО «Белек», 2010. - 236 с.
2. Касмамытов Н.К., Макаров В.П., Курбанов К.Р. / Способ изготовления керамокомпозиционных изделий из отходов кремния. // - Кыргызпатент KG 1203 C1 (C04B 35/58). – 2009. - 4 с.
3. Касмамытов Н.К. / Технология синтеза нано- ультраструктурированных керамокомпозиционных материалов. // Сб. трудов: Открытой школы конференции стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурированные материалы» - Россия, г. Уфа, 11-15 октября 2010г.-с.45.
4. Касмамытов Н.К. / Структурообразование керамокомпозиционного материала на основе нитрида кремния. // – Бишкек: Изд-во КРСУ, 2011. – 90с.

ИДЕНТИФИКАЦИЯ ФАЗ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ПЛАКИРОВАННОМ НИТРИДЕ ТИТАНА ВЫСОКОРАЗРЕШАЮЩЕЙ МИКРОСКОПИЕЙ

Лужкова И.В.¹, Ермаков А.Н.¹, Григоров И.Г.¹, Мурзакаев А.М.², Зайнулин Ю.Г.¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург

²Федеральное государственное бюджетное учреждение Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург
key703@yandex.ru

Методом плазменной переконденсации в низкотемпературной азотной плазме из никелида титана марки ПН55Т45-ОМ получен нанокристаллический нитрид титана плакированный никелем.

Рентгенографически, фракция из фильтра представляет собой смесь дефектного нитрида титана и металлического никеля, кроме того, зафиксировано присутствие сложного титан-алюминиевого нитрида состава $Ti_{0.7}Ni_{0.3}N$.

Выполнено моделирование плазмохимических процессов методами термодинамики, включающее расчеты составов набора интерметаллидных фаз, входящих в радиально-слоевую композицию нанокристаллических частиц системы $Ti - Ni$, с учетом данных фазовой диаграммы системы $Ti - Ni$ [1]. При помощи метода, описанного в [1] рассчитаны свободные энергии Гиббса твердых растворов системы $TiN - Ni$.

Обнаружено, что при формировании интерметаллидных фаз, входящих в состав плакированных наночастиц системы $TiN - Ni$, вначале формируется нитрид титана, а затем Ni_3Ti , $TiNi$ и Ti_2Ni . В последнюю очередь в качестве оболочки осаждается металлический никель.

С помощью просвечивающей электронной микроскопии (JEOL JEM-2100, Япония) подтверждена «плакированная» структура наночастиц. Найдены и установлены фазовые составляющие нанокристаллической композиции на выделенных областях: Ti_2N - тетрагональной, $TiNi$ - моноклинной и Ti_2Ni - кубической модификации (рис.1).

Из-за быстрой закалки нанопорошка в процессе плазмохимического синтеза формирование интерметаллидных фаз происходит в кинетическом режиме.

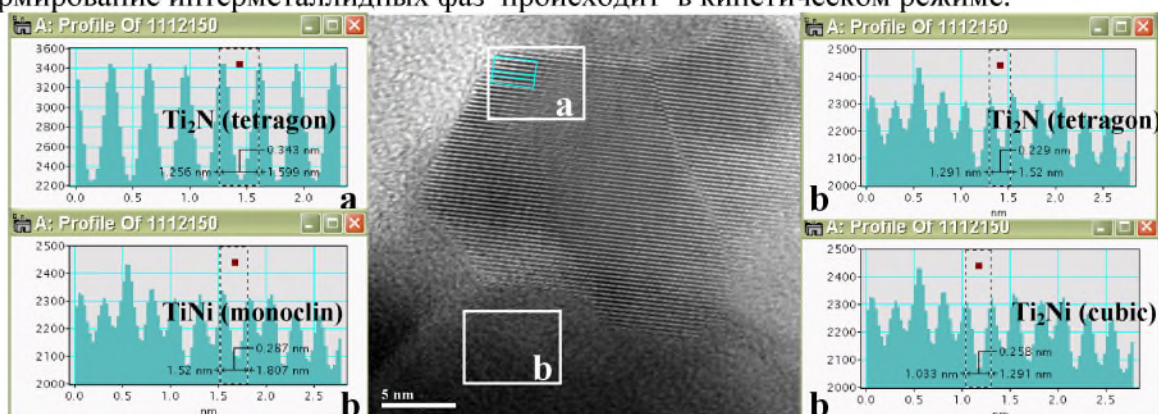


Рис. 1. Микроструктура и интенсивности профиля межплоскостных расстояний нанопорошка системы $TiN - Ni$ (а,б)

Литература:

1. G. Chattopadhyay and H. Kleykamp, "Phase equilibria and thermodynamic studies in the titanium-nickel and titanium-nickel-oxygen systems", Zeitschrift fur Metallkunde, vol. 74 (1983), pp.182-187.

ВЛИЯНИЕ ВИДОВ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Малышева С.П.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
svufa@imsp.ru

Титановые сплавы широко применяются как конструкционные материалы во многих отраслях от авиакосмической техники до медицины. Это обосновывается наличием у них малого удельного веса, высокой прочности, коррозионной стойкости во многих агрессивных средах, технологичности и свариваемости.

Для титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) существуют технологии упрочняющей термической обработки, которые заключается в последовательных операциях закалки и старения. Кроме того, используются методы интенсивной пластической деформации (ИПД) для получения ультрамелкозернистых состояний в титановых сплавах.

В работе проведен сравнительный анализ структуры и механических свойств образцов титанового сплава ВТ6, полученных различными видами деформационно-термической обработки. Показано, что:

- упрочняющая термическая обработка привела к формированию в сплаве ВТ6 пластинчатой структуры: после закалки (1010°C) и старения (500°C) сформировалась крупнозернистая структура, состоящая из β -зерен размером 260 мкм, внутри которых находятся пластины α - и β -фаз; после закалки (940°C) и старения (500°C) сформировалась микрокристаллическая структура с шириной α -пластин 5 мкм и длиной 14 мкм, разделенных β -оторочкой.

- интенсивная пластическая деформация ($\epsilon=2,5$) привела к формированию в сплаве ВТ6 глобулярной структуры: после равноканального углового прессования (РКУП) сформировалась структура с размером α -зерен 5 мкм и с дисперсной смесью α - и β - фаз размером 0,5 мкм; после всестороннейковки сформировалась однородная микроструктура со средним размером микрофрагментов α - и β -фаз 0,3 мкм.

- прочностные свойства сплава ВТ6 в пластинчатом микрокристаллическом состоянии на 100 МПа ниже, чем свойства крупнокристаллического сплава (таблица 1). Прочность сплава ВТ6 после упрочняющей термической обработки находятся на одном уровне с прочностью образцов после РКУП, однако пластичность сплава после РКУП в 2 раза выше пластичности термоупрочненного сплава. Всесторонняяковка привела к высоким значениям прочности ($\sigma_b=1185$ МПа) и пластичности ($\delta=23\%$), что является наилучшим сочетанием по сравнению с другими видами обработки.

- изломы образцов после РКУП и всестороннейковки преимущественно вязкие, изломы сплава ВТ6 после упрочняющей термической обработки хрупкие, что связано с пластинчатой структурой, которая сформировалась в результате закалки и старения.

Таблица 1. Механические свойства титанового сплава ВТ6 после различных видов обработки.

Вид обработки	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Твердость, HRC	Микротвердость, МПа
Закалка(1010°C)+старение(500°C)	1037	992	8	10	41	3412
Закалка(940°C)+ старение (500°C)	951	854	10	12	29	3398
РКУП (4 цикла 600°C)	1043	1025	16	46	35	3416
Всесторонняяковка (700,600°C)	1185	1134	23	50	37	3612

ПОВЕДЕНИЕ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ ПРИ ДИФФУЗИОННОМ ОТЖИГЕ ДВУМЕРНОГО ПОЛИКРИСТАЛЛА В ЗАВИСИМОСТИ ОТ РАЗМЕРА ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ

Мурзаев Р.Т., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
mur611@mail.ru

Хорошо известно, что границы зерен в металлах, обладая повышенным свободным объемом и измененным химическим потенциалом, могут играть роль стоков примесных атомов, которые, в свою очередь, существенно изменяют свойства границ. Известны примеры как отрицательного, так и положительного влияния сегрегаций на прочность металлов, однако до сих пор преимущественно изучались вредные сегрегации, приводящие к зернограничному охрупчиванию или снижению коррозионной стойкости. Это связано с тем, что для возникновения и распространения трещины достаточно иметь в материале лишь одну слабую границу, в то время как эффект сегрегационного упрочнения может стать заметным лишь при наличии достаточно плотной сетки границ.

Представляется важным исследовать поведение неравновесных сегрегаций при зарождении и движении границ зерен и дислокаций в поле напряжений, в то время как на сегодняшний день апробированные теории существуют только для равновесных или слабо-неравновесных сегрегаций, контролируемых диффузионными процессами. Работая с конкретными системами, экспериментаторам бывает нелегко установить общую картину явления. Таким образом, целью настоящей работы является изучение методом молекулярной динамики, с использованием двухмерной модели поликристалла с наноразмерными зернами, движения примесных атомов в ходе активной пластической деформации, исходно находящихся либо в твердом растворе, либо на границах зерен.

Исходная двумерная структура поликристалла состояла из 40 зерен размером 30 нм. Данная структура была хорошо отрелаксирована и в нее внедрялись примесные атомы, доля которых составляла 10%. Внедрение примесных атомов осуществлялась тремя способами: примеси внедрялись только по границам зерен; внедрение примесных атомов проводилось равномерно по всему объему; 50% примесных атомов располагались по границам зерен и 50% по объему материала.

Для моделирования использованы модельные парные потенциалы, описывающие три вида взаимодействий: φ_{AA} - взаимодействие между атомами твердого раствора, φ_{BB} - между примесными атомами, φ_{AB} - взаимодействие между атомами твердого раствора и примесными атомами. Было исследовано влияние силы взаимодействия между атомами на диффузионную перестройку атомной структуры. Вариации размеров примесных атомов были следующими $r_B = (0.9...1.1) r_A$. Показано, что когда размеры примесных атомов больше размеров атомов твердого раствора ($r_B > r_A$), наблюдается образование кластеров из примесных атомов по границам. В случае, когда размер примесных атомов меньше размера атомов твердого раствора ($r_B < r_A$), наблюдается полное растворение примесных атомов по всему объему материала.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ НАНОАЛМАЗОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДЕТОНАЦИОННЫМ МЕТОДОМ

Денисов С.А.¹, Мурзакаев А.М.², Спицын Б.В.¹

¹*Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, Москва*

²*Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург*

Aidar@iep.uran.ru

Детонационные нанопорошки алмаза получают в неравновесных условиях. Широкое их применение вызывает необходимость улучшения синтеза, последующей очистки и контроля полученного продукта. Исходным продуктом синтеза (за $t \sim 1$ мкс на фронте детонационной волны взрывчатых веществ при давлении ~ 25 ГПа и температуре 3000-4000 К) является шихта. В Институте физической химии и электрохимии разработан метод очистки шихты в высокотемпературных газовых средах от неалмазных форм углерода [1].

В настоящей работе представлены результаты исследования морфологии и структуры наночастиц алмаза электронной микроскопией разрешением 0.19 нм по точкам и 0.14 нм по линиям. Программа Gatan Digital Micrograph использовалась для количественной обработки и интерпретации электронно-микроскопических изображений с высоким разрешением, электронограмм, полученных после быстрого преобразования Фурье (БПФ). БПФ получали со всей картины, а также с выделенных участков. Полученные значения межплоскостных расстояний сравнивались с данными из базы данных.

Электронно-микроскопические изображения образцов исходного алмаза показывают, что в детонационной шихте содержится большое количество частиц с малыми диаметрами. Частицы покрыты углеродной оболочкой. Пространство между нанокристаллами алмаза заполнено графитоподобным и/или аморфным углеродом. Наночастицы алмаза имеют кристаллическую решетку кубической сингонии.

В очищенном от неалмазных форм углерода происходит выгорание мелкой фракции. С помощью ПЭМ установлена форма оболочки, окружающей нанокристалл. Выявлено, что нанокристаллы имеют различные размеры. Они объединяются в агломераты. При съемке с высоким разрешением видна форма нанокристаллов: она близка к кубической. Видна также оболочка на поверхности. Таким образом, путем непосредственного наблюдения установлены кубическая форма нанокристаллов, наличие распределения их по размерам, агломерирование. Оценка межплоскостных расстояний дает значения ~ 0.22 нм. Заметим, что в крупном монокристалле алмаза соответствующее расстояние составляет 0.206 нм, т.е. существует заметное увеличение межатомных расстояний в нанокластерах по сравнению с крупным кристаллом алмаза.

Литература

1. Б.В. Спицын, С.А. Денисов и соавт. Функционализация наночастиц детонационного алмаза. Современные проблемы физической химии наноматериалов. Ред. А.Ю. Цивадзе. Москва. 2008. СС. 178-187.

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Гаврилов Н.В., Емлин Д.Р., Мурзакаев А.М.

Институт электрофизики УрО РАН
Aidar@iep.uran.ru

На современном этапе развития техники необходимо дальнейшее повышение коррозионной стойкости циркониевых сплавов. Отжиг в вакууме обеспечивает более высокую стойкость к коррозии, но не позволяет исключить локальную коррозию. Технология обработки высокоинтенсивными пучками ионов сочетает в себе одновременно два полезных действия: внедрение желаемой примеси и радиационный отжиг в результате диссипации энергии пучка [1]. Образцы, обработанные N^+ -пучками в диапазоне доз 10^{15} - 10^{18} $см^{-2}$, подвергались коррозионным испытаниям: "доокислялись" на воздухе при $400^{\circ}C$; склонность к точечной коррозии проверялась в твердом электролите (порошок $Ni+Li_2O$).

Морфология поверхности образцов до и после имплантации и других воздействий исследовалась растровым электронным микроскопом LEO 982. Пленка на исходных образцах имеет переменную толщину, рыхлую структуру и следы механической обработки. Имплантация приводит к гомогенизации пленки: ее поверхность выравнивается, отчетливо видна текстура кристаллитов размером около 20-30 нм, сглаживаются некрупные дефекты от механической обработки. Такого эффекта не удается достичь обычной термической обработкой. Участки, пораженные локальной коррозией, обнаруживаются на контрольных образцах и образцах после имплантации при температурах меньше $300^{\circ}C$ и дозах меньше 10^{17} $см^{-2}$. На образцах, имплантированных дозами больше 10^{17} $см^{-2}$ при $400^{\circ}C$, локальную коррозию спровоцировать не удалось. С увеличением температуры имплантации до $400^{\circ}C$ и дозы до 10^{17} $см^{-2}$ и более площадь повреждения локальной коррозией уменьшается с 20-30% до 0,1-0,2%. Такое существенное улучшение коррозионных свойств объектов обусловлено структурно-фазовыми изменениями, вызываемыми ионной имплантацией. Процессы диссипации энергии пучка оказывают более эффективное действие на материалы в результате инициации радиационно-стимулированных процессов перестройки структуры, которые для термического нагрева если и возможны, то при существенно больших температурах и временах обработки. Последнее обстоятельство делает такой способ обработки высокоинтенсивными пучками ионов более технологичным и экономически выгодным. Дальнейшее увеличение температуры образцов в процессе имплантации вызывает нежелательные изменения как в оксидной пленке, так и в металлической основе. В пленке двуокиси циркония происходят полиморфные превращения структуры, текстура сохраняется, но становится более рыхлой - появляются дефекты между элементами текстуры. Металлический цирконий под пленкой приобретает структуру речного мартенсита, которая является менее коррозионно-стойкой.

Таким образом, обработка высокоинтенсивными пучками ионов азота приводит к структурно-фазовой перестройке поверхностных слоев ZrO_{2-x} , которая повышает коррозионную стойкость гетероструктур $ZrO_{2-x}/Zr-1\% Nb$. Оптимальными для использования в технологии пассивации $Zr-Nb$ сплавов являются режимы имплантации при температуре изделий $300-400^{\circ}C$ и флюенсах ионного облучения $10^{17}-10^{18}$ $см^{-2}$.

Литература

1. Гаврилов Н.В., Никулин С.П., Радковский Г.В. Источник интенсивных широких пучков ионов газов на основе разряда с полым катодом в магнитном поле. Приборы и техника эксперимента, 1996, №1, с.93-98.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СПЛАВОВ ТИТАНА, ЛЕГИРОВАННЫХ ВОДОРОДОМ

Мурзинова М.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mma@imsp.ru

Водородное легирование титановых сплавов расширяет возможности измельчения их микроструктуры методами термической и деформационной обработки, а также приводит к снижению напряжения течения и увеличению пластичности при определенных температурно-скоростных условиях деформации и концентрациях водорода [1, 2]. Показано [1], что коэффициент скоростной чувствительности m некоторых α - и $(\alpha+\beta)$ -сплавов титана с водородом выше по сравнению с базовыми сплавами при одинаковых температурах $T_{исп}=(0,5...0,9)T_{пл}$ и начальных скоростях деформации $\dot{\epsilon}=10^{-3}...10^{-4} \text{ с}^{-1}$, однако максимальные удлинения до разрушения при этом существенно не возрастают. Такое влияние водорода на параметры сверхпластического течения связывают с нестабильностью структуры сплавов с водородом и быстрой локализацией деформации.

В данной работе представлены результаты исследования характеристик сверхпластичности титановых сплавов ВТ1-0 и ВТ6 с содержанием водорода 16 ат.%. Методом многоступенчатой изотермическойковки и последующей прокатки в листовых заготовках сплавов была подготовлена ультрамелкозернистая структура с размером α - и β -зерен/субзерен около 0,2 мкм. Показано, что сплавы с такой исходной микроструктурой являются сверхпластичными при температурах $(550...600)^\circ\text{C}\approx 0,45T_{пл}$ (табл).

Таблица

Характеристики сверхпластичности сплавов ВТ1-0 и ВТ6 с содержанием водорода 16 ат.% и исходным размером α - и β -зерен/субзерен 0,2 мкм.

Сплав	T, C	σ , МПа	$\dot{\epsilon} \text{ с}^{-1}$	δ_{max} , %	m
ВТ1-0-16Н	550	62	4×10^{-4}	140	0,2
ВТ1-0-16Н	600	18	1×10^{-4}	640	0,47
ВТ6-16Н	500	205	5×10^{-4}	390	0,38
ВТ6-16Н	600	92	5×10^{-3}	580	0,45
ВТ6-16Н	600	48	5×10^{-4}	360	0,31
ВТ6-16Н	650	72	1×10^{-2}	530	0,40
ВТ6-16Н	650	35	1×10^{-3}	430	0,35

Величина максимального удлинения сплава ВТ1-0-16Н пятикратно превышает наибольшее значение, полученное для субмикроструктурного титана при 600°C , при этом напряжение течения сплава с водородом в четыре раза ниже, чем базового. Максимальные удлинения ультрамелкозернистых сплавов ВТ6 и ВТ6-16Н при 600°C близкие, но напряжения течения сплава с водородом вдвое ниже.

Результаты выполненных исследований были использованы для реализации сверхпластической формовки при 600°C модельных образцов типа «колпак».

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ в рамках проекта № 11-08-00404-а.

Литература

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Водородная технология титановых сплавов. М.: МИСИС, 2002, 392 с.
2. Murzinova M.A., Salishchev G.A., Afonichev D.D. Formation of Submicrocrystalline Structure in Titanium Alloys by Combination of Termohydrogen Processing with Hot Working//Intern. J. Hydrogen Energy.- 2002, Vol. 27, No. 7-8, pp. 775-782.

SIMULATION OF NONLINEAR DYNAMICS OF MAGNETIC INHOMOGENEITIES IN REAL MAGNETS

Ekomasov E.G., Murtazin R.R., Uldashbaev I.S., Gaynanov I.M.

Bashkir State University, Ufa
murtazinrr@mail.ru

One line in theoretical investigations of the influence of defects on magnetic inhomogeneity is considering the possibility of a spatial dependence of the parameters of the materials under study. Since microscopic calculation is generally quite difficult, we have to model the functions describing the parameters of inhomogeneous material. Approximation of a defect in the form of a flat magnetic inclusion, either infinitely thin or having a finite thickness is often used for ferromagnets. The effect of flat magnetic inclusions on the static and certain dynamic properties of magnetic inhomogeneities has been studied both analytically and using numerical methods [1-4]. Perturbation theory has been well developed; nevertheless, numerical methods must be used for arbitrary changes in the parameters of materials.

In this work we have investigated the nonlinear dynamics of a single domain wall (DW) in magnetics with inhomogeneity magnetic parameters and external magnetic field. We examined several types of magnetic parameters variations: point, Gaussian decrease, square well, etc. We have investigated the origin and evolution of the dynamic magnetic inhomogeneities, appearing after the passage of a DW through a defect. In the one-dimensional modulation of the magnetic parameters this is a weakly damped breather and a soliton, in the two-dimensional modulation of the magnetic parameters this is a pulson and 2D soliton. The evolution of a DW is trapped in the defect has been considered. The translational and pulsation modes of the DW have been calculated. We have investigated for the case of 2D magnetic inhomogeneity the dynamic of solitary deflection waves, which appear on the DW crossing of defect. It's shown that the solitary deflection wave appears as "kink on kink". Dependences of maximum amplitude solitary deflection waves on DW speed and on inhomogeneity magnetic parameters in case of DW motion in an external magnetic field was found. In the presence of the inhomogeneity magnetic field it was obtained the dependence of the speed and acceleration of the DW on the amplitude and duration of pulsed magnetic field. We have compared these results with known analytical, numerical and experimental data.

References

1. *Ekomasov E.G., Murtazin R.R., Azamatov Sh.A.* Nucleation and Evolution of Magnetic Inhomogeneities of the Pulson and 2D Soliton Type in Magnets with Local Anisotropy Inhomogeneities // *The Physics of Metals and Metallography*, V.112, № 3, p.213 (2011).
2. *Ekomasov E.G., Murtazin R.R., Azamatov Sh.A.* The simulation of the origin and evolution of the localized magnetic inhomogeneities in magnetics with defect // *Perspectivnye Materialy*, № 12, p. 344 (2011).
3. *Shamsutdinov M.A., Nazarov V.N., Lomakina I.U., Kharisov A.T., Shamsutdinov D.M.* Ferro- and antiferromagnitodynamic. Nonlinear oscillations, waves and solitons. Moscow, Nauka, 2009, p.456.
4. *Gumerov A.M., Ekomasov E.G.* Simulation of interaction of nonlinear waves in the sine-Gordon model for materials with defects // *Perspectivnye Materialy*, № 12, p.104 (2011).

ТЕКСТУРА СЛИТКА СПЛАВА $\text{Ni}_{2,08}\text{Mn}_{0,96}\text{Ga}_{0,96}$

Мусабилов И.И., Мулюков Х.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
irekmusabirov@imsp.ru

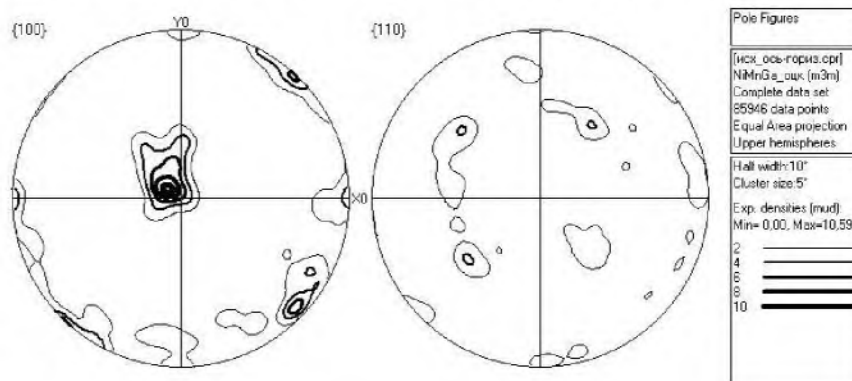
Методика изготовления поликристаллических сплавов системы Ni_2MnGa достаточно сильно влияет на физические свойства материала. Как известно, после выплавки слитка его повторно подвергают многократной переплавке. Затем производится его отжиг при повышенной температуре, близкой к точке плавления в течение продолжительного времени порядка нескольких десятков часов. Затем производится охлаждение в воздух или в ледяную воду. В ряде случаев с целью устранения внутренних напряжений, также производится отжиг слитка при температуре порядка 773 К. От всех параметров термообработки зависят физические характеристики образца.

В работе проведено исследование микроструктуры сплава $\text{Ni}_{2,08}\text{Mn}_{0,96}\text{Ga}_{0,96}$ в литом поликристаллическом состоянии. Сплав был выплавлен методом аргоно-дуговой плавки с последующим высокотемпературным отжигом и закалкой в воздух. Из слитка, имеющего продолговатую форму, был вырезан образец размерами 4 мм × 5 мм × 1 мм. Длинная сторона образца параллельна оси слитка, а сторона длиной 4 мм лежит поперек оси слитка. При этом большая площадь исследуемого образца лежит в горизонтальной плоскости слитка. Известно, что в сплаве протекает структурное мартенситное превращение мартенситного типа при температуре порядка 280 К.

Как показывают данные EBSD-анализа высокотемпературной фазы, в образце присутствует кристаллографическая текстура. На рис. представлены полюсные фигуры для кубической высокотемпературной фазы. Плоскость $Y0X0$ совпадают с плоскостью образца. Длинная сторона образца (ось слитка сплава) параллельна оси $X0$. Нормаль к исследуемой поверхности образца совпадает с нормалью к рисунку. Как видно из рисунка наблюдается пик интенсивности плоскостей семейства $\{100\}$, показывающий, что эти плоскости лежат в плоскости образца. Отображение интенсивностей отражения от семейства плоскостей $\{110\}$ показывают, что в этом случае также имеются локализованные участки пиков. Они расположены симметрично от осей координат приблизительно в середине каждого квадранта. Это говорит о том, что эти плоскости составляют угол порядка 45° с плоскостью $Y0X0$ (плоскостью образца). Таким образом, поликристаллический образец сплава $\text{Ni}_{2,08}\text{Mn}_{0,96}\text{Ga}_{0,96}$ обладает явно выраженной текстурой литья.

Возникновение текстуры слитка обусловлено методикой изготовления сплава. Как известно в процессе кристаллизации расплава его охлаждение происходит от стенок медного тигля к центру слитка. В объеме слитка наблюдается градиент температуры. Это приводит к формированию кристаллографической текстуры сплава. Последующий длительный отжиг не снимает текстуру слитка, поскольку охлаждение слитка происходит аналогичным образом.

Наличие кристаллографической текстуры высокотемпературной фазы образца приводит к тому, что в процессе мартенситного превращения происходит формирование двойниковой структуры с преимущественной ориентацией двойников. В слитке сплава большинство двойников ориентируются таким образом, что плоскость двойникования ориентируется поперек оси образца.



ОБ ЭФФЕКТЕ ДОЛИ ВЫСОКОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ НА ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ХОЛОДНОКАТАНОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1570С ПРИ ОТЖИГЕ

Автократова Е.В.¹, Мухаметдинова О.Э.¹, Ильясов Р.Р.², Ситдииков О.Ш.^{1,2},
Маркушев М.В.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Башкирский государственный университет, Уфа

avtokratova@imsp.ru

Придание ультрамелкозернистого (УМЗ) строения промышленным алюминиевым сплавам методами интенсивной пластической деформации (ИПД), как правило, обеспечивает улучшение характеристик их прочности при комнатной температуре, а также показателей сверхпластичности. Однако высокий уровень свойств зачастую не удается сохранить после последующей деформационной и/или термической обработки сплавов, в том числе по причине низкой стабильности ИПД УМЗ структуры даже при наличии нанодисперсных частиц алюминидов переходных металлов, препятствующих прохождению возврата и рекристаллизации. В связи с этим, выявление и анализ факторов, повышающих стабильность ИПД УМЗ структур, является важной фундаментальной и практической задачей.

Исследования проводили на сплаве 1570С (Al-5Mg-0,2Sc-0,08Zr), содержащем высокую плотность нанодисперсных частиц $Al_3(Sc,Zr)$. Сплав подвергали равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 325 °С до 8 и 10 проходов, которое обеспечило формирование двух структурных состояний, отличавшихся удельной долей высокоугловых границ ($f_{ВУГ} \sim 0,6$ и $0,9$, соответственно) при одинаковом среднем размере ультрамелких зерен (~ 1 мкм). Оба состояния сплава затем прокатывали при комнатной температуре с суммарной степенью деформации $\sim 80\%$ и отжигали в интервале температур 350-520 °С в течение одного часа. Структуру сплава анализировали на оптическом микроскопе «Nikon-L150», просвечивающем электронном микроскопе «JEOL-2000EX», растровом электронном микроскопе «TESCAN MIRA 3 LMH», оснащенной системой анализа структуры «HKL Channel 5 EBSD», а также измеряли микротвердость сплава с помощью микротвердомера ПМТ-3.

Установлено, что оба УМЗ структурных состояния, сформированные РКУП, обладают хорошей термической стабильностью вплоть до 425 °С. Так после часового отжига при этой температуре размер зерна увеличился лишь до ~ 2 мкм, и микротвердость сплава снизилась со 115 до 105 НВ, независимо от исходной удельной доли высокоугловых границ. Отжиг сплава при более высоких температурах сопровождался дальнейшим снижением микротвердости до 95...90 НВ и ее стабилизацией на этом уровне выше 475 °С. Соответственно этому, размер зерна сначала увеличился незначительно и после отжига при температуре 475 °С составил ~ 3 мкм, а с дальнейшим ростом температуры отжига до 520 °С наблюдался более интенсивный рост зерен, но и в этом случае, их средний размер не превысил 5 мкм.

Показано, что удельная доля высокоугловых границ, получаемая при ИПД, является одним из существенных параметров, определяющих и характеризующих поведение холоднокатаного УМЗ сплава при отжиге. Так в сплаве с исходной долей ВУГ $\sim 0,9$ аномальный рост ультрамелких зерен имел место при отжиге даже при 425 °С, в то время как в сплаве с $f_{ВУГ} \sim 0,6$ при таком отжиге формировалась мелкозернистая структура со средним размером зерна ~ 2 мкм.

Рассмотрены и обсуждены причины, обуславливающие обнаруженное поведение сплава при отжиге.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ ЛИСТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М.Х.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа
msia@mail.ru*

Рост потребности в новой технике и развитие современного машиностроения связаны с изысканием новых экономически эффективных технологий формообразования деталей сложной конфигурации из традиционно труднообрабатываемых материалов. Одним из перспективных технологических направлений машиностроения является сварка давлением совмещенная со сверхпластической формовкой (СПФ/СД) [1]. Однако, например, при использовании диффузионной сварки, являющейся разновидностью сварки давлением, не всегда возможно получение гарантированного высокого качества твердофазного соединения (ТФС) на уровне основного материала. Дело в том, что диффузионная сварка – это структурно неконтролируемый процесс, осуществляемый при температуре, как правило, не ниже $0,8 T_{пл}$ и напряжениях, меньших предела текучести материала. Решение задачи получения гарантированного качества ТФС возможно при сварке давлением в условиях как традиционной, так и низкотемпературной сверхпластичности (СП) [2].

Целью работы являлось физическое моделирование процесса соединения в твердом состоянии при пониженных температурах листовых заготовок наноструктурного (НК) сплава ВТ6 в температурном интервале проявления низкотемпературной СП для экспериментальной проверки достижимости в полученном соединении уровня прочностных свойств, соответствующих основному материалу.

Эксперименты по соединению листов из НК сплава ВТ6 проводили в вакуумной печи при сварочном давлении 5 МПа в интервале температур от 650 - 750°C.

Анализ микроструктуры показал, что относительная протяженность микропор в зоне ТФС при температуре 650°C составила 0,12, при 700°C – 0,08 и с повышением температуры до 750°C уменьшилась до 0,05. При этом средний размер зерен в образцах, соединенных при 750°C, возрос на порядок.

Результаты механических испытаний при комнатной температуре показали, что сдвиговая прочность ТФС составила примерно 98% от соответствующей прочности основного материала. При этом следует отметить, что общий уровень прочности на сдвиг как основного материала, так и ТФС, заметно, приблизительно на 13% снижается с повышением температуры процесса соединения от 650°C до 750°C, что очевидно связано с наблюдаемым при эксперименте интенсивным ростом зерен.

Литература:

1. Lutfullin R.Ya., Kruglov A.A., Safiullin R.V., Mukhametrahimov M.K., Rudenko O.A. Processing properties of nano- and submicro-crystalline Ti-6Al-4V titanium alloy // Materials Science and Engineering A. 2009. V. 503. P. 52-54.
2. Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Перспективы применения наноструктурных титановых сплавов в машиностроении // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2009. №1. С. 69-72.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТРУКТУРНЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Мухаметрахимов М.Х.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа
msia@mail.ru*

Развитие современной техники требует применения новых материалов с повышенным уровнем механических свойств. При этом в авиакосмической промышленности и судостроении используются главным образом конструкционные материалы с высокими характеристиками удельной прочности и жесткости. Удельные механические характеристики титановых сплавов существенно превосходят аналогичные характеристики сталей и алюминиевых сплавов.

Одним из путей решения задачи является создание нового конструкционного материала с регламентированным структурным состоянием. Повышенные прочностные свойства имеют титановые сплавы с нанокристаллической (НК) структурой [1]. Перспективным методом получения композитных материалов является сварка давлением в условиях низкотемпературной сверхпластичности[2].

Для изготовления слоистых композитных материалов использовали широко распространенный и достаточно хорошо изученный промышленный двухфазный титановый сплав ВТ6 (производства г. Верхняя Салда), в виде прутка диаметром 40 мм и листа толщиной 1,5 мм стандартного химического состава.

Материалы использовали как в состоянии поставки, так и после различных видов деформационно-термической обработки. МК структура была получена промышленной прокаткой, крупнозернистая (КЗ) структура - отжигом на воздухе при температуре 1000°С в течение 60 мин., а НК структура – изотермической прокаткой объемной заготовки.

Для исследований был изготовлен слоистый композитный материал сваркой давлением в условиях низкотемпературной сверхпластичности двух типов: 1 - состоял из листовых заготовок ВТ6 с МК и НК структурой, 2 - состоял из листовых заготовок ВТ6 с КЗ и НК структурой (рис.1).

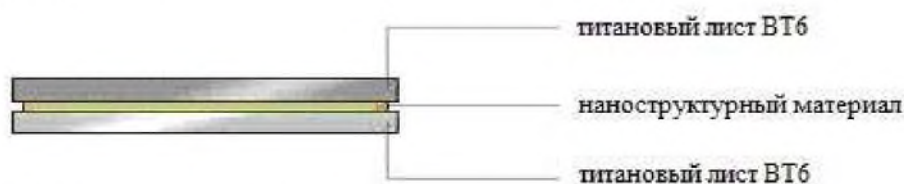


Рис.1. Схема получения слоистого композитного материала с различными структурами

Таким образом, путем определенного сочетания слоев, заметно отличающихся по исходной структуре и свойствам, можно снизить риск разрушения материала и тем самым повысить его конструкционную прочность по сравнению с монолитным материалом.

Литература

1. Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН // Российские нанотехнологии. 2007. Т. 2. № 7–8. С. 38–53.
2. Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Иванько В.А., Имаев Р.М., Иноземцев А.А., Кокиаров Н.Л., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я., Мулюков Р.Р., Назаров А.А., Сафиуллин Р.В., Харин С.А. Использование наноструктурных материалов и нанотехнологий для создания полых конструкций // Российские нанотехнологии. 2010. Т. 5. № 1–2. С. 102–111.

ОБРАЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ И ИХ РОЛЬ В ФОРМИРОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ Fe-B-Si-Ni

Мухгалин В.В., Ладьянов В.И.

ФТИ УрО РАН, г. Ижевск
muhgalin@inbox.ru

Наноразмерная кристаллическая структура в аморфных сплавах системы Fe-B-Si образуется благодаря сочетанию особого химического состава и режима температурной обработки. Например, в сплавах *finemet* кластеризация Cu в аморфной матрице (в исходном состоянии или на начальных этапах кристаллизации) и низкая диффузионная подвижность Nb обеспечивают высокую концентрацию и малые размеры гетерогенно формирующихся кристаллов α -Fe. Вместе с тем, известно, что нанокристаллизация наблюдается и в более простых аморфных системах Fe-Nb-B, Fe-Zr-B и др. К настоящему моменту предложены несколько моделей формирования структур со столь малым размером зерна, в том числе и модель композиционной неоднородности аморфной фазы. Микронеоднородность аморфной фазы может возникать из-за микронеоднородности исходного расплава, а так же при расслоении аморфной фазы в случае ее термодинамической нестабильности.

В работе, методами ПЭМ, рентгеновской дифракции, ДСК и измерения удельного электросопротивления исследовано влияние температурной обработки расплава (перегрев до температур T_L от 1300 до 1600°C, закалка от $T_q = 1300^\circ\text{C}$) на формирование структуры при кристаллизации аморфных сплавов состава $\text{Fe}_{78}\text{B}_{12}\text{Si}_9\text{Ni}_1$.

Установлено, что с увеличением T_L аморфообразующая способность расплава не меняется, при этом, несмотря на одинаковое исходное состояние (по данным рентгеновской дифракции и ПЭМ), аморфные сплавы, полученные после высокотемпературной обработки исходного расплава ($T_L > 1400^\circ\text{C}$) и без нее, кристаллизуются преимущественно по двум разным механизмам. В первом случае кристаллизация начинается с образования равновесной оцк-фазы и метастабильного борида Fe_3B . Характерной особенностью второго механизма является более низкая энергия активации кристаллизации и образование наряду с оцк-Fe/ Fe_3B , промежуточной метастабильной Н-фазы с узким интервалом существования (520-580°C). С ростом T_L происходит постепенный переход от одного типа кристаллизации к другому, возрастает доля образующейся Н-фазы, снижается $E_{\text{акт}}$ (с 555 до 470 кДж/моль) и уменьшается размер зерна до 50 нм. Н-фаза представляет собой ромбически-искаженную структуру типа α -Mn с составом близким к составу исходной аморфной фазы и наблюдалась [1] только в системе Fe-B-Si в присутствии меди, ниобия или магния, которые кардинально меняют механизмы структурообразования.

Полученные результаты свидетельствуют в пользу того, что кристаллизации сплавов, полученных после высокотемпературной обработки расплава, предшествует расслоение аморфной фазы на области, отличающиеся по составу. Одни из них являются основой для формирования традиционных для этого сплава фаз оцк-Fe и Fe_3B , а другие полиморфно кристаллизуются с образованием Н-фазы. Очевидно, что низкая межфазная энергия, типичная для метастабильных фаз, снижает потенциальный барьер W и обеспечивает высокую скорость образования новых зародышей, уменьшая $E_{\text{акт}}$. В отличие от равновесных фаз образование кристаллов метастабильной Н-фазы в таком случае происходит с существенным измельчением зерна при высокой плотности числа зародышей, что ограничивает рост оцк-Fe/ Fe_3B и приводит к формированию наноразмерного кристаллического состояния.

1. *Lyasotskii I.V., Dyakonova N.B., Vlasova E.N., Dyakonov D.L. and Yazvitskiy M.Y.* Metastable and quasiperiodic phases in rapidly quenched Fe-B-Si-Nb(Cu) alloys // *Phys. Stat. Sol. (a)*, 2006, vol. 203, no. 2, p. 259–270

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В УМЗ НИКЕЛЕ НА ПАРАМЕТРЫ ПОТЕНЦИАЛЬНОГО БАРЬЕРА В СТРУКТУРЕ НИКЕЛЬ-ПОЛИМЕР

Набиуллин И.Р.¹, Лачинов А.Н.¹, Хисамов Р.Х.², Мулюков Р.Р.²

¹Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

ilsurufa82@mail.ru

Исследовано влияние наноструктурирования никеля на параметры потенциального барьера для электронов проводимости на границе металл/полимер. Показано, что при отжиге нанокристаллического никеля при температурах начала возврата структуры происходит изменение проводимости в многослойной системе нанокристаллический никель – полимер – ванадий. Установлено, что формирование в никеле структуры с размером зерен 100 нм приводит к заметному уменьшению высоты потенциального барьера на границе металл/полимер.

Нанокристаллические (НК), с размерами зерен около 100 нм, материалы обладают комплексом уникальных физико-механических свойств отличающихся качественно, а иногда и количественно, от свойств обычных крупнокристаллических материалов того же химического состава. Такие свойства обусловлены значительным уменьшением размера зерен, большой протяженностью и специфическим неравновесным состоянием межзеренных границ в НК материале [1,2]. Естественно предположить, что в НК металле также меняются и параметры электронной структуры, в частности уровень Ферми. Причем на уровень Ферми влияет как электронная структура, так и решетка материала [3].

Ранее в работе [4], был предложен метод поверхностного потенциального барьера для контроля фазовых переходов в металлах. Этот метод может быть использован для контроля структурных превращений в НК металлах [5]. Идея метода заключается в изменении проницаемости для носителей заряда потенциального барьера на границе металл/полимер в области температур фазового превращения в металле за счет изменения положения уровня Ферми вблизи критической точки. Это изменение регистрировалось в виде изменения тока в области критической температуры.

В данной работе было определено изменение положения уровня Ферми в результате формирования НК структуры в никеле. Об изменении уровня Ферми судили по изменению потенциального барьера для электронов проводимости на границе металл/полимер.

Литература

- 1 *Н.И. Носкова, Р.Р. Мулюков.* Субмикрокристаллические и нанокристаллические металлы и сплавы. Екатеринбург: УрО РАН, (2003) 279 с.
- 2 *A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov* Nanostructured Materials. In: Handbook of Nanoscience, Engineering and Technology. Ed.: Goddard W., Brenner D., Lyshevski S., Iafrate G. CRC Press. **22**, 1 (2002).
- 3 *M. Matlak, M. Pietruszka, E. Gosławska, B. Grabiec, Kh. Eid.* On the new universal possibility to detect phase transitions in correlated electron systems // Phase Transitions **71**, 73 (2000)
- 4 *В.М. Корнилов, А.Н. Лачинов.* Металлоподобное состояние в полимерной пленке индуцированное изменением граничных условий на ее поверхности // Письма в ЖЭТФ **61**, 902 (1995).
- 5 *А.Н.Лачинов, Т.Г.Загуренко, В.М.Корнилов, А.И.Фокин, И.В.Александров, Р.З.Валиев.* Перенос заряда в системе металл – полимер – нанокристаллический металл // ФТТ **42**, 1882 (2000).

РАЗРАБОТКА ПРОЦЕССА РОТАЦИОННОЙ ВЫТЯЖКИ КОНИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ЛИСТОВОГО МАТЕРИАЛА

Нагимов М.И., Классман П.А., Закирова А.А., Мухтаров Ш.Х., Утяшев Ф.З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
n_marsel@mail.ru

Ротационная вытяжка используется для изготовления осесимметричных деталей. Этот процесс может проводиться без преднамеренного утонения стенок и с заданным утонением [1].

В данной экспериментальной работе представлены результаты изготовления конических деталей из листового материала без преднамеренного утонения стенок. В качестве материала использовались листы толщиной 8-16 мм из алюминиевого сплава, особо высокопрочной хромистой стали.

Заготовка из алюминиевого сплава была раскатана при комнатной температуре за несколько переходов с промежуточными разупрочняющими отжигами. Измерение раскатанной заготовки показало утонение на 30-50% от исходной толщины листа.

Для определения температурно-скоростных режимов ротационной вытяжки хромистой стали были деформированы цилиндрические образцы на сжатие в интервале температур 700-1050°C, скоростей деформации 10^{-1} - 10^{-3} с⁻¹. По данным зависимостей истинных напряжений течения от степени деформации и образованию окалины на поверхности стали был определен оптимальный температурный интервал деформации - 950-1050°C. Истинные напряжения течения при этом составляли 50-200 МПа. Было проведено исследование микроструктурных изменений при деформации.

Показана принципиальная возможность изготовления экспериментальных заготовок типа конус на примере вышеуказанных материалов за несколько переходов. Измерение полученной толщины заготовок показало утонение исходного листа на 40-50%.

Литература

1. *Могильный Н.И.* Ротационная вытяжка оболочковых деталей на станках. М.: Машиностроение, 1983, 192 с.

ОБРАЗОВАНИЕ ОСТРИЙНОГО РЕЛЬЕФА НА ПОВЕРХНОСТИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Ni В РЕЗУЛЬТАТЕ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКИ

Назаров К. С., Юмагузин Ю. М., Мулюков Р. Р., Салимов И.М.

ФГБУН ИПСМ РАН, Уфа
ksnazarov@rambler.ru

Данная работа посвящена изучению изменений рельефа, происходящих в результате ионно-лучевого распыления поверхности нанокристаллического Ni. Показано, что на поверхности нанокристаллического Ni при определенных условиях формируется острый рельеф способный обеспечить достаточное для полевой эмиссии электронов геометрическое усиление поля. Образцы нанокристаллического Ni получали деформационным методом наноструктурирования кручением под квазигидростатическим давлением на установке типа наковальни Бриджмена. Ионно-лучевое распыление проводили при вакууме $4 \cdot 10^{-5}$, с использованием источника типа дуоплазматрон. Рельеф исследовали с помощью растрового электронного микроскопа Tescan MIRA3. Для определения качественных отличий в рельефе нанокристаллического Ni от крупнокристаллического после ионно-лучевого распыления были подготовлены крупнокристаллические образцы Ni, с размером зерен 5 – 10 мкм, которые также подвергли ионно-лучевому распылению.

По результатам работы установлено, что на поверхности нанокристаллического Ni, в отличие от крупнокристаллического, формируется острый рельеф субмикронной размерности, состоящий из обособленных остроконечных выступов. На поверхности крупнокристаллического Ni такого острейного рельефа не образуется, а формируются выступы и тупые пики размером несколько микрон у основания.

Таким образом, образование острейного рельефа на поверхности нанокристаллического Ni открывает перспективы его применения для создания многоострийного полевого эмиссионного катода. Такое поведение нанокристаллического Ni при ионно-лучевом распылении расширяет спектр применения нанокристаллических материалов в области эмиссионной электроники, наряду с таким явлением, как уменьшение работы выхода электрона в следствии увеличения объемной доли границ зерен и их «неравновесного состояния» в нанокристаллических материалах [1,2].

Литература

1. Mulyukov R.R., Litvinov E.A., Zubairov L.R. et al. // Physica B. 2002. V. 324. Iss. 1/4. P. 329-335.
2. Хисамов Р.Х., Сафаров И.М., Мулюков Р.Р., Юмагузин Ю.М., Зубаиров Л.Р., Назаров К.С. Влияние формирования нанокристаллической структуры на работу выхода электрона и ионно-электронную эмиссию никеля // ЖТФ. 2011. том 81. В.11. С. 122-124.

УЛУЧШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА Ti-45Al-6(Nb,Mo)-0.2B ЗА СЧЕТ УПРАВЛЕНИЯ СТРУКТУРОЙ

Назарова Т.И., Имаев В.М., Имаев Р.М.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, г. Уфа, Россия
nazarova-t@rambler.ru*

В настоящее время для создания перспективного авиационного двигателя с соотношением тяги к массе 20:1 в качестве одного из возможных конструкционных материалов рассматриваются легкие жаропрочные интерметаллидные сплавы на основе фаз γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al (далее γ -TiAl сплавы). Они обладают высокой удельной прочностью, жесткостью, жаропрочностью и жаростойкостью при температурах 600...800°C. Удельный модуль упругости этих сплавов выше, чем титановых и никелевых на 50-70%, и эта разница сохраняется при повышенных температурах. По удельной прочности γ -TiAl сплавы в интервале температур 600...850°C могут превосходить (в зависимости от структурного состояния) все традиционные конструкционные материалы. Предполагается, что γ -TiAl сплавы частично заменят жаропрочные никелевые сплавы в газотурбинном двигателе (ГТД), что позволит существенно увеличить соотношение «тяга-вес» летательного устройства. Из γ -TiAl сплавов могут изготавливаться лопатки, диски, элементы сопла и другие.

Ключевым недостатком γ -TiAl сплавов остаются недостаточные технологические и эксплуатационные свойства, что фундаментально обусловлено направленным типом межатомной связи в обеих интерметаллидных фазах. Настоящая работа была нацелена на получение сбалансированных механических свойств в одном из γ -TiAl сплавов IV поколения путем управления его микроструктурой. В работе ставилась задача достижения наиболее высокого уровня механических свойств путем минимальных термических или деформационно-термических воздействий.

Слиток γ -TiAl сплава химического состава Ti-45Al-6(Nb,Mo)-0.2B (ат. %) \varnothing 120×180 мм был изготовлен вакуумно-дуговым переплавом фирмой GfE Metalle und Materialien GmbH, Германия. Образцы сплава подвергали термической обработке по различным схемам, а также деформационно-термической обработке.

Обнаружено, что выбор состава сплава благоприятен для формирования относительно мелкой структуры в слитке, которая состояла из пластинчатых ($\gamma+\alpha_2$)-колоний со средним размером $d\approx 60$ мкм и незначительного количества глобулярной β (B2)-фазы. Установлено, что путем термической обработки микроструктура сплава может меняться от полностью пластинчатой до пластинчато-глобулярной с варьируемым межпластинчатым расстоянием. Показано, что в сплаве при горячей деформации за счет развития динамической рекристаллизации достигается мелкозернистая структура, трансформирующаяся при последующей термической обработке в дуплексную структуру с размером зерен/колоний $d\approx 8$ мкм. Для полученных состояний сплавов были выполнены механические испытания на растяжение, длительные испытания на прочность при повышенных температурах, испытания на вязкость разрушения/ударную вязкость и усталостные испытания при комнатной температуре. На этой основе показано влияние основных микроструктурных параметров на свойства и разработаны оптимальные способы термической и деформационно-термической обработки, обеспечивающие в сплаве наиболее сбалансированные механические свойства.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ МЕДНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu-Cr

Нестеров К.М.¹, Исламгалиев Р.К.², Валиев Р.З.³

*Уфимский государственный авиационный технический университет;
Уфа, Россия*

¹kmnesterov@mail.ru; ²saturn@mail.rb.ru; ³rzvaliev@mail.rb.ru

Известно, что прочность медных сплавов может быть повышена путем формирования малого размера зерна, ведущего к увеличению напряжения течения в соответствии с известным соотношением Холла-Петча, а также за счет выделения ультрадисперсных частиц в соответствии с соотношением Орована

В последние годы для измельчения зеренной структуры в различных металлах и сплавах были развиты различные методы интенсивной пластической деформации (ИПД), которые базируются на применении больших деформаций сдвига в условиях высоких давлений и низких гомологических температур.

Вместе с тем, известно, что формирование УМЗ структуры не оказывает существенное влияние на электропроводность меди при комнатной температуре. В тоже время, в процессе старения медных сплавов обеспечивается очистка матрицы от легирующих элементов, что способствует повышению электропроводности.

В настоящей работе в качестве исходного материала для исследований был выбран медный сплав системы Cu-Cr, который вследствие малого содержания легирующих элементов имеет высокую электропроводность 75% IACS, а в результате выделения мелкодисперсных частиц Cr размером 10-15 нм имеет повышенный предел прочности 500 МПа, в два раза превышающий предел прочности крупнозернистой чистой меди.

В результате проведенных исследований установлено, что применение интенсивной пластической деформации кручением ведет к формированию УМЗ структуры со средним размером зерен менее 200 нм, который зависит от температуры обработки методом ИПДК. При этом обнаружен эффект динамического старения влияющий на значения предел прочности и электропроводности.

Оптимальное сочетание высоких значений предела прочности 840 МПа и электропроводности 93% IACS достигнуто после оптимизации режимов дополнительной термической обработки УМЗ образцов.

После равноканального углового прессования средний размер зерен уменьшился до 450 нм, который, тем не менее, остался больше чем в ИПДК образцах, что привело к значениям предела прочности 650 МПа и электропроводности 85% IACS.

ПРОТОННАЯ ПРОВОДИМОСТЬ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ KDP

Неустроев А.С. , Захарьевич Д.М. , Семенова М.И.

Челябинский государственный университет, Челябинск
neustroevas@rambler.ru

Проводимость твердых протонных проводников при низких температурах сильно зависит от гидратации воды. Потеря гидратной оболочки порошковым протонным проводником при температуре, близкой к 100 °С, приводит к значительному снижению проводимости в основном за счет блокирования носителей на границах зерен. Авторы [1] изучали протонную проводимость композитов СПАА (полисурьмяная кристаллическая кислота) - KDP (дигидрофосфат калия) и обнаружили увеличение проводимости на 1,5 порядка в образцах с объемной долей KDP 13 %, по сравнению с чистой СПАА. Это объяснялось формированием на границе двух фаз переходного слоя, с высокой степенью разупорядоченности, в котором происходит быстрый протонный перенос. С другой стороны, эта интерфейсная фаза может рассматриваться как аналог гидратной оболочки в низкотемпературных протонных проводниках. В отличие от гидратной оболочки интерфейсная фаза более устойчива при изменении температуры, поэтому она может служить более устойчивым «гидратирующим» агентом при определенной объемной доле второй фазы. Чтобы подтвердить эту гипотезу, мы подготовили и изучили композиты, состоящие из инертных непроводящих оксидов (TiO_2 рутиль, TiO_2 анатаз, SiO_2 аморфн, KSbO_3) и KDP, полученных путем осаждения из раствора. Для всех композитов, наблюдается увеличение проводимости на 1-2 порядка по сравнению с исходными материалами при объемной доле KDP, близкой к 10-20%(рис. 1) и они стабильны до 120°C. Таким образом, предложенный подход действительно позволяет получать материалы с высокой проводимостью и расширенной термической устойчивостью.

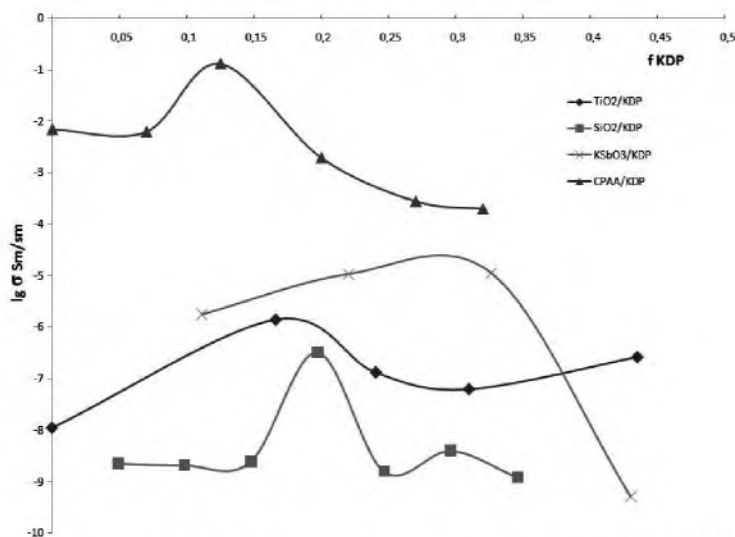


Рис.1. Концентрационная зависимость проводимости композитов СПАА/KDP, KSbO_3 /KDP, TiO_2 /KDP, SiO_2 /KDP при 350 К

Литература

1. Zakharyevich D.A., Neustroev A.S., Proton Conduction through Interface Phase of СПАА/KDP Composites in Functional Oxide Nanostructures and Heterostructures, Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 1256E, 1256-N16-42 (2010).

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА НАНОКОМПОЗИТОВ СИСТЕМ Me-C С РАЗЛИЧНЫМИ ФОРМАМИ УГЛЕРОДА

Никонова Р.М., Ларионова Н.С., Ладьянов В.И., Дорофеев Г.А.

ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия
RozaMuz@ya.ru

Нанокристаллическое модифицирование металлов и сплавов является одним из перспективных направлений в разработке материалов нового поколения. Эффективным методом получения различных неравновесных нанокристаллических Me-C композитов являются применение сверхвысоких деформаций при равноканальном воздействии, в наковальнях Бриджмена, а также механохимический синтез (МС) в шаровых мельницах. В работе методом МС в шаровой планетарной мельнице АГО-2С получены нанокompозиты Me-C, где Me: Mg, Cu, Fe; C: графит (C_g), фуллерит (C₆₀₋₇₀) и многослойные нанотрубки (C_{унт}). С использованием методов рентгеновской дифракции и растровой электронной микроскопии проведены исследования полученных нанокompозитов: дисперсности, морфологии и распределения по размерам наночастиц, их фазового состава и структуры.

В процессе МС систем Mg-C и Cu-C с различными формами углерода в исходной смеси наблюдается разный механизм деформации частиц Mg и Cu, о чем свидетельствуют их форма и дисперсность, а также величина микротвердости. В системах Mg-C_g и Mg-C_{унт} (5мас.%) до 2 ч МС зафиксирована чешуйчатая форма частиц и высокая их текстурованность, что говорит о высокой пластичности материала. В случае Mg-C₆₀₋₇₀ наблюдается равноосная форма частиц, высокая их дисперсность. Во всех случаях наблюдается увеличение микротвердости по сравнению с исходным Mg, особенно для систем Mg-C₆₀₋₇₀ (в ~2 раза) и Mg-C_{унт} (более 2,5 раз), что вызвано сильным упрочнением магния нанокристаллическими добавками C₆₀₋₇₀ и C_{унт}.

При МС систем Cu₇₅C₂₅ и Cu₉₀C₁₀, независимо от аллотропной формы углерода, наблюдается образование пересыщенного твердого раствора углерода в меди по механизму деформационно-индуцированного растворения. В образцах с меньшим содержанием углерода (5 ат.%) наблюдаемые отличия более существенны. Кинетика фиксируемых роста уровня микроискажений, уменьшения размера ОКР и увеличения параметра решетки меди определяется количеством и формой углерода. Деформационно-индуцированное растворение углерода в меди зафиксировано и при применении сверхвысоких деформаций в наковальнях Бриджмена.

В случае карбидообразующего металла реализуется нанокompозит, состав которого зависит от типа и количества углерода. При МС системы Fe_{100-X}C_X при X = 25 ат.% в исходной смеси в системе Fe-C_g образуется только цементит, в случае Fe-C₆₀₋₇₀ наблюдается последовательно образование целого ряда карбидов разного стехиометрического состава. При X = 75 ат.% набор карбидов практически совпадает, отличия проявляются только в их количественном соотношении.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы Президиума УрО РАН (проект 12-Т-2-2015 «Нанокристаллическое модифицирование металлов с использованием различных форм углерода в условиях термических и деформационных воздействий»).

К ВОПРОСУ ОБ ЭФФЕКТЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Нугманов Д.Р., Ситдиков О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ

Dnugmanov@imsp.ru

Исследовали изменения и взаимосвязь кристаллографической текстуры, зеренной структуры и механических свойств мелкозернистого (МЗ) магниевого сплава МА14 (Mg-5,80Zn-0,65Zr) (% масс), подвергнутого изотермической прокатке (ИП). Предварительно МЗ структуру сплава со средним размером зерна (d) $\sim 4,5$ мкм и кристаллографической текстурой $\{10\text{-}12\} \langle 0\text{-}110 \rangle$ получали всесторонней изотермической ковкой (ВИК) в интервале температур 400-200 °С с суммарной степенью деформации $e = 10,2$. Для минимизации эффекта возможного измельчения зерен и его влияния на механические свойства сплава ИП проводили при температуре последнего цикла ВИК.

Установлено, что в процессе прокатки сплава до суммарной степени $\sim 80\%$ размер зерна уменьшился до ~ 2 мкм, а кристаллографическая текстура, постоянно усиливаясь, трансформировалась в текстуру прокатки $\{0001\} \langle 10\text{-}10 \rangle$. Механические испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре обнаружили немонотонное изменение параметров прочности сплава от степени деформации вдоль направления прокатки. А именно, на начальной стадии прокатки (до степеней $\sim 20\%$) отмечалось упрочнение сплава, вызванное усилением первичной текстуры, а в дальнейшем сплав разупрочнялся и формировалась текстура прокатки.

Проведен анализ экспериментальной и расчетной зависимостей предела текучести от $d^{1/2}$ сплава и их отклонений от соотношения Холла-Петча [1]. Показано, что для разделения эффектов размера зерна и кристаллографической текстуры на прочность сплава можно использовать простое аддитивное соотношение, имеющее для магневых сплавов вид $\sigma_{0,2} = M\tau_{(0001)} + kd^{-1/2}$ [2], где M – ориентационный фактор, учитывающий текстуру сплава, $kd^{1/2}$ – зернограницное упрочнение. Применяли усовершенствованный метод расчета M , учитывающий ориентацию текстурного пика $\{0001\}$ относительно оси приложения растягивающего усилия и объемную долю составляющих его зерен. Это соотношение позволило достоверно рассчитать предел текучести сплава до деформаций $\sim 60\%$ включительно. При больших обжатиях ($\sim 80\%$) расчетные данные обнаружили существенное расхождение с экспериментальными, вероятно обусловленное активацией призматического дислокационного скольжения гексагональной решетки магния, факт которого был обнаружен в [3] при компьютерном моделировании формирования текстуры при горячей прокатке магниевого сплава.

Литература

1. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // J. Iron and Steel Inst., v.174, p.25 (1953).
2. Sambasiva R.G. Grain boundary strengthening in strongly textured magnesium produced by hot rolling // Met. Trans. A, v.13, p.2219 (1982).
3. Walde T., Riedel H. Modeling texture evolution during hot rolling of magnesium alloy AZ31 // Mat. Sci. Eng. A 443, p.277 (2007).

ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ОТ МИКРОСТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Павлов А.М., Ерболатулы Д.

Восточно-Казахстанский государственный университет имени С. Аманжолова,
Усть-Каменогорск, Казахстан
ampavlov@mail.ru

В книге [1] предлагается разделить движение частиц внутри ячейки и движение центров масс ячеек. Однако автор не выводит в явном виде зависимость механических характеристик тел от их микроструктуры. В отличие от [1], где рассматривается динамика кристаллической решётки, мы решили использовать статистический подход для определения модуля упругости, похожий на тот который применял Р. Фейнман в [2].

Образец твердого тела моделируется материальными точками, соединенными пружинами длиной L_0 и жесткостью K_0 . Точечные дефекты (вакансии) моделируются отсутствием соответствующих пружинок. Если модуль упругости идеального кристалла равен

$$E_0 = K_0 / L_0 \quad (1)$$

то E кристалла с дефектами оказывается равен:

$$E = E_0 \left(1 - \frac{p^2}{n^2}\right), \quad (2)$$

где $n = L/L_0$ - число пружинок, то есть атомов на ребре образца, а p - число вакансий на ребре. Таким образом, если взять куб, в котором атомная концентрация дефектов равна γ , то

$p/n = \sqrt[3]{\gamma}$ и, следовательно,

$$E = E_0 (1 - \gamma^{2/3}) \quad (3)$$

Данная схема расчетов не учитывает размер зерен, т.е. микрокристаллов. Чтобы учесть размер зерен следовало изменить модель. Каждый микрокристалл моделировался кубиком с ребром d , где атомы по-прежнему соединены между собой пружинками длиной L_{00} и жесткостью K_{01} . Связи между кубиками так же изображаются пружинками жесткостью K_{02} и длиной L_0 . Нагрузив данную модель силой F и, подсчитав деформацию образца, для модуля упругости получили следующее выражение:

$$E = \frac{E_0}{\left(1 + \frac{L_0}{d}\right) \left[1 + \frac{K_{01}d}{K_{02}L_{00}}\right]}, \quad (4)$$

где $E_0 = K_0 / L_{00}$ - модуль упругости идеального кристалла, L_0 - расстояние между микрокристаллами. d - средний размер микрокристалла. Постоянные K_{01} и K_{02} определяются потенциальными энергиями взаимодействия атомов в решетке и микрокристаллов между собой:

$$K_{01} = \frac{\partial^2 U_1}{\partial r^2} \Big|_{r=r_0} \quad \text{и} \quad K_{02} = \frac{\partial^2 U_2}{\partial r^2} \Big|_{r=L_0} \quad (5)$$

Поскольку $K_{01} \gg K_{02}$ и отношение $d/L_{00} \approx \sqrt[3]{N_1}$, где N_1 - число атомов в микрокристалле, то формула (4) объясняет, почему модуль упругости реальных кристаллов существенно меньше, чем у идеального кристалла.

Литература

1. Кунин И.А. Теория упругих сред с микроструктурой. М.: Наука, 1975. - 416 с.
2. Фейнман Р., Лейтон Р., Сэндс М. Фейнмановские лекции по физике т.7. М.: Мир, 1977. - 288 с.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ТЕКСТУРУ ВТСП КЕРАМИКИ Bi(Pb)_{2223}

Пархимович Н.Ю., Имаев М.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

pn@imsp.ru, marcel@imsp.ru

ВТСП керамика $\text{Bi(Pb)}_2\text{Sr}_2\text{Ca}_2\text{Cu}_3\text{O}_{10+d}$ { Bi(Pb)_{2223} } благодаря своей нетоксичности и высокой температуре сверхпроводящего перехода ($T_c = 105 - 110\text{K}$) перспективна для практического применения как в качестве лент и проводов, так и в виде объемных изделий [1]. Из Bi(Pb)_{2223} могут быть изготовлены магнитные подшипники, накопители энергии, компактные ограничители тока короткого замыкания в электрических цепях, моторы и генераторы с высоким КПД и низким уровнем шума, индукционные печи и прочие устройства для промышленных применений.

В настоящее время применение Bi(Pb)_{2223} ограничено температурой 30К, так как при более высоких температурах керамика не обладает достаточной токонесущей способностью. Плотность транспортного критического тока сильно зависит от текстуры, поэтому для достижения высоких сверхпроводящих свойств необходимо получить максимально острую текстуру. Провода и ленты из Bi(Pb)_{2223} получают методом «порошок в трубе» в сочетании с одноосным сжатием, однако для текстурирования объемного материала целесообразно применять горячую деформацию методом кручения под квазигидростатическим давлением [2].

В данной работе образцы Bi(Pb)_{2223} в форме таблеток подвергали деформации кручением под давлением на машине сложного нагружения при следующих условиях: осевое давление 10 МПа, интервал температур деформации $T_d = 845 - 885^\circ\text{C}$, скорость кручения $\omega = 1,85 \cdot 10^{-4}$ об/мин, интервал углов кручения $\alpha = 10 - 30^\circ$.

Обнаружено, что деформация в метастабильной области температур ($T_d > 870^\circ\text{C}$) сопровождается выделением частиц вторичных фаз. Проведен качественный и количественный анализ микроструктуры деформированного материала. Установлено, что уровень текстуры зависит как от температуры деформации, так и угла кручения. При понижении температуры деформации максимум текстуры смещается к меньшим углам кручения. Наиболее высокий уровень текстуры ($F=0,996$) достигается при $T_d = 865^\circ\text{C}$ и $\alpha = 10^\circ$.

Литература

1. Parinov I. A. Microstructure and properties of High -Temperature Superconductors. Berlin, Heidelberg. New York: SpringerVerlag, 2007, 583.
2. Имаев М.Ф. Структура и свойства высокотемпературных сверхпроводящих керамик, подвергнутых деформационным и термическим воздействиям: диссертация д.ф.- м.н.: 01.04.07. - Уфа, 2010. - 318 с.

NUMERICAL SIMULATION OF PLASTICITY RESOURCE EXHAUSTION DURING EQUAL CHANNEL MULTIPLE ANGULAR EXTRUSION

Perig A.V., Zhbankov I.G. and Martynov S.V.

Donbass State Engineering Academy, Shkadinova St. 72, 84313 Kramatorsk, Ukraine

olexander.perig@gmail.com , alexander.perig@dgma.donetsk.ua

Introduction. This article is devoted to the numerical determination of unsafe cross-sections for copper workpieces in plastic flow through single-turn (Fig. 1a), two-turn (Fig. 1b) and three-turn (Fig. 1c) rectangular dies in an equal channel multiple angular extrusion (ECMAE). It was assumed that AB (Fig. 1a), CD (Fig. 1b) and EF (Fig. 1c) are potential unsafe workpiece cross-sections which are located within corresponding deformation zones in the channel intersection regions (Fig. 1).

Computational approach. The approach used was a finite element simulation (FEM) with the introduction of QForm 2D software (license of DSEA U1221) for 2D plastic flow of a copper workpiece through an ECMAE die. The numerical computation results for the components of axial stresses σ_x ; σ_y ; σ_z ; shearing stresses τ_{xy} ; stress intensities σ_i and strain intensities ε_i were assumed as the basis for an estimation Smirnov-Aliaev's η and Nadai-Lode's μ_σ stressed state parameters and index Ψ of Ogorodnikov plasticity resource criterion $\Psi \leq 1$.

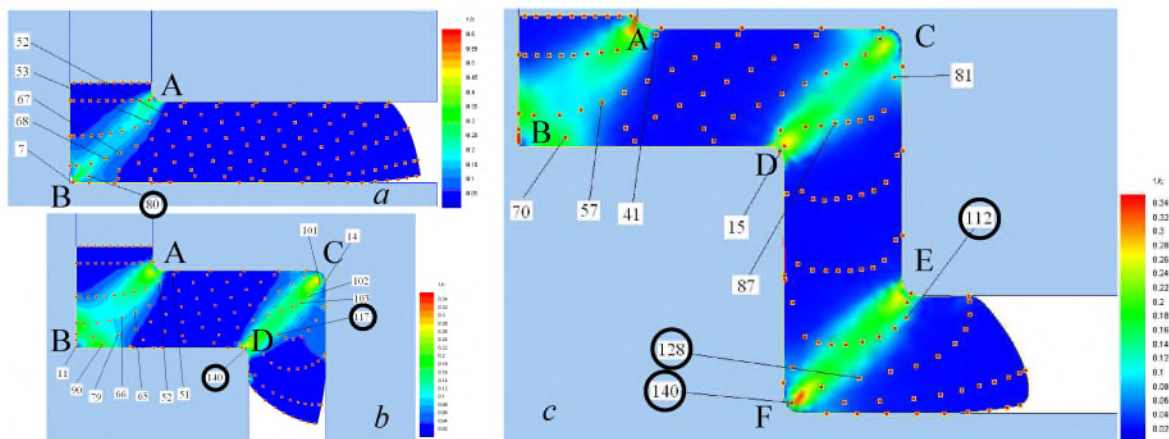


Fig. 1. Computational fields of logarithmic strain rates for single-turn (a), two-turn (b) and three-turn (c) ECMAE dies; dangerous workpiece points are ticked by thick line circular markers.

Summary. It was found that plasticity resource exhaustion occurs only within the last deformation zone adjacent to the outlet channel of the ECMAE die. So, for a single-turn angular die the unsafe section with a high probability of macrocrack formation is the section AB (Fig. 1a), where for the traceable point N 80 we have $\Psi_{80}=1.047>1$ near the corner B . For a two-turn die the only unsafe section is the last section CD (Fig. 1b), where for points N 117; 140 we have $\Psi_{117}=0.966 \approx 1$ and $\Psi_{140}=1.192>1$ at the line CD of the ECMAE die. For a three-turn die the only unsafe section is the last section EF (Fig. 1c), where for points N 112; 128 and 140 we have $\Psi_{112}=3.985>1$; $\Psi_{128}=1,359>1$; and $\Psi_{140}=2.365>1$ at the line EF . All dangerous points are ticked by thick line circular markers in Fig. 1. This explains the experimentally observable severe macroscopic rotation of material in the sections AB (Fig. 1a), CD (Fig. 1b) and EF (Fig. 1c) of the ECMAE dies.

ОСОБЕННОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЙ В СПЛАВЕ АМц, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Петрова А. Н.¹, Бродова И. Г.¹, Ширинкина И. Г.¹, Насонов П. А.², Шорохов Е. В.²

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

² *РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия, г. Снежинск*

petrovanastya@yahoo.com

В работе обсуждаются экспериментальные данные по структурообразованию в промышленном алюминиевом сплаве АМц (химический состав: Al–1-1.5 Mn–0.7 Fe–0.6 Si–0.05-0.2 Cu–0.1 Zn, массовая доля элементов, %), подверженном интенсивной пластической деформации методами динамического канально-углового прессования (ДКУП) и кручения под высоким квазигидростатическим давлением в наковальнях Бриджмена (КГД). В методе ДКУП, основанном на схеме равно-канального углового прессования, за счет использования импульсных источников энергии, достигаются скорости деформации порядка 10^5 с^{-1} . Начальная скорость движения образца в каналах V составляла 150 и 300 м/с, число проходов по маршруту Vc N варьировалось от 1 до 4. Деформацию методом КГД проводили при давлении $P=4\text{ГПа}$ при комнатной и низкой температуре ($T=293, 77 \text{ К}$). Число оборотов наковальни n изменялось от 1 до 10, что соответствовало истинной логарифмической деформации $e \approx 4,1-6,4$.

При ДКУП в условиях деформации: $V \leq 300 \text{ м с}^{-1}$, $N=1$ образуется фрагментированная УМК структура с больше-угловыми (БУГ) и мало-угловыми (МУГ) границами, с высокой плотностью дислокаций и средним размером кристаллитов 600 нм. При увеличении скорости деформации и числа проходов ДКУП ($V \geq 300 \text{ м с}^{-1}$, $N=4$) наблюдается укрупнение кристаллитов в материале, и типичной становится рекристаллизованная структура с БУГ. Таким образом, при ДКУП с ростом накопленной деформации и скорости деформации наблюдается смена механизма образования УМК структуры, однако образование УМК структуры в широком диапазоне условий нагружения при ДКУП в основном происходит механизмом динамического возврата и рекристаллизации. При кручении при $T=293 \text{ К}$, также как и при ДКУП, основным механизмом формирования УМК структуры является низкотемпературная динамическая рекристаллизация, и только при деформациях $e > 6,4$ наблюдается переход к фрагментированной развитой дефектной структуре В процессе КГД при $T=77 \text{ К}$ в промежутке условий деформации до $n=1$ формируется смешанная структура, состоящая из областей, в которых прошла динамическая рекристаллизация, и фрагментированных областей с неравновесными границами. С ростом степени деформации ($n > 1$) в материале активизируются и становятся преобладающими процессы фрагментации. Таким образом, в процессе КГД при $T=77 \text{ К}$ во всем исследованном интервале величин деформации, вследствие подавления диффузионных процессов, формирование нано- и УМК структуры осуществляется преимущественно механизмом фрагментации. Характеристики структуры при кручении показаны в таблице.

Температура деформации	Преимущественный тип структуры		Наименьший размер кристаллов, нм	Плотность дислокаций, $1/\text{м}^2$
	Фрагментированная	Рекристаллизованная		
293 К	$n > 10$ ($e > 6,4$)	$1 < n \leq 10$ ($4,1 < e \leq 6,4$)	200	$3 \cdot 10^{13}$
77К	$1 \leq n \leq 10$ ($4,1 \leq e \leq 6,4$)	$n < 0,5, n > 15$ ($e < 3,9, e > 6,9$)	70	10^{14}

Электронно-микроскопические исследования выполнены в отделе электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов».

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы Президиума РАН (проект № 09-П-2-1017) и РФФИ (проект № 11-03-00047).

ИНВЕРСИЯ РАВНОВЕСНОГО И МЕТАСТАБИЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В СИСТЕМАХ С ОГРАНИЧЕННЫМ РАЗМЕРОМ ЗЕРНА

Писклов А.В., Федосеев В.Б.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород
vbfedoseev@yandex.ru

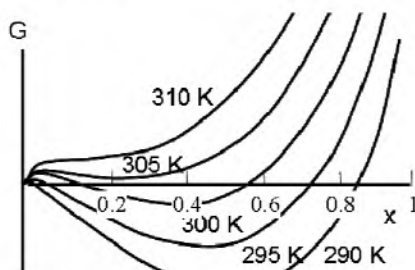
Одной из современных проблем теории зарождения новой фазы является описание особенности нанокристаллических материалов, которая проявляется как влияние размеров зерна поликристалла на фазовые превращения

Термодинамическое описание стадии зародышеобразования в твердом пересыщенном растворе подтверждает простое утверждение: если материал зерна содержит недостаточное для образования критических зародышей количество малорастворимого компонента, то система может быть равновесной или стабильной в состоянии "пересыщенного" раствора, а также демонстрирует некоторые более сложные закономерности.

Рассмотренная модель демонстрирует некоторые простые закономерности:

1. Размер критического зародыша зависит от размера зерна: чем меньше зерно, тем больше размер критического зародыша новой фазы.
2. Размер частиц малорастворимого компонента зависит от размера зерна: чем меньше зерно, тем меньшая доля компонента "2" выделяется в виде включений.
3. С уменьшением размера зерна растёт энергия образования критического зародыша.
4. В зернах малого размера метастабильным может быть как состояние пересыщенного раствора, так и гетерогенное состояние.

Инверсия равновесного и метастабильного состояния может происходить при изменении размера системы, температуры или концентрации растворенного компонента.



Инверсия метастабильного и стабильного равновесных состояний с изменением температуры

На рисунке показана зависимость функции Гиббса системы G от доли малорастворимого компонента, образующего новую фазу. Рисунок демонстрирует, что в системе ограниченного размера изменение температуры в пределах ± 5 градусов способно вызвать расслаивание или гомогенизацию твердого раствора. Это закономерности позволяют объяснить некоторые экспериментальные наблюдения, связанные с поведением УМЗ материалов при низкотемпературном отжиге [1].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11-03-12184-офи-м-2011)

Литература

1. Князев А.В. и др. Изменение запасённой энергии при низкотемпературном отжиге субмикрокристаллических материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации // Материалы 51-й Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». Харьков: НИЦ ХФТИ, 2011. С.384.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОСАДКЕ НА ТРАНСФОРМАЦИЮ ПЛАСТИНЧАТОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ДВУХФАЗНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ9

Полева Н.В., Фархетдинов А.И., Караваева М.В., Киселева С.К.

Уфимский государственный авиационно-технический университет, г. Уфа
natalipoleva@mail.ru

Известно, что равноосная мелкозернистая структура титановых сплавов характеризуется повышенным значением прочности и пластичности, а также пределом выносливости по сравнению с крупнозернистой пластинчатой. На практике наиболее часто для получения микрокристаллической структуры используют всестороннюю ковку с понижением температуры.

В настоящей работе на примере двухфазного титанового сплава ВТ9 проведено исследование влияние осадки при постоянной температуре, осадки с понижением температуры деформации и осадки с повышением температуры деформации на трансформацию крупнозернистой пластинчатой структуру в равноосную мелкозернистую.

В качестве материала исследования использовали пруток ($\alpha+\beta$)-титанового сплава ВТ9 стандартного химического состава. Для получения крупнозернистой пластинчатой структуры проводили отжиг прутка в однофазной β -области при температуре $T=1050^{\circ}\text{C}$ в течении 30 минут с последующим охлаждением с печью.

Для последующей осадки были изготовлены цилиндрические образцы диаметром 13 мм и высотой 8 мм. Цилиндрические образцы подвергались осадке в интервале температур горячей деформации:

- с повышением температуры деформации от 760°C до 950°C ,
- с понижением температуры деформации от 950°C до 760°C ,
- при постоянной температуре 950°C .

В результате микроструктурных исследований было установлено, что температурный режим при горячей деформации существенно влияет на трансформацию пластинчатой структуры в мелкозернистую равноосную.

Так, при осадке образцов из титанового сплава ВТ9 с понижением температуры трансформация пластинчатой микроструктуры в равноосную не происходит. Пластины лишь вытягиваются в направлении течения материала.

Процесс трансформации пластинчатой микроструктуры в равноосную наблюдается при осадке с повышением температуры деформации. Кроме того, процесс трансформации пластинчатой структуры в равноосную при осадке с повышением температуры протекает быстрее по сравнению с осадкой при постоянной температуре.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАВЛЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ НЕКОТОРЫХ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Полетаев Г.М., Зюзина Ю.И.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул
gmpoletaev@mail.ru

Металлические наночастицы используются в различных областях нанотехнологий, например, в качестве элементов микроэлектронных устройств, накопителей энергии, носителей информации, для катализа некоторых химических реакций. При этом к частицам предъявляются строгие требования относительно их размера, формы, структуры, степени дефектности и т.д., поскольку эти характеристики существенно влияют на физические и химические свойства как самих частиц, так и состоящих из них объемных материалов. В связи с этим возникает необходимость исследования влияния различных факторов на структуру и свойства наночастиц. Экспериментальное исследование свойств отдельных наночастиц в настоящее время представляет определенную трудность, в этом случае одним из наиболее эффективных решений данной проблемы является использование метода компьютерного моделирования.

Настоящая работа посвящена исследованию зависимости температуры плавления наночастиц Al, Ag, Au, Pt, Pd от их размера методом молекулярной динамики. Взаимодействия атомов металла друг с другом описывались многочастичными потенциалами Клери-Розато [1]. Металлическая наночастица создавалась в модели путем вырезания сферического фрагмента ГЦК кристалла. Диаметр частиц варьировался от 1 до 5 нм. Перед проведением основных компьютерных экспериментов проводилась предварительная релаксация структуры при температуре 300 К с последующим охлаждением.

Для каждой наночастицы в зависимости от температуры определялась средняя энергия связи атомов. При этом температура в процессе компьютерного эксперимента удерживалась постоянной. С повышением температуры средняя энергия связи увеличивалась вследствие температурного расширения. При плавлении, в результате разрушения кристаллической решетки, происходил резкий рост энергии связи. Температура плавления определялась по скачку энергии связи на температурной зависимости. Данная методика была взята из работы [2].

Для всех наночастиц было отмечено, что разрушение кристаллической структуры при плавлении происходило не сразу для всей частицы, а начиналось с поверхности. Для рассматриваемых металлов Al, Ag, Au, Pt, Pd были получены зависимости температуры плавления от диаметра частиц. Во всех случаях с уменьшением диаметра частиц температура плавления наночастиц уменьшалась, что было связано с более высокой долей поверхностных атомов при меньших размерах частицы.

Литература

1. Cleri F., Rosato V. Tight-binding potentials for transition metals and alloys // *Physical Review B*. 1993. V.48. №1. P. 22-33.
2. Гафнер С.Л. Моделирование методом молекулярной динамики процессов структурообразования нанокластеров никеля и меди в рамках потенциала сильной связи. Автореферат диссертации на соискание ученой степени д.ф.-м.н. - Барнаул, 2011. - 40 с.

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ЛИТЫХ И БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNi-TiCu С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Пушин А.В.^{1,2}, Попов А.А.², Пушин В.Г.^{1,2}

¹Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,

²ФГАОУ ВПО “Уральский федеральный университет имени первого Президента России

Б.Н. Ельцина”, г. Екатеринбург, Россия,

avpushin@rambler.ru

Комплексно исследованы сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) квазибинарного разреза TiNi-TiCu. Тонкие длинномерные ленты получены с использованием метода быстрой закалки расплава (БЗР) спиннингованием струи со скоростями охлаждения $v_{\text{зак.}} = 10^5\text{-}10^6$ К/с. Химический состав новых перспективных БЗР сплавов на основе Ti_2NiCu варьировали в пределах ± 1 ат.% относительно разреза TiNi-TiCu по двум или трем компонентам. Исследования структуры, химического и фазового состава сплавов выполнены методами ТЭМ, СЭМ, дифракции электронов, РСА. Измерены механические свойства, удельное электросопротивление, ЭПФ сплавов. Сплавы изучены в литом состоянии, после БЗР и ТО по различным режимам.

Показано, что БЗР со скоростью охлаждения 10^6 К/с приводит к аморфизации сплавов с содержанием меди более 22 ат.%, а нагрев до 723 К и выше обеспечивает их расстекловывание по полиморфному, первичному или эвтектическому механизмам без изменения или с изменением химического состава при образовании структуры В2-аустенита. В зависимости от отклонения состава сплавов от стехиометрического, приводящего при нанокристаллизации к распаду, закономерно изменяются их механические свойства и ЭПФ. Пределы прочности σ_B и текучести $\sigma_{0,2}$ варьируют в пределах 850-1400 МПа, 700-1200 МПа, относительное удлинение – в пределах 9-12% при высокой обратимой деформации 3-5%.

Зависимости электросопротивления от температуры $\rho(T)$ исследуемых сплавов систематизированы в виде диаграмм ТМП (рисунок 1). Отклонение квазибинарного сплава TiNi-TiCu по химическому составу по Cu и Ni в сторону увеличения концентрации Cu приводит к некоторому практически линейному снижению критических температур (на 2-5 °). Иной характер имеют указанные зависимости при отклонении состава от стехиометрии по Ti и Ni (рис. 1а) и Ti и Cu (рис. 1б). Как при увеличении содержания Ti (до 51 ат.%) и уменьшении содержания Ni или Cu (до 24 ат.%), так и, напротив, при уменьшении Ti (до 49 ат.%) и увеличении Ni или Cu (до 26 ат.%) критические температуры начала и конца прямого и обратного ТМП заметно снижаются, как и их интервал от 55-68°C до 12-30°C, соответственно (для Ti и Ni); от 55-68°C до 20-35°C, соответственно (для Ti и Cu).

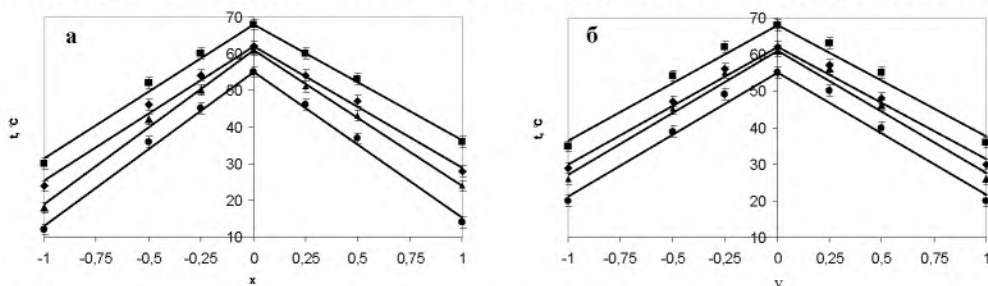


Рисунок 1 - Зависимости критических температур ТМП от химического состава БЗР сплавов $\text{Ti}_{50-x}\text{Ni}_{25+x}\text{Cu}_{25}$ (а), $\text{Ti}_{50-y}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25+y}$ (б) (■ – A_f , ◆ – M_s , ▲ – A_s , ● – M_f) (10^6 К/с, 723 К, 10 минут)

Размерный эффект стабилизации объясняется измельчением зеренной структуры В2-аустенита, которое обусловлено барьерным влиянием дисперсных частиц избыточных фаз при расстекловывании.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 11-02-00021 и УрФУ на проведение научных исследований аспирантами и молодыми учеными.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВОЛОЧЕНИЯ СО СДВИГОМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И ФИЗИЧЕСКОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

Рааб А.Г.¹, Чукин М.В.², Семенов В.И.¹, Алешин Г.Н.¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, РФ

²Магнитогорский государственный технический университет имени Г.И.Носова
agraab@mail.ru

В настоящее время наблюдается значительный интерес к технологическим исследованиям в области повышения прочности металлов путем измельчения структуры до субмикроструктурного размера в условиях интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Одним из методов ИПД является равноканальное угловое прессование (РКУП) [2, 3] и его развитие - РКУП-Confom [4] для получения длинномерных заготовок.

Однако этот метод имеет ряд недостатков:

- 1) многоцикловость обработки с целью повышения прочности материала;
- 2) получение длинномерных прутков квадратного сечения;
- 3) введение дополнительной обработки для получения прутков круглого сечения.

Для устранения перечисленных недостатков предложен способ волочения со сдвигом. Процесс деформации, сопровождаемый изменением физико-механических свойств металла, обеспечивает дополнительную деформацию за счет вращения волоки и сдвига посредством заданного относительно оси вращения эксцентриситета волок [5].

Применение математических методов моделирования экспериментов является одним из рациональных подходов к решению задач по оценке эффективности нестандартных процессов обработки давлением. Представляется целесообразным проведение численного моделирования с использованием планирования виртуального факторного эксперимента [6].

С использованием компьютерного моделирования в среде пакета прикладных программ «DEFORM-3D» проведен виртуальный полный факторный эксперимент процесса волочения со сдвигом, в ходе которого выполнена оценка влияния независимых параметров (скорость волочения, скорость вращения фильеры, угол волоки и фактор трения) на величину интенсивности деформации. В результате эксперимента получено уравнение регрессии и определены наиболее значимые индивидуальные факторы и их взаимные сочетания, влияющие на параметр отклика. Кроме того, приведены сравнительные результаты процессов обычного волочения и волочения со сдвигом. Показана более высокая эффективность процесса волочения со сдвигом с точки зрения накопления интенсивности деформации.

Литература

1. *Валиев Р.З.* Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства/Р.З. Валиев, И.В. Александров – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. *Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др.* Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 232 с.
3. Segal V.M. Engineering and commercialization of equal channel angular extrusion // Mater. Sci. Eng. A. – 2004; V. 386.P. 269 – 276
4. *Рааб Г.И., Валиев Р.З.* Равноканальное угловое прессование длинномерных заготовок. Цветная металлургия-2000 -№5, с.50-53
5. Патент на изобретение № 2347633 Способ получения ультрамелкозернистых полуфабрикатов волочением со сдвигом. Опубликовано 27.02.2009 Авторы: *Рааб Г.И., Рааб А.Г.* Патентообладатель: ГОУ ВПО УГАТУ, действующий.
6. *Новик Ф.С., Арсов Я.Б.* Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов.-М.: Машиностроение; София: Техника. 1980. 304 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ 45 С ИСХОДНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Рамазанов И.А., Зарипов Н.Г., Киселева С.К., Караваева М.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
Inar.ramazanov@yandex.ru

Цель данной работы: исследование влияния ИПДК стали 45 в ферритно-мартенситном состоянии при повышенной температуре на структуру и свойства, а также оценка термической стабильности полученной структуры.

Для достижения поставленной цели использовались следующие методики: методика термической обработки, методика интенсивной пластической деформации кручением под давлением (ИПДК), методика металлографического качественного и количественного анализа, методика оценки микротвердости, методика механических испытаний.

В качестве исходного материала применяли сталь 45 стандартного химического состава. В состоянии поставки сталь имела ферритно-перлитную структуру. Нагрев стали до 770 °С с последующим быстрым охлаждением в воде приводит к получению ферритно-мартенситной структуры. Твердость стали после неполной закалки очень высокая, поэтому деформация при низких температурах не представлялась возможной. ИПДК проводили при повышенной температуре 350°С. Для того чтобы проверить как влияет температура нагрева на свойства, подготовили образцы-свидетели, т.е. образцы прошедшие термическую обработку без деформации.

После ИПДК закаленной стали микротвердость составляет 607 МПа, что выше примерно в 1,5 раза по сравнению с микротвердостью образцов-свидетелей (490 МПа).

При закалке стали достигаются высокие прочностные свойства при нулевой пластичности: $\sigma_B=1780$ МПа.

ИПДК приводит к существенному повышению не только прочности ($\sigma_B=2117$ МПа), но и пластичности материала заготовок стали 45 ($\delta=6,7\%$).

Образцы, полученные ИПДК, показали высокую термическую стабильность до температуры 300 °С, тогда как после закалки падение микротвердости наблюдается при более низких температурах. Предполагается, что высокая термостабильность стали с полученной в результате ИПДК нанокристаллической структурой объясняется выделением высокодисперсных карбидов размером 20-30 нм, которые являются сильным препятствием для роста зерен при последующем нагреве.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА Al-Li-Cu-Zr С ДОБАВКАМИ Ag, ПОДВЕРГНУТОГО МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Распосиенко Д.Ю., Кайгородова Л.И., Пушин В.Г., Пилюгин В.П.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия
dmitrijrasp@gmail.com*

Основными преимуществами высокопрочных сплавов на основе системы Al-Li, используемых в аэрокосмической технике, по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами, являются более низкий удельный вес и повышенный модуль упругости. Все промышленные Al-Li сплавы характеризуются высокой объемной долей упрочняющих фаз и сложностью фазовых превращений при старении, что влияет на уровень прочностных свойств, коррозионной стойкости, пластичности и вязкости разрушения. На формирование той или иной структуры в данных сплавах особенно сильное влияние оказывают режимы деформации и термической обработки [1,2].

В связи с этим нами исследовано влияние мегапластической деформации (МПД) на структуру и свойства алюминий-литиевого сплава нового поколения 1469.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сплава после МПД осуществляли методом тонких фольг в электронном микроскопе JEM – 200 СХ. Механические свойства (микротвердость, модуль упругости и пластичность) измерялись методом инструментального индентирования.

Первоначально исследовали структуру исходного сплава 1469 с обычной МК-структурой после искусственного старения на стадии максимального упрочнения (160 °С, 30 ч). Исследование выявило, что при данных режимах искусственного старения происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением стабильных фаз $T_1(Al_2LiCu)$ и содержащей Ag Ω -фазы (состав этой фазы не определен), с преимущественным выделением частиц T_1 -фазы.

Далее исследовали структуру сплава после МПД. Электронно-микроскопическое исследование показало, что структура сильнодеформированного сплава зависит от режимов деформации. Обнаружили, что возрастание степени деформации (угла поворота φ от 2π до 20π рад при нагрузке $P = 4$ ГПа) способствует переходу от фрагментированной структуры к рекристаллизованной, с размером зерна 30 – 50 нм.

Кроме того МПД изменяет механизм и кинетику фазовых превращений. Так, выявлено выделение частиц стабильной фазы $T_2 (Al_6CuLi_3)$. Такой эффект может быть обусловлен как изменением растворимости основных легирующих компонентов в матрице за счет возрастания плотности поверхностей раздела (границ нанозерен), так и высокой концентрацией дефектов кристаллической решетки.

Литература

1. Кайгородова Л.И., Пушин В.Г., Распосиенко Д.Ю., Пилюгин В.П. Влияние интенсивной пластической деформации на образование нанокристаллической структуры и старение многокомпонентного алюминий-литиевого сплава с малыми добавками Sc и Mg // ФММ, 2011, том 111, № 1, с. 74 - 81.
2. Л.И. Кайгородова, Д.Ю. Распосиенко, В.Г. Пушин, В.П. Пилюгин. Влияние длительного вылеживания на структуру и свойства сплава на основе системы Al-Li-Cu-Zr, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением под давлением. ФММ, в печати.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ, ЛЕГИРОВАННЫХ НИКЕЛЕМ

Королев М.Н., Родыгина А.В., Печина Е.А., Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И.

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск
las@pti.udm.ru

Современные требования к материалам нового поколения предполагают создание легких сплавов, способных выдерживать длительные высокотемпературные воздействия. В этой связи вызывают особый интерес сплавы на основе алюминия с добавками переходных и редкоземельных металлов [1]. Одним из перспективных методов разработки материалов с повышенными прочностными характеристиками является интенсивная пластическая деформация [2].

В работе изучено влияние интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) на структуру и свойства сплавов системы Al-Ni с содержанием никеля 1,5; 2,7 и 4,0 ат. % (соответственно доэвтектического, эвтектического и заэвтектического составов). Образцы деформировали в наковальнях Бриджмена Ø8 мм при осевой нагрузке 3 ГПа на ¼, 3, 4, 8 и 16 оборотов. В ходе деформирования определяли изменение момента силы, приложенного к образцу, по мере изменения угла закручивания. Обнаружено, что характер изменения момента силы при кручении зависит как от состава сплава, так и его предварительной термической обработки. Выявлена взаимосвязь между исходным состоянием сплавов и особенностями диаграммы момент силы – угол закручивания.

Микротвердость полученных образцов измеряли на приборе ПМТ-3 под нагрузкой 20 г. Установлено, что в результате ИПДК после 8 оборотов микротвердость материала возрастает до значений 1,4-1,6 ГПа для до- и заэвтектического сплавов и до 2,1 ГПа – для эвтектического. С целью изучения способности материала сохранять приобретенные при ИПДК повышенные механические свойства был произведен отжиг сплавов в интервале температур 100-400°C. Заметное – до 1,1-1,2 ГПа – снижение твердости наблюдали уже после отжига при 100°C. Последующее повышение температуры отжига приводило к дальнейшему снижению твердости до величин ~0,35-0,5 ГПа. Показано, что такое поведение микротвердости при повышении температуры обусловлено рекристаллизационными процессами, а так же обеднением α-твердого раствора по никелю.

Методами рентгеновской дифракции произведен фазовый анализ, рассчитаны параметры решетки Al и размеры микрокристаллитов Al и фазы Al₃Ni. Показано, что увеличение степени деформации приводит к уменьшению размеров микрокристаллитов.

ИПДК, об.	3	4	8	16
размер микрокристаллитов Al в сплаве с 1,5 ат. %Ni, нм	89,7 ± 1,7	82,7 ± 1,9	59,6 ± 1,3	59,2 ± 1,2

По мере деформирования уменьшается содержание фазы Al₃Ni за счет обогащения твердого раствора, что подтверждает увеличение параметра решетки Al. По мере деформирования этот параметр увеличивается с a=4,0474 Å (при 3 об.) до 4,0492 Å (при 8 об). Расчеты показывают также рост микронапряжений при увеличении степени деформации.

Работа выполнена при поддержке программы фундаментальных исследований УрО РАН, проект № 12-П-2-1044.

1. Belov N.A. Principles of optimising the Structure of Creep-Resisting Casting Aluminium Alloys Using Transition Metals// Journal of Advanced Materials, 1994. 1 (4). – P. 321-329.
2. Бродова И.Г., Байтыков Д.В., Ширинкина И.Г., Столяров В.В. Особенности формирования микрокристаллических состояний в Al сплавах с переходными металлами // Материаловедение. 2005. 2(95). С. 48-53.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛОПАТОК-ИМИТАТОРОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ

Руденко О.А.¹, Сафиуллин Р.В.¹, Харин С.А.², Морозов М.А.², Кропотов В.А.³

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

²*ОАО «Авиадвигатель», Пермь*

³*ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», В.Салда
dr_rvs@mail.ru, harin@avid.ru, morozof@dom.raid.ru*

Дальнейший прогресс в машиностроении, особенно в таких отраслях, как авиакосмическая, судостроение, автомобилестроение, производство товаров народного потребления требует создания принципиально новых ресурсосберегающих, экологически чистых технологических процессов, использующих материалы с высокими эксплуатационными свойствами. Вместе с тем выдвигаются требования, связанные с увеличением сложности изделий за счет их интегрирования – уменьшения количества соединений, исключения из технологии ручного труда по доводке и подгонке изделий. Практическая реализация преимуществ сверхпластической деформации, позволила создать один из наиболее эффективных способов обработки листовых материалов – технологию сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ/СД), отвечающую новым требованиям [1]. В работе приведены результаты исследований и разработок технологии СПФ/СД для получения полых лопаток, проводимых в ИПСМ РАН совместно с ОАО «Авиадвигатель» и ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». На примере уменьшенной модели полой лопатки – лопатке-имитаторе (рис. 1) проведена отработка технологии и изготовлена опытно-промышленная партия лопаток.

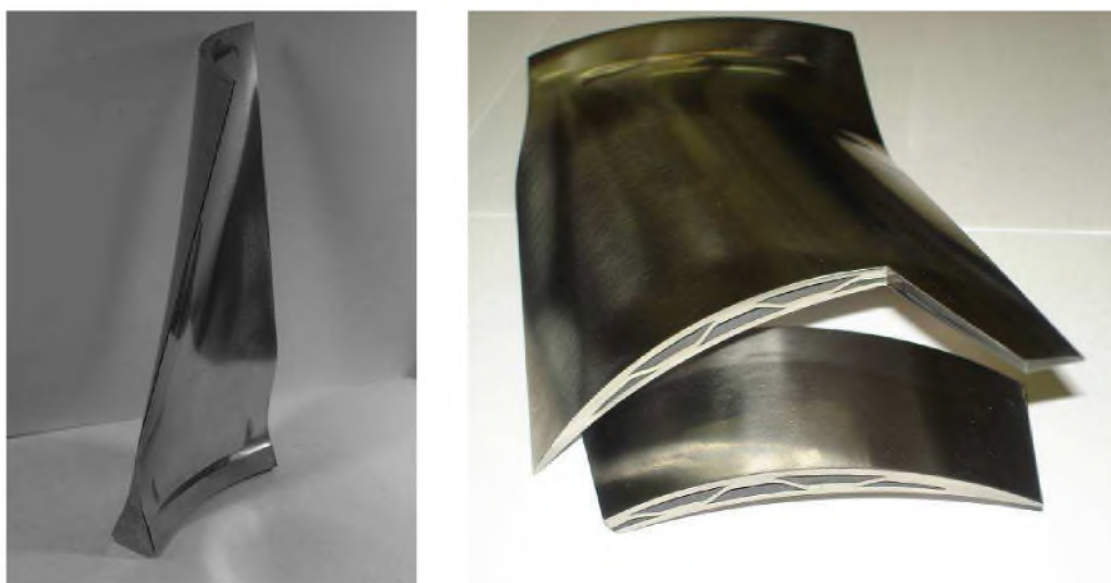


Рис. 1 Полая лопатка-имитатор.

Литература

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.
2. Р.В.Сафиуллин, А.А. Круглов, О.А. Руденко, С.А. Харин, А.Н. Сайранов, М.А. Морозов, В.Б. Тимохов, В.А. Кропотов Разработка конструкции и технологии изготовления облегченной широкохордной лопатки вентилятора авиадвигателя из титанового сплава. Титан №4, 2009, с. 34 – 39.

ПЛАЗМОННОЕ ПОГЛОЩЕНИЕ В ЗОЛОТЫХ И СЕРЕБРЯНЫХ ПЛЕНКАХ

Руссаков Д.М., Колесников Л.В.

Кемеровский государственный университет, г. Кемерово
dm_russakov@kemsu.ru

Плазмонное поглощение металлических пленок является важным индикаторным явлением, которое можно использовать для исследования природы центров зародышеобразования на поверхности материалов различного генеза при вакуумном нанесении металлов термическим способом.

В образовании центров концентрирования и роста металлических наночастиц при испарении в условиях вакуума конкурирующие роли играют времена жизни адсорбированного атома на подложке до захвата дефектом t_1 и среднее время ожидания прихода очередного атома t_2 ,

$$t_1 = \frac{1}{N_{\text{оэф}} \cdot D}, \quad t_2 = \frac{N_{\text{оэф}}}{I}$$

где D – коэффициент диффузии; $N_{\text{оэф}}$ – концентрация дефектов на поверхности подложки, I – скорость термического осаждения металла.

При $t_1 > t_2$ – становится возможным флуктуационное образование зародыша наночастицы, при условии $t_1 < t_2$ адсорбированный атом захватывается дефектом поверхности подложки до прихода очередного атома, происходит формирование центров концентрирования и роста наночастиц.

В эксперименте расчет толщины металлической пленки осуществлялся с учетом изменения массы навески золота и серебра (от 0.4 до 1 мг) и расстояния от испарителя до подложки. На рис. 1 приведены типичные спектры поверхностного плазмонного поглощения пленок золота и серебра.

Спектры оптического поглощения исследовались в приближении модели Ми.

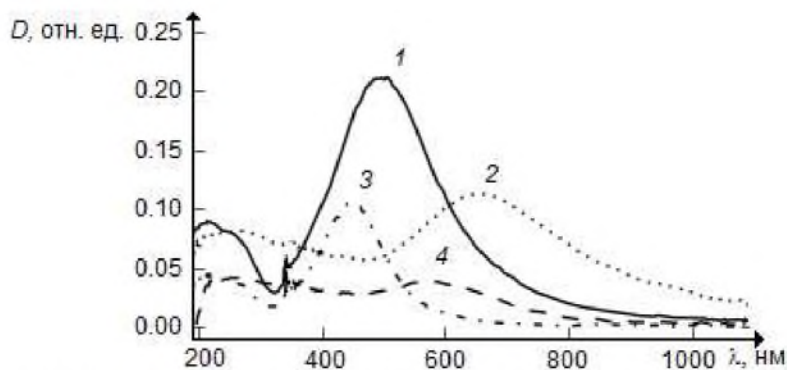


Рисунок 1. Оптические спектры слоев золота и серебра на кварце, 1 – Ag (1 мг), 2 – Au (1 мг), 3 – Ag (0.5 мг), 4 – Au (0.8 мг).

Литература

1. Климов В.В. Наноплазмоника. – М.: Физматлит, 2009, 488 с
2. S. Link and M El Sayed. J. Phys. Chem. B. – 1999, v.103, pp. 4212-4217
3. Топорко А.В., Цветков В.В., Ягодковский В.Д., Исса А. //Журнал физической химии. 1995, т. 69, №5, стр. 867-870.

УМЗ СТРУКТУРА СТАЛЕЙ, ПОЛУЧЕННАЯ МЕТОДОМ ИПДК

¹Садикова Э.И., ²Закирова А.А., ¹Зарипова Р.Г.

¹Уфимский государственный авиационный технический университет,
г. Уфа, Россия

²Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем
сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия
elvir_4ik@mail.ru, albinaz@imsp.ru

Использование методов интенсивной пластической деформации для изготовления объемных заготовок металлов и сплавов с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой является одним из наиболее актуальных направлений современного материаловедения. Таким путем возможно формирование нового спектра технологических и эксплуатационных характеристик в традиционных конструкционных материалах, что открывает новые перспективы их использования. [1] Наиболее целесообразным настоящим подход представляется для термонеупрочняемых сталей, традиционным методом упрочнения которых как правило является дорогостоящее легирование.

В настоящей работе был применен метод интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) под высоким давлением, позволяющий достигать очень большие степени деформации для получения предельных нанокристаллических (НК) состояний металлов и сплавов.

Авторами проведено сравнительное изучение формирования ультрадисперсной структуры в промышленных коррозионностойкой 12Х18Н10Т и углеродистых сталях 20 и 45 при комнатной 20°С и повышенной 400°С температурах.

Структурные исследования проводились на разных уровнях: макроструктура (наблюдения невооруженным глазом), микроструктура (методом оптической микроскопии) и тонкая структура (метод просвечивающей электронной микроскопии). Влияние ИПДК на механические свойства оценивалась методами измерения микротвердости и твердости.

Выявлены принципиальные отличия в эволюции структуры сталей в зависимости от температуры деформации и содержания углерода в их составе. Проанализировано изменение механических свойств сталей после ИПДК. [2]

В результате обработки сталей методом ИПДК под высоким давлением при комнатной и повышенной температурах была сформирована неоднородная по сечению образцов структура. Локализация деформации усиливается с повышением температуры кручения. Распределение микротвердости по диаметру образцов однородно после кручения при комнатной температуре. Локализация деформации при повышенной температуре приводит к сильному различию значений микротвердости центра и периферии образца.

Более высокое содержание углерода в стали 45 способствует формированию структуры с более слабой металлографической текстурой по сравнению со сталью 20 с меньшим содержанием углерода. ИПДК сталей привело к формированию ультрамелкозернистой смешанной структуры с минимальным размером зерен или фрагментов около 100 нм.

Кручение под давлением углеродистых сталей привело к практически одинаковым значениям твердости сталей, имеющих в состоянии поставки сильно различающиеся значения.

Литература

1. Салищев, Г. А., Зарипова Р. Г., Закирова А. А. Структура и механические свойства нержавеющей сталей, подвергнутых интенсивной пластической деформации // *Металловедение и термическая обработка металлов*. №2 (608), с. 27-32 (2006)
2. Зарипова Р.Г., Закирова А.А., Семенов В.И. Влияние интенсивной пластической деформации кручением под давлением на структуру и механические свойства углеродистых сталей // *Вестник УГАТУ*. т.11, №2 (29), с.123 (2008)

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Назарова А.А.¹, Царенко Ю.В.², Рубаник В.В.², Даниленко В.Н.¹, Попов В.А.¹, Назаров А.А.¹, Мулюков Р.Р.¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*
Институт технической акустики НАНБ, Витебск
Asiya_nazarova@mail.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы, полученные деформационными методами, имеют большой потенциал практического применения [1]. Однако существенными недостатками этих материалов, ограничивающим возможные применения, являются низкая термическая стабильность структуры и низкая пластичность при комнатной температуре. Одной из причин этих недостатков является неравновесное состояние границ зерен, создающих высокие внутренние напряжения [2]. Отжиг не всегда может обеспечить желаемое улучшение свойств, так как с повышением пластичности происходит также рост зерна и уменьшение прочностных свойств. Поэтому актуальным является поиск иных способов воздействия на материал, оказывающих релаксирующий эффект на структуру. Одним из таких способов является ультразвуковая обработка (УЗО) [3].

В данной работе проводится исследование влияния УЗО на структуру и механические свойства УМЗ никеля, полученного равноканальным угловым прессованием (РКУП). УЗО осуществлялось путем возбуждения стоячей волны в цилиндрическом образце с диаметром 18 мм и длиной, равной половине длине волны с частотой 22 кГц. Максимальная амплитуда колебаний в середине образца составляла 20, 30 и 40 МПа. Рентгеноструктурный анализ показал, что УЗО приводит к заметному снижению внутренних напряжений в никеле, причем наибольший релаксирующий эффект оказывает обработка с наименьшей из использованных амплитуд. Исследования микроструктуры подтверждают, что в этом состоянии границы зерен становятся более четкими и ровными, что говорит об уравнивании структуры.

Результаты механических испытаний образцов, вырезанных из центральной части обработанного ультразвуком образца, показывают зависимость механических свойств от амплитуды УЗО. После УЗО с амплитудой 20 МПа наблюдается увеличение пластичности на 2,5% по сравнению с образцом, подвергнутым РКУП, при этом не происходит снижения предела прочности и условного предела текучести. УЗО с амплитудой 30 МПа оказывает меньшее влияние на пластичность, а повышение амплитуды ультразвука до 40 МПа, напротив, приводит к упрочнению и снижению пластичности по сравнению с исходным деформированным состоянием. Таким образом, УЗО может быть использовано для повышения пластичности УМЗ материалов без потери их прочности.

Литература

1. Мулюков Р.Р. // Российские нанотехнологии. 2007. Т. 2. вып. 7-8. С.38-53
2. Nazarov A.A., Mulyukov R.R. Nanostructured Materials // Nanoscience, Engineering and Technology Handbook / Eds. Lyshevski S., Brenner D., Iafrate J. Goddard W. Boca Raton: CRC Press. 2002. P. 22-1-22-41.
3. Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Назаров А.А. // ФММ. 2010. Т.110. №6. С.600-607.

МЕТОДИКА РАСЧЕТА ВЕЛИЧИНЫ ПОРОГОВОГО НАПРЯЖЕНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Самойлова А.Ю., Ганиева В.Р.

Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа
Alina20081963@yandex.ru

Сверхпластичность (СП) – способность микрокристаллических материалов при определенных температурно-скоростных условиях деформирования испытывать аномально большие по сравнению с обычными условиями пластические деформации [1].

Основной особенностью реологического поведения материалов, находящихся в состоянии СП, принято считать повышенную по сравнению с обычными условиями чувствительность напряжения течения σ к скорости деформации ξ , которую принято количественно характеризовать величиной параметра скоростной чувствительности m , входящего в стандартное степенное соотношение СП

$$\sigma = K\xi^m \quad (1)$$

где K , m – параметры материала, зависящие от среднего размера зерен и других структурных характеристик.

К настоящему времени в литературе по СП предложено множество разнообразных физических моделей СП, обзор которых можно найти, например, в [2]. Многие из этих моделей включают в себя дополнительный реологический параметр σ_0 , которому придается смысл порогового напряжения. Он вводится в соотношение (1) следующим образом:

$$\sigma = \sigma_0 + K'\xi^{m'} \quad (2)$$

где σ_0 – пороговое напряжение, K' и m' – материальные постоянные.

Определение значений реологических параметров СП K , m в модели материала (1) и σ_0 , K' , m' в модели материала (2) представляет собой актуальную научно-практическую задачу и большой практический интерес для механики обработки металлов давлением.

В данной работе предлагается методика определения значений реологических параметров σ_0 , K' , m' в модели материала (2) по результатам одноосных механических испытаний, практическое применение которой позволило бы однозначным образом определить их по заданному входному набору данных

$$\{\sigma_i, \xi_i\}, \quad i=1,2,\dots,N \quad (3)$$

где σ_i – напряжение течения, соответствующее скорости деформации ξ_i , N – количество заданных точек.

Численная процедура основана на применении метода золотого сечения и решении системы двух линейных уравнений по формулам Крамера. Результаты практической апробации предложенного подхода позволяют сделать вывод о возможности его практического использования для определения реологических параметров СП σ_0 , K' , m' .

Литература

1. Новиков И.И., Портной В.К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. М.: Металлургия, 1981. 168 с.
2. Padmanabhan K.A., Vasin R.A., Enekeev F.U., Superplastic Flow: Phenomenology and Mechanics, Springer-Verlag, Berlin–Heidelberg, Germany 2001. 363 p.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРОЧНОСТИ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ С УДАРНОЙ ВЯЗКОСТЬЮ ТИТАНОВОГО СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА

Саркеева А.А.¹, Круглов А.А.¹, Лутфуллин Р.Я.¹,
Cepeda-Jimenez С.М.², Carreno F.², Ruano O.A.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Department of Physical Metallurgy, Madrid, Spain

aigul-05@mail.ru

Слоистые материалы являются одним из перспективных классов металлических материалов, поскольку в них можно достигнуть уникального комплекса свойств не свойственных монолитному материалу. Так, в слоистых материалах можно существенно повысить ударную вязкость благодаря ориентированному расположению поверхностей соединения относительно распространяющейся трещины. Повышение вязкости разрушения в слоистом материале происходит за счет отклонения трещин от плоскостей и направлений их магистрального роста. При этом прочность соединения слоев по поверхности раздела является важным параметром, определяющим сопротивление разрушению слоистого материала.

Цель данной работы – определить прочность твердофазного соединения (ТФС) и его влияние на ударную вязкость слоистого материала, полученного сваркой давлением листовых заготовок из титанового сплава ВТ6.

Для оценки прочности соединения на универсальной машине Servosis проводили испытания на срез образцов, вырезанных из слоистых материалов с различной относительной протяженностью пор (L_p) в зоне ТФС равной 0,01 и 0,32. Образцы закрепляли между двумя металлическими опорами так, что граница соединения была параллельна к направлению приложения нагрузки (рис. 1). Методика испытания подробно описана в работе [1].

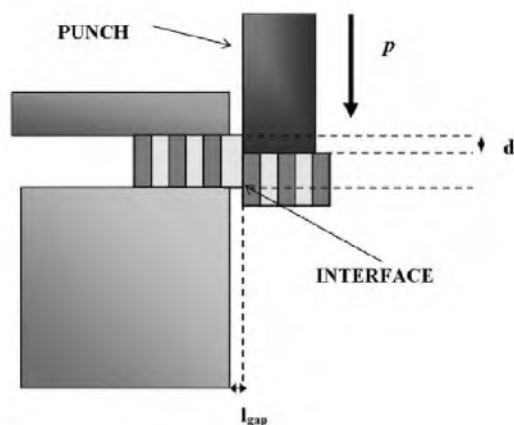


Рис. 1. Схема испытаний на срез

Результаты испытаний показали, что прочность соединения на срез в слоистом материале с относительной протяженностью пор в зоне ТФС равной 0,01 составила 502 МПа, в слоистом материале с L_p равной 0,32 – 455 МПа. Установлено, что в зависимости от расположения поверхностей соединения относительно распространяющейся трещины в слоистых образцах прочность соединения влияет различным образом на ударную вязкость. Пониженная прочность соединения обуславливает повышенную ударную вязкость

образцов, в которых трещина распространяется последовательно через слои, и пониженную ударную вязкость образцов, в которых трещина распространяется одновременно через все слои.

Литература

1. С.М. Cepeda-Jiménez, R.C. Alderliesten, O.A. Ruano, F. Carreño. Damage tolerance assessment by bend and shear tests of two multilayer composites: Glass fibre reinforced metal laminate and aluminium roll-bonded laminate // Composites Science and Technology, 2009, v.69, p. 343-348.

ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКИ НА ПРОЧНОСТЬ И УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 12ГБА

Сафаров И.М.¹, Сергеев С.Н.¹, Корзников А.В.¹, Гладковский С.В.²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа*

²*Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург*

ilfat@anrb.ru

Широкое применения низкоуглеродистых сталей в районах Крайнего Севера при производстве нефте- и газопроводов обусловлено тем, что стали данного класса относятся к морозостойким, выдерживающим очень низкие эксплуатационные температуры. Но, в связи с низким содержанием углерода, недостатком этих сталей является сложность получения высокого уровня прочностных свойств с помощью термической обработки. Одним из наиболее перспективных путей решения данной проблемы является формирование нанокристаллической или субмикрокристаллической структуры, позволяющее существенно повысить прочностные свойства сталей и сплавов, не упрочняемых традиционными способами. Данное направление интенсивно развивается уже несколько десятилетий, однако до сих пор остается открытым вопрос о влиянии НК и СМК на повышение ударной вязкости. Это и являлось целью исследований, по результатам которых подготовлен данный доклад.

Методами электронно-микроскопических исследований и дифракции обратно рассеянных электронов установлено, что полученное теплой прокаткой субмикрокристаллическое состояние представляет собой структуру волокнистого типа с характерной текстурой прокатки. Показано, что в таком состоянии стали сочетают высокую прочность и удовлетворительную пластичность.

В стали с субмикрокристаллической структурой средний размер фрагментов в перпендикулярном направлении прокатки сечению составлял менее 0,5 мкм. Полученная субмикрокристаллическая структура термически стабильна вплоть до 500 °С.

Установлено, что в субмикрокристаллическом состоянии низкоуглеродистые стали проявляют особо высокие прочностные свойства, достигающие 800-900 МПа, что превышает свойства крупнозернистого состояния этих сталей более чем в 2 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Показано, что ударная вязкость стали в субмикрокристаллической структуре выше, чем в исходном крупнозернистом состоянии. Температура вязко-хрупкого перехода смещается в сторону более низких температур после теплой деформации и последующего отжига при 550°С.

*Работа выполнена при частичной поддержке Гранта РФФИ-Урал (проект №10-02-96041).
Проекта УрО РАН №11-1-13-ЯЦ и Программы Президиума РАН № 25 "Фундаментальные проблемы механики и смежных наук в изучении многомасштабных процессов в природе и технике".*

ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ.

Сафиуллин А.Р., Сафиуллин Р.В., Сафин Ф.Ф., Ахунова А.Х., Дмитриев С.В.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук

d12art@mail.ru

Особый интерес для авиации и космонавтики представляют многослойные полые конструкции, состоящие из обшивок и образующего ребра жесткости гофрированного заполнителя, изготавливаемые из двухфазных титановых сплавов с помощью сверхпластической формовки (СПФ) и сварки давлением (СД). Применение таких конструкций позволяет снизить вес летательного аппарата, что делает актуальным совершенствование технологии их изготовления.

Опытная экспериментальная отладка технологии СПФ требует значительных ресурсов и специального оборудования. Существенное сокращение сроков разработки и отладки технологии изготовления может быть достигнуто за счет применения современных методов компьютерного моделирования.

Компьютерное моделирование проводили в двумерной постановке (плоская деформация) на базе универсального комплекса Deform. Параметры определяющих соотношений (ОС) определяли по результатам экспериментов на двухосное нагружение – тестовых формовок листовых заготовок из титанового сплава ВТ6 в протяженную клиновую матрицу [1,2]. Образец для СПФ трехслойной полый конструкции с гофрированным заполнителем имел вид пакета, состоящего из трех листовых заготовок, где две наружные заготовки являлись обшивками, а внутренняя – заполнителем. Формообразующая матрица задавалась как абсолютно жесткое тело. Моделирование осуществлялось в два этапа. На первом этапе образец подвергался гибке (образец находится между двумя штампами, нижний штамп закреплен, а верхний движется с постоянной скоростью). После касания верхнего и нижнего штампа, движение верхнего штампа прекращалось. На втором этапе производилась СПФ, давление при которой прикладывали к свободным поверхностям внутренних полостей пакета. Ограничителями для СПФ служили верхний и нижний штампы.

Давление газа составляло 0,1, 1, 10 МПа и задавалось по двум законам (рис. 3, а – режим №1 и б – режим №2). На рисунке представлены графики только для давления 1 МПа. Также исследовалось влияние максимального значения давления газа на процесс формообразования ребер жесткости.

Выводы:

Результаты моделирования показывают, что при СПФ трехслойная конструкция была получена нужной формы, за исключением случая, когда давление подавалось по режиму № 1 и составляло 0,1 МПа. За отведенное время конструкция при таком режиме не была полностью отформована. В случае, когда плотность сетки постоянна, появляются дефекты (концентраторы напряжений), связанные с размерами элементов сетки. При моделировании с окнами плотности, таких дефектов практически не возникает. Сравнительный анализ результатов моделирования показал, что использование при СПФ конструкции закона давления 2 обеспечивает деформация ребер в условиях сверхпластичности, при этом существенно сокращая время формовки.

Литература:

1. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В. Оптимизация формы матриц для тестовых сверхпластических формовок листовых заготовок // Деформация и разрушение материалов. 2009. №11. С. 40-44.
2. Ахунова А. Х., Дмитриев С. В., Круглов А. А., Сафиуллин Р. В. Сверхпластическая формовка листовых заготовок в протяженную клиновую матрицу. Деформация и разрушение материалов. 2010. №9. С. 38-41.

ФОРМИРОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ И В ЧАСТИЦАХ ИЗНОСА КОМПОЗИТОВ WC – (Fe-Mn-C) ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ТРЕНИЯ ПО ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л., Кульков С.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск
sevir@ispms.tsc.ru*

В работе проведены экспериментальные исследования изменения структурно-фазового состояния поверхностных слоев и частиц износа металломатричных композитов WC – (Fe-Mn-C) со структурно-неустойчивой связкой после скольжения по стальному диску в диапазоне скоростей от 1 до 37 м/с и приложенного давления 5 МПа. Ранее проведенные исследования трибологических свойств композитов с разным содержанием марганца в матрице свидетельствуют о преимуществе в износостойкости композитов с двухфазной ($\alpha+\gamma$) структурой, по сравнению с композитами с однофазной связкой из стабильного аустенита при малых (1-3 м/с) и высоких (выше 20 м/с) скоростях скольжения.

После трения при скоростях скольжения выше 10 м/с у композита WC-80Г4, с двухфазной ($\alpha+\gamma$) связкой, толщина фрагментированного слоя ниже, чем у WC-80Г20 с однофазной (γ) связкой при фиксированных скоростях скольжения. При этом наблюдается прямая корреляция между толщиной фрагментированного слоя и величиной интенсивности изнашивания композитов. Средний размер частиц износа композитов обоих составов уменьшается с увеличением скорости скольжения. При этом, средний размер частиц износа для композитов WC-80Г4 при всех скоростях скольжения был ниже, чем для WC-80Г20.

Количественный анализ распределения зерен карбида вольфрама по размерам в частицах износа и в фрагментированных трибослоях свидетельствует об их сильном размельчении. В частности, средний размер WC в частицах износа всего 0,4 мкм ($\langle d_{\text{исх}} \rangle = 2,4 \pm 0,2$ мкм), при этом подавляющее количество зерен карбида вольфрама имеет размер менее 1,5 мкм.

Исследование параметров тонкой кристаллической структуры, рассчитанные методами рентгеноструктурного анализа, выявило значительное уменьшение размеров областей когерентного рассеяния (D_{WC}) (до 11–15 нм) и увеличение микронискажений кристаллической решетки в карбиде вольфрама и в γ -Fe на поверхности трения и в осколках изнашивания до значений, характерных для композитов таких же составов в состоянии предразрушения при статических испытаниях и после динамического нагружения. По мере удаления от поверхности трения вглубь материала значения микроструктурных параметров восстанавливаются до исходных. Глубина деформированного слоя зависит от фазового состава связки и скорости скольжения. Также имеет место изменение соотношения пиковых интенсивностей дифракционных максимумов $I_{(100)}/I_{(101)}$ карбида вольфрама на поверхности трения относительно данных для полированной поверхности исходного композита до трения. Т.е. при трении формировалась структура, с предпочтительной кристаллографической ориентацией.

Совокупность полученных данных по изменению структуры поверхностных слоёв изученных композитов позволило сделать следующее заключение. Метастабильная двухфазная связка композита WC-80Г4 приводит к формированию более тонкого фрагментированного слоя, упрочненного относительно основы материала, который разрушаясь, дает в результате более мелкие частицы износа, по сравнению с композитом с однофазной связкой из стабильного аустенита.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке проекта фундаментальных исследований Администрации Томской области и РФФИ (проект 11-08-98082-р_сибирь_а).

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ 05Г2МФБ

Сергеев С.Н., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Корзников А.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа
semen@imsp.ru

Методы интенсивной пластической деформации, интенсивно развиваемые в последние десятилетия, позволяют получить материалы с нанокристаллической (НК) и субмикрокристаллической (СМК) структурой. При формировании НК и СМК структуры удается достигнуть весьма высокого уровня прочностных свойств, что особенно актуально для материалов, в которых традиционными методами термической обработки невозможно получить требуемый уровень свойств. К таким материалам относятся, например, низкоуглеродистые стали, которые широко применяются при производстве нефте- и газопроводов. Разработка эффективных методов создания материалов с НК и СМК структурой требует привлечения самых современных методов физического анализа. Одним из таких методов является дифракция обратнорассеянных электронов, позволяющая анализировать структуру, текстуру и распределение разориентировок границ зерен НК материалов построением ориентационных карт с шагом сканирования до десятков нм.

В докладе приводятся результаты анализа структурных состояний низкоуглеродистой стали 05Г2МФБ методом дифракции обратнорассеянных электронов.

СМК состояния получены методом всесторонней изотермической ковки и последующих отжигов. Проведена детальная аттестация структуры полученных состояний низкоуглеродистой стали. Показано, что изотермическая ковка позволяет формировать в низкоуглеродистой стали субмикрокристаллическую структуру смешанного типа со средним размером фрагментов 0,3 мкм. Исследована текстура, сформировавшаяся в процессе теплой деформации, и её эволюция в процессе проведения отжигов.

Термическая стабильность полученной структуры после всесторонней ковки сохраняется вплоть до 600 °С. Показано, что после рекристаллизации в стали с СМК структурой формируются зерна со средним размером 4-5 мкм.

Получены данные о доле малоугловых границ и изучены закономерности изменения механических свойств стали в зависимости от структурного состояния стали. Установлено, что в субмикрокристаллическом состоянии низкоуглеродистая сталь проявляет особо высокие прочностные свойства при достаточно высоком уровне пластичности, достигающем 900-1000 МПа, что превышает свойства крупнокристаллического состояния более чем в 2 раза.

О СОПОСТАВИМОСТИ ТЕКСТУРНЫХ ДАННЫХ ПОЛУЧЕННЫХ РЕНТГЕНОВСКИМ МЕТОДОМ И EBSD АНАЛИЗОМ ДЛЯ МЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА

Нугманов Д.Р., Ситдииков О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, РФ
Dnugmanov@imsp.ru

С развитием новых методов анализа структурно-фазового состояния металлических материалов возникает необходимость сопоставления получаемых с их помощью данных с данными традиционных исследований. К таким новым и наиболее активно используемым методам относится EBSD анализ (дифракции обратноотраженных электронов), реализуемый с использованием растровой электронной микроскопии (РЭМ). В сравнении с традиционным рентгеноструктурным анализом (РСА) EBSD анализ обладает рядом преимуществ. В том числе, он позволяет строить прямые и обратные полюсные фигуры и функции распределения ориентировок для локальных участков заданного размера и отдельно взятых кристаллитов (зерен). Поэтому он выступает альтернативой рентгеноструктурному анализу при исследовании особенностей кристаллографической текстуры металлических материалов, и в литературе нередко высказывается мнение о том, что от последнего можно частично или полностью отказаться.

Методами оптической микроскопии (Nikon L150), просвечивающей (JEOL-2000EX) и растровой электронной микроскопии (Tescan Vega-LM с EBSD приставкой OXFORD и программным пакетом для обработки данных HKL CHANNEL 5), а также РСА (Rigaku Ultima-IV и программы LaboTex 2.1) исследовали структуру и кристаллографическую текстуру магниевого сплава MA14 (Mg-5,8Zn-0,65Zr %(вес) после всесторонней изотермическойковки и последующей изотермической прокатки.

Установлено, что сплав до прокатки имел частично рекристаллизованную мелкозернистую (МЗ) структуру с объемной долей рекристаллизованных зерен ~80% и их средним размером (d) ~ 4,5 мкм, а в результате прокатки доля таких зерен увеличилась до 100%, и d уменьшился до 2 мкм. При этом согласно макротекстурному РСА анализу в исходном состоянии сплав имел текстуру $\{10-12\} \langle 0-110 \rangle$, а в процессе прокатки она трансформировалась в традиционную текстуру прокатки $\{0001\} \langle 10-10 \rangle$.

Сравнение данных EBSD и РСА показало, что тип кристаллографической текстуры и характер ее изменений, фиксируемые на макротекстурах с помощью РЭМ, зачастую не соответствуют обнаруженным при рентгенографических исследованиях. Как установлено, основная причина заключается в размере сканируемой поверхности и ее соотношении со структурными элементами. Уменьшение степени локальности измерений, в том числе и за счет объединения данных с нескольких сканируемых участков, приводило к получению полюсных фигур с макротекстурными пиками, близкими к макротекстурным по положению и интенсивности.

Для получения статистически достоверных результатов текстурного анализа методом EBSD предложен количественный критерий, определяющий минимальную сканируемую площадь с учетом среднего и максимального размера зерна, а также объемной доли рекристаллизованных зерен.

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ СЛОЖНОЙ КОНФИГУРАЦИИ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С УЛТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Слобода А.А., Каюмова Э.З., Астанин В.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

Alexandr.slx@mail.ru

Постоянное усовершенствование авиационной техники требует снижения веса и повышения прочности деталей. Одно из решений этой задачи является уменьшение размера зерна основного конструкционного материала – титановых сплавов. Это приводит к значительному улучшению прочностных и технологических свойств материалов [1], в частности, дает возможность изготавливать титановые детали в условиях низкотемпературной сверхпластичности [2].

Схема комбинированного выдавливания благодаря благоприятному напряжённому состоянию исключает образование пористости и позволяет не только сохранить субмикронную кристаллическую структуру, но и дополнительно ее улучшить если в заготовке структура была неоднородная.

Как установлено компьютерным моделированием, в результате операций комбинированного выдавливания степень деформации в стенках и утолщённой части составила $\delta=2,5$ и $\delta=1,6$ соответственно. В результате деформации в режиме низкотемпературной сверхпластичности смешанная ячеистая структура трансформировалась в зёрненную равноосную с преимущественным содержанием высокоугловых границ зёрен. Существенно снизилась плотность дислокаций а, следовательно, и уровень остаточных напряжений.

Была изготовлена уменьшенная копия защитной накладке для лопатки из углепластика, которая успешно прошла стендовые испытания. Модель сочетает в себе утолщённую переднюю кромку и тонкие стенки.



Рис.1. Накладка для лопатки из углепластика полученная комбинированным прессованием

Литература

1. Салищев Г.А., Галеев Р.М., Жеребцов С.В. и др. Механические свойства титанового сплава ВТ6 с субмикрокристаллической структурой. – Металлы, 1999.- №6 - С.84...87.
2. Каримбаев Т.Д., Астанин В.В. Разработка технологии изготовления металлических накладок на широкохордные углепластиковые лопатки ТРДД с применением эффекта низкотемпературной сверхпластичности. Авиадвигатели XXI века [Электронный ресурс]: материалы конф. –М.: ЦИАМ, 2010. с. 725-727

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЧАСТИЦ ИЗ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА

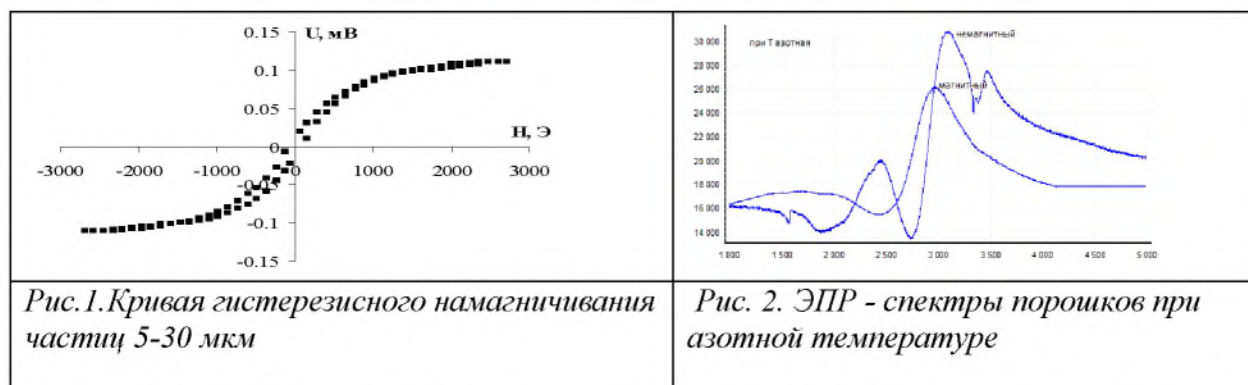
Смоланов Н.А., Саврасов К.В., Батин В.В., Павкин Е.П., Панькин Н.А.

Мордовский государственный университет им.Н. П.Огарева, Саранск
smolanovna@yandex.ru

Плазма вакуумного дугового разряда является одним из источников наночастиц, в том числе и углеродосодержащих. В основе их образования лежат процессы в катодном пятне. Наложение внешнего магнитного поля на пылевую плазму, содержащую капельную фракцию, влияет на обратимый характер движения катодного пятна и плазменного потока в целом и может приводить к образованию новых структур. Связать параметры дугового разряда со структурой и свойствами образующихся пылевых частиц - основная цель работы.

В данной работе отмечен, вероятно, впервые, одинаковый характер процессов (ретроградных), протекающих в катодном пятне и пылевой плазме при наложении внешнего магнитного поля [1-4]. Причина порогового характера смены вращения, как и в случае обратного движения катодного пятна, остается до конца неясной. В докладе представлен анализ процессов в дуговом разряде при наличии магнитных и электрических полей, влияющих также на обратимый характер движения катодного пятна и плазменного потока в целом. Рассмотрены механизмы возникновения парамагнетизма пылевых частиц.

Установлено, что магнитные свойства частиц определяются наличием ферромагнитных примесей, содержание которых зависит от режимов осаждения. На рис. 1 представлена характерная кривая намагниченности частиц фракции 5-30 мкм. Появление на кривой намагничивания петель гистерезиса является следствием образования в осажденной пыли небольших ферромагнитных частиц



Анализ ЭПР - спектров показал, что порошки характеризуются магнитными свойствами с различными g-факторами (рис.2). Особенностью спектров ЭПР исследуемых порошков является их несимметрия. С уменьшением размеров фракции и их магнитная сепарация приводит к появлению новых линий в спектре поглощения. Полученные результаты рассмотрены с позиции эволюции капельной фракции при ее движении в плазменном потоке в условиях наложения внешнего магнитного поля.

Литература

1. Баренгольц С.А., Литвинов Е.А., и др., ЖТФ, 1998, 68, вып. 6, стр. 60-41.
2. Бобров Ю.К., Быстров В.П., Рухадзе А.А., , ЖТФ, 2006, том 76, вып. 5, стр. 35-41.
3. Дьячков Л.Г., ФНТП-2011, 140-146 (2011).
4. Карасев В.Ю., Дзлиева Е.С., и др., ФНТП-2011, 140-146 (2011).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСПРОСТРАНЕНИЯ УДАРНОЙ ВОЛНЫ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ

Созонова Н.М.¹, Дроздов А.Ю.¹, Баянкин В.Я.¹, Нагорных И.Л.²

¹Физико-технический институт Уральского отделения РАН, Ижевск

²Институт механики Уральского отделения РАН, Ижевск

sozovanm@udsu.ru

Аморфные материалы привлекают внимание исследователей в связи с быстро расширяющимся практическим использованием. Аморфное состояние поверхностного слоя характеризуется высокой твердостью, коррозионной стойкостью и другими специфическими свойствами материала.

В работе изучалось поведение аморфного сплава $Fe_{80}P_{20}$ при облучении его поверхности пикосекундным лазерным импульсом.

Несмотря на отсутствие теоретической модели процесса кристаллизации аморфных сплавов, в некоторых физических исследованиях имеются предположения о возникновении сверхзвуковой волны в области поглощения атомом фотона. Однако механизм возникновения таких волн учеными до настоящего времени является не до конца изученным, а выдвинутые гипотезы, как правило, проверялись лишь на качественном уровне.

С помощью разработанного приложения получены графики зависимости изменения температуры аморфного материала при воздействии на него пикосекундного лазерного импульса от расстояния со временем. В результате решения системы уравнений теплопроводности вычислено время выравнивания электронной и ионной подсистем материала 11 нс при мощности импульса лазера $P = 5 \cdot 10^9$ Вт/см² и получены графики распределения температур по поверхности и глубине образца. Максимальная температура в центре облучения на поверхности материала составила ~ 700 К. При нагревании выше 700 К начинается кристаллизация аморфного сплава $Fe_{80}P_{20}$.

С помощью программного пакета MDOMP было проведено моделирование ударных волн, возникающих в процессе облучения аморфных сплавов лазерным импульсом. Известно, что ударные волны возникают в веществе за счет градиентов температур и внутренних напряжений. Оценена скорость распространения ударной волны в аморфном образце.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 10-02-96039-р урал_а.

СТРУКТУРНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СПЛАВА Al-Mg-Si МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ

Бродова И.Г.¹, Ширинкина И.Г.¹, Яблонских Т.И.¹, Астафьев В.В.¹,
Столяров В.В.², Потапова А.А.²

1 Институт органического синтеза УрО РАН, Екатеринбург, ibrodova@mail.ru

2 Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва

Недавно было показано, что для получения материалов с высоким уровнем механических и технологических свойств можно использовать метод электропластической прокатки (ЭПП) [1]. Метод позволяет добиться также существенного структурного измельчения. Исследованный сплав имеет состав близкий к сплаву АД33, т.е. относится к системе Al-Mg-Si. Типичная структура исходного образца представляет собой зернадендриты с ликвационными фазами эвтектического состава по границам. Целью работы является исследование возможности измельчения микроструктуры методом ЭПП.

Исходные образцы в форме пластин с размерами 2x5x150 мм были прокатаны с током и без тока. Прокатка с применением импульсного тока велась на двухвалковом прокатном стане при комнатной температуре со скоростью 4 см/с в пошаговом режиме при регулируемом разовом обжатии по толщине (~ 25 мкм) при плотности однополярного импульсного тока $j = 30, 100$ и 400 А/мм^2 , длительности импульса $120 \times 10^{-6} \text{ с}$ и частотой 800-1000 Гц.

Металлографические исследования показали, что микроструктура образцов, полученных при разных режимах ЭПП, зависит от степени деформации и плотности тока. При прокатке без тока до $e \geq 1,3$ макрозерна размером 500 мкм постепенно заменяются полосовой структурой, состоящей из удлинённых деформированных зёрен, а микротвёрдость возрастает на 30 %. При $e=5$ ширина полос уменьшается до 90-140 мкм, а внутри формируются участки рекристаллизованных зёрен размером до 10 мкм, при этом H_V уменьшается с 950 до 800 МПа.

ЭПП с плотностью тока $j=30 \text{ А/мм}^2$ при степени деформации $e=1,6$ слабо влияет на трансформацию макроструктуры. В результате ЭПП также формируется полосовая структура с размерами и твёрдостью, значения которых близки для прокатки без тока. Наиболее существенные изменения макроструктуры были обнаружены при ЭПП с более высокой плотностью тока. С увеличением плотности тока до 400 А/мм^2 размер макрозерен меняется незначительно, однако внутри полос формируется структура с размером субзерен порядка 100 нм, что приводит к повышению микротвёрдости до 1000 МПа.

Таким образом, все деформированные образцы имеют сильно наклепанную структуру, что выражается в высокой плотности дислокаций. С ростом плотности тока за счет динамической рекристаллизации появляются зоны с наноструктурой.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 12-02-00101_a

1. Столяров В.В., Угурчиев У. Х., Трубицына И.Б. и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // Физика и техника высоких давлений, 4, 16, с.64 (2006).

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В СПЛАВАХ $Fe_{80}B_{14}Si_6$ ПРИ РАЗНЫХ УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ И ИХ ПЛАВЛЕНИЕ

Бельтюков А.Л., Суслов А.А., Ладьянов В.И., Мухгалин В.В.

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск
las@pti.udm.ru

Одним из наиболее простых и эффективных методов получения неравновесных сплавов является механическая активация (МА). Варьируя длительность МА, возможно получать сплавы с различной степенью отклонения от состояния равновесия [1]. В работе исследовано влияние исходного состояния механосинтезированного сплава $Fe_{80}B_{14}Si_6$, полученного с различной степенью неравновесности достигаемой изменением длительности МА, на его плавление, кинетические свойства в жидком состоянии и процессы затвердевания расплава.

Механическое сплавление порошков железа, кремния и бора проводили в шаровой планетарной мельнице АГО-2 в течение 10 минут, 3 и 10 часов с последующим прессованием в форме таблетки.

Методом вискозиметрии [2] показано, что плавление сплавов с различными временами МА происходит не одинаково. Для сплава полученного в течение 600 минут МА, на политерме вязкости в режиме нагрева наблюдается аномалия вблизи 1500 °С в виде резкого возрастания значений и ее положительный гистерезис при последующем охлаждении. Только после нескольких циклов нагрев-охлаждение политерма вязкости становится монотонной и гистерезис исчезает.

Методами дифференциально-термического анализа и металлографии показано различие в протекании процессов кристаллизации при охлаждении расплава от разных температур. Порошки, полученные при разной длительности МА, при нагреве до температуры ликвидус и последующем охлаждении имеют разную структуру. При нагреве выше температуры ликвидуса структурные отличия в расплаве, связанные с длительностью МА, сохраняются. При последующем охлаждении различия между образцами в большей степени связаны с температурой перегрева и в меньшей степени с длительностью МА. Полученные данные объясняются различной степенью микрогетерогенности расплава, унаследованной от исходного твердого состояния. Для разрушения микрогетерогенного состояния необходима термовременная обработка расплава при температурах значительно превышающих температуру ликвидуса.

Литература

1. *Suryanarayana C.* Mechanical Alloying and Milling. New York: Marcel Dekker, 2004. 466 p.
2. *Бельтюков А.Л., Ладьянов В.И.* Автоматизированная установка для определения кинематической вязкости металлических расплавов // Приборы и техника эксперимента, № 2, с. 155-161 (2008).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ НАНОКОМПОЗИТА $(\text{Fe})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$

Трегубов И.М., Стогней О.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж
ilia.tregubov@mail.ru

Проведено исследование износостойкости, микротвердости и адгезионной прочности тонкопленочных наноконпозиционных покрытий $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ в широком интервале концентраций металлической фазы ($30 \leq x \text{ ат. \%} \leq 95$).

Образцы наноконпозиционных покрытий были получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней. Совместное осаждение компонент материала производилось на ситалловые (СТ-50) и стальные (12Х18Н10Т) подложки, на поверхности которых, в результате процессов самоорганизации, происходило формирование двухфазной структуры. Химический состав образцов контролировался рентгеновским электронно-зондовым микроанализом. Толщина полученных покрытий составляла $\sim 6 \div 8$ мкм.

Исследование структуры композитов производилось с помощью просвечивающего электронного микроскопа FEI Tecnai G2 20F S TWIN более тонких образцов (600 – 800 Å), напыленных на монокристаллы NaCl.

Исследование износостойкости композиционных покрытий нанесенных на стальные подложки проводилось с помощью автоматизированной машины трения (High-Temperature Tribometer, CSM Instruments, Швейцария) по схеме испытания “шарик-диск”.

Измерение микротвердости наноконпозиционных композитов осуществлялось с помощью прибора ПМТ-3М при нагрузке 0,245 Н и 0,49 Н для образцов композитов нанесенных на ситалловые подложки с использованием индентора Кнупа.

Анализ электронограмм показывает, что фазовый состав плёнок с минимальным (30 ат. %) и максимальным (95 ат. %) содержанием металлической фазы не отличается. Как в первом, так и втором случае фаза железа является кристаллической. На электронограммах отображается гало, формирующееся в результате дифракции электронного пучка на керамических включениях, свидетельствующее о том, что керамическая фаза композита является аморфной.

Исследование износостойкости стальной подложки и композиционных покрытий $(\text{Fe})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ показало, что износостойкость композитов выше износостойкости стали. Для стали фактор износа составил: $6,6 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ м}^{-1}$, при прикладываемой нагрузке на контртело 2 Н. Нанесение на стальную подложку наногранулированного композита $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ приводит к снижению фактора износа, измеряемого при 2 Н до $3,5 \cdot 10^{-5} \div 11,63 \cdot 10^{-5} \text{ мм}^3 \text{ Н}^{-1} \text{ м}^{-1}$, в зависимости от содержания металлической фазы. Исследование концентрационной зависимости микротвердости наноконпозиционных композитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$, нанесенных на ситалловые подложки показало, что микротвердость композитов, независимо от количества металлической фазы, выше, чем микротвердость чистой ситалловой подложки и выше микротвердости покрытия из железа и покрытия из оксида алюминия (Al_2O_3).

Полученные результаты свидетельствуют о том, что микротвердость наногранулированных композитов $\text{Fe}_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ достигает максимального значения (1800 единиц твердости по Кнупу) при концентрации железа 80 ат. %. Можно предположить, что такое изменение значений микротвердости обусловлено особенностями структуры материала, а так же специфической природой деформации в таких системах.

EXPERIMENTAL DETERMINATION OF THE ELASTIC MODULUS OF THE α AND β PHASES TITANIUM ALLOY VT6 (TI – 6AL – 4V)

Trofimov E.A.^{1,2}, Shayakhmetov R.U.^{1,2}, Lutfullin R.Ya.¹

¹*Institute for Metal Superplasticity Problem RAS, Ufa*

²*Bashkir State University, Ufa*

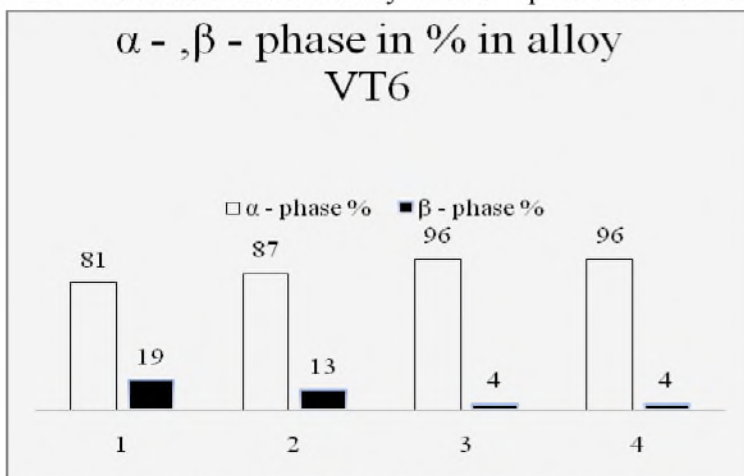
Trofimeva12@gmail.com

The problem of the structural sensitivity of the elastic modulus in two – phase titanium alloy VT6 has been opened to question at present time. In the modern scientifically – engineering community there is a widely – spread opinion that the modulus of elasticity has low – sensitive properties in metals.

Therefore a detailed study of this problem has scientific and practical interest. According to the current presentations nanostructuring alloys are perspective for using as a structural material in the aviation industry, particularly titanium alloy VT6. It is know that the production of nanostructural state from VT6 alloy allows to increase their strength, fatigue characteristics and wear resistanse. It is also known that the elasticity modulus reduces noticeably in single phase alloys

Therefore the aim of this research work was to conduct experiment for estimation with the help of independent methods of the elastic modulus in two – phase titanium alloy VT6 in different structural states including nanostructural state and divided estimation of the elasticity modulus of each phase. In the result of measuring on the nanohardness – testing scanning machine “Nano Scan – 3D” the structural sensitivity in two – phase titanium alloy VT6 has been revealed. The modulus of elasticity E VT6 alloy in the transition from nanostructured to the coarse – grain state (during the vacuum annealing) is reduced by 24%. The value decreasing of the elastic modulus during the transition from nanostructured to the coarse – grain state has been explained by the quantitative changing of the phase composition of VT6 alloy (figure 1). It can be also explained by the difference in the value of the elastic modulus α – and β – phases has been installed ($E_\alpha =$

$92,78 \pm 10,61$ GPa(12), $E_\beta = 75,81 \pm 12,88$ GPa (17%)).



$92,78 \pm 10,61$ GPa(12), $E_\beta = 75,81 \pm 12,88$ GPa (17%)).

Figure 3. Histogram of phase percentage in each structural state: 1 - 103 microns; 2 - 5 microns; 3 - 0,21 micron; 4 - 0.18 micron.

© Trofimov E.A., Shayakhmetov R.U., Lutfullin R.Ya.

ВЛИЯНИЕ КРУЧЕНИЯ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ С РАЗНОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Тукеева М.С., Мельников Е.В., Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, Томск
tms@ispms.tsc.ru*

На монокристаллах аустенитных сталей Fe-13Mn-1,3C, мас.% (I, $\gamma_{ДУ} = 30 \text{ мДж/м}^2$), Fe-13Mn-2,7Al-1,3C (II, $\gamma_{ДУ} = 45 \text{ мДж/м}^2$) и Fe-28Mn-2,8Al-1,3C (III, $\gamma_{ДУ} = 60 \text{ мДж/м}^2$) с разной энергией дефекта упаковки $\gamma_{ДУ}$ изучена эволюция структурно-фазового состояния и механических свойств после холодной деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД). КГД проводили в наковальнях Бриджмена при температуре 20°C и давлении 5-6 ГПа на N=1, 3, 5 оборотов. Для исследования термической стабильности структуры стали после КГД подвергали высокотемпературным отжигам при температурах 400, 500, 600, 700 и 800°C.

Методами оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии обнаружено, что КГД приводит к быстрой фрагментации монокристаллов сталей преимущественно за счет образования двойников и полос локализованной деформации. Оценка плотности двойников деформации, проведенная по оптическим изображениям поверхности сталей, показывает, что после КГД (N=1) она не зависит от $\gamma_{ДУ}$ стали и составляет ~ 40%. Однако, существуют отличия в морфологии двойников, локализации деформации, деформационном упрочнении сталей после КГД. В стали (I), обладающей низкой $\gamma_{ДУ}$, при N=1 наблюдали прямолинейную сетку двойников, ширина фрагментов в которой составляет ~0,5 мкм, а толщина двойниковых пластин – десятки нанометров. В сталях (II) и (III) после КГД на 1-3 оборота двойниковые границы часто размыты и искривлены, толщина двойников и расстояние между ними значительно больше, чем для стали (I): 100÷320 и 450÷700 нм в стали (II); 50÷100 и 350 нм в стали (III). Следовательно, с ростом $\gamma_{ДУ}$ эффективное расстояние между двойниковыми границами в пакетах возрастает, и снижается эффективность упрочнения. После 5 оборотов КГД в исследуемых сталях образуется высоконеравновесная поликристаллическая структура, о чем свидетельствуют микродифракционные картины и рентгенограммы деформированных монокристаллов. Сетка двойников частично деградирует, в структуре наблюдаются оборванные двойниковые границы.

Методом микроиндентирования показано, что КГД на N=1-3 дает быстрый прирост микротвердости сталей (в 2÷3 раза), что связано с интенсивным образованием и ростом деформационных двойников. Далее с увеличением деформации микротвердость изменяется незначительно, что соответствует стадии взаимодействия двойников друг с другом и с дислокационным скольжением, образованию полос локализованной деформации. Более сильное деформационное упрочнение стали (I) при N≥3 связано, помимо двойникования, с динамическим деформационным старением, которое обеспечивает диффузию углерода к ядрам дислокаций, образование ближнего порядка по углероду, пар Mn-C и способствует накоплению дислокаций.

Формирование специальных двойниковых границ способствует сохранению структуры исследуемых сталей при нагреве до температуры 500°C. С ростом температуры отжига T > 500°C двойниковые границы деградируют, что сопровождается уменьшением микротвердости, ростом значений областей когерентного рассеяния и увеличением размеров структурных элементов в исследуемых сталях.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-43.2011.8) и РФФИ (№ 11-08-98019-р_сибирь_а).

ПЛАЗМЕННЫЙ СПОСОБ ПОВЫШЕНИЯ ИЗВЛЕКАЕМОСТИ ЦВЕТНЫХ, БЛАГОРОДНЫХ И РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ ИЗ УПОРНЫХ СУЛЬФИДНЫХ РУД

Колесник В.Г., Урусова Е.В., Басова Е.В., Инсабаев А.А.

Институт ядерной физики Академии Наук Республики Узбекистан, Ташкент;
kolesnik@inp.uz

Цветная металлургия сталкивается с проблемой извлечения металлов из упорных сульфидных руд типа пирита, молибденита. Запасы легко перерабатываемых окисленных руд типа гидрогётита во многих регионах заканчиваются. Трудность переработки пиритов (FeS_2) заключается в чрезвычайно прочной и устойчивой к кислотам кристаллической решетке. Включения благородных и редких металлов располагаются в междоузлиях и дефектах решетки, в ассоциации с железом. При разрушении пирита химическими технологиями (например, методом кучного выщелачивания) происходит частичное вскрытие минерала и извлекаемость составляет 42-47%.

СВЧ электромагнитное облучение позволяет глубоко разрушать кристаллическую решетку сульфидов, что обусловлено резонансным поглощением микроволнового излучения. Наиболее эффективными способами взаимодействия с кристаллической решеткой сульфидных минералов являются СВЧ волны, генерируемые в плазме, создаваемой в частицах сыпучего сырья в условиях резонанса за счет широкого спектра излучения. В условиях резонанса к.п.д. плазменного устройства высок.

Эксперименты проведены на СВЧ-плазменной установке «Магнитный V-диполь» (MVD) с магнитной и параметрической резонансной накачкой энергии в сырье в бегущих магнитных волнах с круговой поляризацией. Частота накачки достигала 10 МГц. В установке образуется плазменная вращающаяся петля тока с частичками руды в атмосфере воздуха, рабочая температура реактора 500-1200°C.

Нами облучены и исследованы образцы сульфидов ряда месторождений. Мы получали разрушение связей железа и серы в FeS_2 , возгонку серы, цинка, Re_2O_7 (из молибденита) и других компонентов при характеристических температурах, появление микро-трещиноватости в образце, фазовый переход II рода ($\text{Fe}_2\text{O}_3 \leftrightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4$) превращения гематита в магнетит с увеличением магнитных свойств. После магнитной сепарации были выделены 2 фракции: магнитная и немагнитная.

По данным рентгеноструктурного, нейтронно-активационного анализов немагнитная фракция была составлена зернами кварца, кальцитом и породовмещающими соединениями, не содержала металлов. В магнитной фракции был обнаружен концентрат металлов: присутствовало все железо в виде магнетита, с ним в ассоциации металлы в металлическом состоянии в виде коагулированных шариков и в окислах.

Получены зависимости изменения СВЧ-потерь от времени dP/dt . При высокой концентрации пирита ($\text{FeS}_2 \sim 70\%$) в образце достигается некая критическая масса, что увеличивает сечение коллективных термо-полевых ионизационных преобразований, приводит к взрывному увеличению потерь dP/dt , разрушению кристаллической решетки и высвобождению металлов. Извлекаемость их из такого образца выше 90%.

Исследования методом сканирующей электронной микроскопии выявили ультрамелкозернистую структуру магнитной фракции облученного образца с размерами зерен менее 100 нм, содержащие $\alpha\text{-Fe}$ и Fe_3O_4 - магнитные, Mo, Au, Ag, Cu, Pt в ассоциации.

1. Колесник В.Г., Урусова «Способ освобождения благородных, редких и цветных металлов из сложных соединений минералов, шламов, отходов» // Патент РУз № IAP 03386 от 29.06.2007.

ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СТРУЙ – ХАРАКТЕРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУР ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ В СОЕДИНЕНИЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Рыбин В.В.¹, Ушанова Э.А.^{1,2}

¹СПбГПУ, г. Санкт-Петербург

²ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург
elinauhanova@rambler.ru

Одной из актуальных проблем современной физики прочности и пластичности является изучение элементарных механизмов пластического течения металлов и сплавов при экстремальных условиях нагружения, в частности при сварке взрывом.

В работе [1] было показано, что при столкновении двух кристаллических твёрдых тел специфика пластического течения в узкой приконтактной зоне проявляется в совместной реализации трёх структурных уровней деформации: макро-, мезо- и микро. На микроуровне зарождаются и движутся индивидуальные дислокации различных систем скольжения. На мезоуровне происходит зарождение и распространение по кристаллу различных дислокационно-дисклинационных образований, что, в конечном итоге, приводит к формированию классических фрагментированных структур. На макроуровне проявляются особые структурные элементы, которые удобнее всего наблюдать методами оптической металлографии.

Новым результатом работы [1] явилось обнаружение и введение в научный оборот специфических структурных элементов макроуровня, названных нами **пластическими струями**. Эти структурные элементы непосредственно прилегают к поверхности контакта свариваемых пластин и имеют криволинейную вихреподобную форму. Они возникают при формировании волнообразных поверхностей контакта и связаны с локализацией на этих поверхностях аномально больших пластических деформаций.

Представляет интерес выяснить, какую структуру на мезо- и микроуровнях имеют пластические струи. Этому посвящена настоящая работа.

В настоящей работе исследована эволюция дислокационно-дисклинационной структуры вблизи поверхности контакта в соединении медь М1 – медь М1, полученного сваркой взрывом, методами просвечивающей электронной микроскопии (включая метод одиночных рефлексов), растровой электронной микроскопии (EBSD-анализ). Показано, что на мезоуровне пластические струи представляют собой участки хорошо развитой фрагментированной структуры. Представлены данные по распределению углов разориентировок фрагментов и распределения их по размерам. Изучен характер эволюции фрагментированных структур в процессе развития пластической струи.

Литература

1. В.В.Рыбин, Э.А. Ушанова, С.В. Кузьмин, В.И. Лысак Природа пластического течения металлов в приконтактной зоне при сварке взрывом // Письма в журнал технической физики, 2011, Том 37, выпуск 23. С. 26 – 33.

ФАЗОВЫЕ И ХИМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛЬНОЙ НИТИ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ОБРАБОТКИ

Фазлитдинова А.Г., Тюменцев В.А., Тихонина О.В.

Челябинский государственный университет, г. Челябинск, Россия
fazlitdinovaag@mail.ru

Рассмотрены экспериментальные данные по влиянию режимов термомеханической обработки (ТМО) на изменение линейных размеров, закономерности структурных преобразований и текстуру полиакрилонитрильного (ПАН) волокна в процессе термостабилизации.

Исследования выполнены на ПАН нитях, изготовленных с применением диметилсульфоксида. Термостабилизацию проводили в изотермических условиях при двух режимах: одностадийная и двухстадийная ТМО. Одностадийная ТМО осуществлялась при 255, 265, 275, 285 и $290 \pm 1^\circ\text{C}$ в атмосфере воздуха и постоянной вытягивающей нагрузке 0,2, 0,6 и 1,0 г/текс. Начальный этап двухстадийной термостабилизации проводили при 180 и 200°C в течение 10 минут, в дальнейшем ПАН волокно подвергалось термообработке при 265°C . Вытягивающая нагрузка при двухстадийной ТМО составляла 0,6 г/текс. Изменение текстуры и параметров структуры материала волокон изучали с помощью рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE.

Структура кристаллической составляющей исходной нити представлена двумя видами ОКР (ОКР1 и ОКР2), отличающимися на порядок средними размерами. Материал текстурирован. Размеры ОКР1 уменьшаются на ~25% при увеличении угла ориентировки относительно оси нити от 0 до 5 градусов.

Во время изотермической обработки ПАН волокна в атмосфере воздуха при различных режимах ТМО наблюдается первоначально пластическое течение материала, которое сменяется усадкой, обусловленной протеканием реакций дегидрогенизации, циклизации и окисления. Этот процесс сопровождается структурными изменениями материала. На начальной стадии термомеханической обработки, соответствующей пластическому течению материала, наблюдается совершенствование структуры ПАН нити, происходит наиболее активный рост размеров областей когерентного рассеивания, ориентированных параллельно оси нити. Этот процесс сопровождается повышением текстуры материала. Дальнейшее продолжение ТМО обуславливает фазовый переход полиакрилонитрила в новую наноструктурированную фазу ОКР3, межплоскостное расстояние которой близко к структуре турбостратного графита. Фазовый переход полиакрилонитрила сопровождается постепенным диспергированием ОКР1, при этом наблюдается нарушение текстуры материала.

Таким образом, на начальной стадии изотермической ТМО наблюдается совершенствование структуры ПАН нити – увеличение размеров крупных ОКР1 и повышение текстуры материала. Увеличение вытягивающей нагрузки стимулирует процесс текстурирования материала. Повышение температуры термостабилизации, а также вытягивающей нагрузки на жгут обуславливает существенное уменьшение времени, в течение которого развивается процесс диспергирования ОКР1 и образования новой высокодисперсной фазы ОКР3.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ХРОМОВОЙ БРОНЗЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ОБРАБОТКИ

Фаизов И.А.¹, Чувывров А.Н.¹, Рааб Г.И.², Фаизова С.Н.², Дмитриев С.В.³, Биккулова Н.Н.⁴

¹*Башкирский государственный университет, г.Уфа*

²*Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г.Уфа*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов, г. Уфа*

⁵*СГПА Зайнаб Бишеевой, г.Стерлитамак*

iafaiz@mail.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) является одним из перспективных методов получения материалов с наноразмерной кристаллической структурой. Результаты различных исследований показывают, что наноструктурирование электропроводных низколегированных хромовых бронз позволяет не только существенно повысить механические характеристики этих сплавов, но и сохранить высокую электро- и теплопроводность.

Хромовые бронзы относятся к дисперсно-упрочняемым сплавам, для которых характер формирования и распределения в матрице частиц вторичных фаз легирующих элементов играет существенную роль при создании в материале оптимального сочетания функциональных свойств, применительно к данному классу сплавов – прочность, электропроводность, теплопроводность.

Важно отметить, что в ходе ИПД происходят локальные динамические и структурные искажения кристаллической решетки, способные повлиять на кинетику растворения легирующих элементов в металлической матрице. При этом происходит изменение размеров, пространственное распределения и морфологии части вторичных фаз.

Установлено, что в условиях обработки одного из перспективных методов ИПД – равноканального углового прессования (РКУП) одновременно происходят деформационно-стимулируемые процессы растворения и выделения частиц вторичных фаз. Для описания этих процессов предложена математическая модель, при помощи которой возможно рассчитать вероятность осуществления растворения и выделения частиц вторичных фаз.

В ходе РКУП изменяется термодинамическое состояние твердого раствора матрицы. Как следствие, пост-деформационная термообработка наноструктурированных образцов приводит к активному распаду твердого раствора медной матрицы в условиях высокой дефектности. Формируется структура с ультрамелкозернистым зерном и плотным распределением нано частиц по медной матрице. Выбор оптимального режима пост-деформационной обработки позволит получить наилучшее сочетание функциональных свойств - максимально увеличить прочность и повысить, потерянную в процессе предыдущих обработок, электропроводность.

Оптимальный режим пост-деформационной обработки позволил увеличить микротвердость бронзы до 2170 МПа и повысить электропроводность до уровня в 80% от электропроводности чистой меди.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 10-08-01106-а.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СЛОЕВ В ЗОНЕ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ – НИКЕЛЬ

Хазгалиев Р.Г.^{1,2}, Имаев М.Ф.^{1,2}, Мухаметрахимов М.Х.¹, Мулюков Р.Р.^{1,2},
Шаяхметов Р.У.²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

²*Башкирский государственный университет, Уфа*
sloth.usatu@gmail.com

Твердофазное соединение титанового сплава с нержавеющей сталью сопровождается образованием хрупких интерметаллидных фаз на основе Fe – Cr – Ti и Fe – Ti и возникновением остаточных напряжений из-за несоответствия коэффициентов термического расширения соединяемых материалов [1]. Одним из способов преодоления этой проблемы является использование никелевой прокладки [2].

Для соединения титанового сплава ПТ-3В с нержавеющей сталью 12Х18Н10Т в данной работе использовали фольгу из никеля марки НП2. Сварку проводили в модернизированной вакуумной установке ИМАШ 20–78 в интервале температур 650-750°C. Отжиг после сварки проводили в вакуумной печи СНВЭ-1.3.1/16-ИЗ-УХЛЧ.1. Далее были проведены механические испытания, результаты которых опубликованы в работе [3]. Карту механических свойств зон соединения исследовали на сканирующем нано твердомере Наноскан 3D.

В данной работе более подробно исследована зона соединения титановый сплав – никель. Она состоит из семи слоев. Три из них являются однофазными и представляют собой слои интерметаллидов Ti₂Ni, TiNi, TiNi₃. Остальные четыре слоя являются двухфазными. Измерены упругие свойства интерметаллидных слоев. Твердость слоев TiNi, TiNi₃ вдвое выше твердости никеля. Обнаружено, что после соединения при высоких температурах в зонах фаз Ti₂Ni и TiNi₃ образуется равномерно распределенные микротрещины. В зоне TiNi трещин не обнаружено. Обсуждаются причины возникновения трещин и пути их устранения.

Литература

1. Ghosh M., Bhanumurthy K., Kale G.B., Krishnan J., Chatterjee S. Diffusion bonding of titanium to 304 stainless steel, Journal of Nuclear Materials, 2003, № 322, pp. 235–241;
2. Kundu S., Ghosh M., Chatterjee S. Reactive Diffusion Bonding Between Commercially Pure Titanium and 304 Stainless Steel Using Nickel Interlayer, ISIJ International, 44, 2004, № 11, pp. 1882–1887;
3. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Мулюков Р.Р., Лутфуллин Р.Я. «Твердофазное соединение титанового сплава с нержавеющей сталью через наноструктурированную прослойку из никелевого сплава», Перспективные материалы, 2011, с. 529.

СИНТЕЗ И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОУГЛЕРОД-ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Хайдаров Р.Р., Хайдаров Р.А., Гапурова О.У.

Институт ядерной физики АН РУз, пос. Улугбек, Ташкент, Узбекистан
renat2@gmail.com

Одним из основных направлений деятельности Отдела Научного Приборостроения ИЯФ АН РУз в последние годы являются прикладные нанотехнологии, направленные, прежде всего, на решение задач экологии: обеззараживания и очистки воды, воздуха и почв, модифицирования различных материалов для придания им бактерицидных свойств, и т.п. В частности нами была разработана технология и изготовлена установка синтеза наночастиц углерода с привитыми карбоксильными группами на их поверхности. Синтезируемые наночастицы углерода имеют сферическую форму и размеры от 1,5 до 25 нм. Наличие карбоксильных групп на поверхности наночастиц углерода позволяет конструировать наноконпозиты, обладающие новыми физическими и химическими свойствами. В качестве примера, нами был синтезирован наноуглерод-полимерный наноконпозит, в котором в качестве полимерной молекулы выступал полиэтиленимин (PEI). Разработан способ очистки воды от катионов металлов и органических соединений, основанный на использовании этого наноконпозита [1]. Ионы металлов взаимодействуют с наноуглерод-PEI наноконпозитом по механизму комплексообразования. Емкость наноконпозитов по ионам двухвалентных металлов достигает 4,0–5,7 ммоль/г при $\text{pH} = 6$, процент удаления Zn^{2+} , Cd^{2+} , Cu^{2+} , Hg^{2+} , Ni^{2+} и Cr^{6+} - 99%, а коэффициент распределения - 10^1 – 10^3 мл/г.

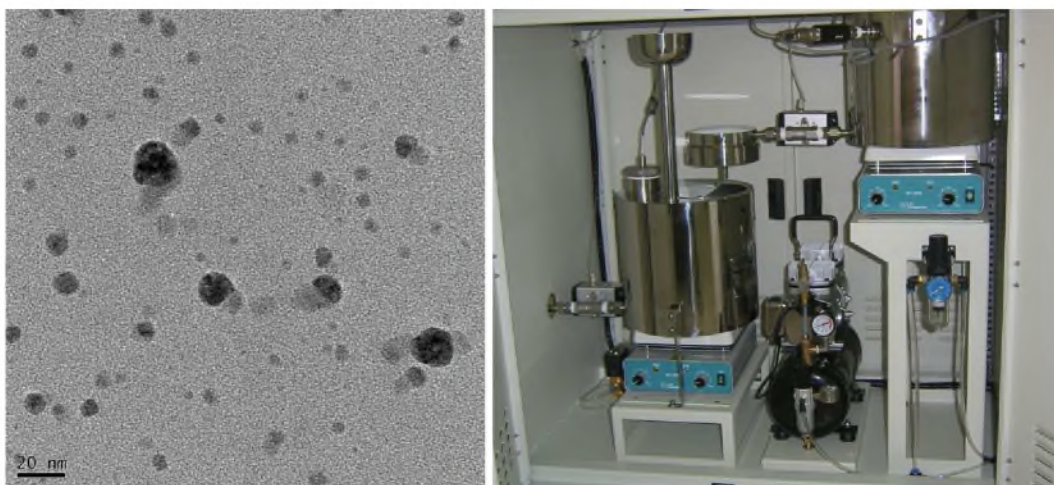


Рисунок. Типичный ТЕМ снимок наночастиц углерода (слева), получаемый на установке синтеза наночастиц углерода с привитыми карбоксильными группами (справа)

Литература

1. *Khaydarov R.A., Khaydarov R. R., Gapurova O.* «Water purification from metal ions using carbon nanoparticle-conjugated polymer nanocomposites», *Water Research* Vol. 44 (2010), pp. 1927-1933

ЭФФЕКТ СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Халикова Г.Р., Крымский С.В., Мурашкин М.Ю., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
mvmark@imsp.ru

Заготовки диаметром 20 мм и толщиной 1 мм, вырезанные из горячепрессованного прутка промышленного деформируемого термически упрочняемого алюминиевого сплава Д16, были подвергнуты интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением (КВД) (10 оборотов под давлением 6 ГПа) при комнатной температуре. Исследовали эффект предварительной термообработки – закалки и старения на наноструктурирование и статическую прочность сплава. В первом случае (состоянии) прутки закаливали с температуры 505 °С, во втором – закаливали и затем старили при температуре 190 °С, соответствующей стандартной обработке по режиму Т1, с выдержкой от 1 до 10 часов. Соответственно, в закаленном состоянии в пересыщенной основными легирующими элементами алюминиевой матрице сплава присутствовали сравнительно однородно распределенные и довольно крупные (диаметром ~0,2 мкм) частицы Т-фазы ($Al_{20}Mn_3Cu_2$), а в состаренном состоянии, в дополнение к ним, были сформированы наноразмерные выделения упрочняющей S-фазы (Al_2MgCu), размеры (длина и толщина) которых увеличивались с длительностью старения.

По данным электронномикроскопического и рентгеноструктурного анализа установлено, что в ИПД закаленном сплаве формируется довольно однородная неравновесная нанокристаллическая структура матрицы со средним размером (суб)зерен ~75 нм и высокой плотностью решеточных дислокаций. Предварительная же упрочняющая термообработка (закалка и старение) сплава приводила к формированию выраженной бимодальной структуры, отличающейся тем, что помимо нанокристаллической составляющей, явно наблюдались области, состоящие из наклепанных фрагментов исходных зерен (волокон). При этом доля таких областей наиболее сильно увеличивалась в случае старения сплава с длительностью до 2 часов, и доходила до 50-60 %.

Параметры статической прочности сплава определяли при растяжении при комнатной температуре на образцах с размерами рабочей части 1×1×3 мм, ось которых была касательной к середине радиуса ИПД дисков. Установлено, что наибольшие пределы текучести и прочности ~1020 и 1060 МПа, соответственно, сплав демонстрировал в предварительно закаленном состоянии, т.е. когда в нем была сформирована наиболее однородная нанокристаллическая структура. В соответствии с зафиксированными изменениями строения матрицы в результате ИПД, наибольшее снижение прочностных характеристик сплава (на ~20-30 МПа) отмечали также после двух часового старения. Одновременно с этим пластичность (относительное удлинение) сплава была низкой после всех режимов обработки и его максимальные значения не превышали 3 % в состаренном в течение 5 часов сплаве.

Обсуждена природа структурных и фазовых трансформации сплава в процессе обработки и их связь с его механическим поведением.

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ СХЕМ УДАРНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛИ У8

Халитова Л.И., Киселева С.К., Караваева М.В., Первухина О.Л.

Уфимский государственный авиационно-технический университет, Уфа
nurieva_s@mail.ru

Удовлетворение все возрастающих потребностей технического прогресса в машиностроении, энергетике, областях новой техники требует создания новых конструкционных материалов с повышенными физико – механическими и специальными свойствами. Одним из эффективных способов изменения структуры и физико – механических свойств материалов является высокоскоростная деформация, а именно применение ударно – волновой обработки. Анализ немногочисленных работ показал, что при ударно – волновой обработке чистых металлов и однофазных сплавов наблюдается эффект их упрочнения. Однако физическая природа этого явления мало изучена.

Целью данной работы стало изучение влияния схемы ударного нагружения на изменения микроструктуры и механические свойства углеродистой стали У8 с исходной перлитной структурой.

Плоские образцы подвергались динамическому нагружению плоской и скользящей ударной волной. Давление при обработке плоской ударной волной составляло 15 ГПа, скользящей ударной волной 7 ГПа. Микроструктуру образцов исследовали методом сканирующей и растровой электронной микроскопии.

Анализ микроструктуры образцов после обработки ударной волной показал, что исходные колонии перлита претерпевают значительные изменения. Происходит дробление и частичная сфероидизация цементитных пластин, что приводит к увеличению объемной доли мелких карбидных частиц. Кинетика сфероидизации карбидной фазы зависит от схемы ударно – волнового нагружения. Наибольшее значение объемной доли мелких частиц просматривается со стороны действия ударной волны в случае комбинированного нагружения.

В результате ударно–волнового нагружения наблюдается увеличение микротвердости образцов по сравнению с исходным состоянием. Микротвердость распределена неоднородно по высоте образцов. Наиболее значительное увеличение микротвердости отмечено со стороны действия ударной волны. Максимальное значение микротвердости наблюдается для случая комбинированного нагружения.

В исходном состоянии сталь У8 характеризуется пределом прочности $\sigma_B=825$ МПа и пластичностью $\epsilon=8\%$. После ударного комбинированного нагружения наблюдается различие в механических характеристиках образцов вырезанных из центральной зоны листа и из зоны, прилегающей к поверхности листа. Со стороны действия ударной волны наблюдается увеличение прочности на 15 % и снижение пластичности почти в два раза по сравнению с исходным состоянием. В центральной зоне листа после ударного нагружения наоборот наблюдается снижение прочности на 9 % и повышение пластичности почти в два раза.

Как известно, основной подход к получению высокопрочного состояния в массивных металлических образцах связан с воздействием интенсивной пластической деформации. Недостатком этого подхода является сложность получения объемных образцов со структурой однородной по всему объему образца, что необходимо для обеспечения стабильности свойств полученных материалов. Используемый в данной работе метод многократной обработки металлов ударной волной дает возможность получения высокопрочных состояний в массивных металлических образцах в практически неограниченных объемах.

ФОРМИРОВАНИЕ УМЗ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Zr-2,5%Nb И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Галеев Р. М., Валиахметов О. Р., Хасанова Г. Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
galeyev@imsp.ru

В последние десятилетия субмикроструктурные (СМК) сплавы исследовались очень интенсивно в связи с повышенными механическими свойствами и возможностью получения новых высокопрочных материалов. Но для циркониевых сплавов, представляющих из себя весьма важный класс промышленных материалов, остаются до конца не исследованными вопросы как формирования СМК и НК структуры, так и влияние такой структуры на механические свойства. Среди разнообразных способов получения УМЗ/НК структуры интенсивной пластической деформацией металлов стоит выделить как наиболее перспективный метод всесторонней изотермическойковки (ВИК). СМК структура при температурно-скоростных условиях проведения ВИК формируется в результате развития динамической рекристаллизации [1]. В данной работе исследовано формирование структуры в Zr-2,5%Nb сплаве методом всесторонней изотермическойковки с поэтапным снижением температуры деформационной обработки.

Всестороннюю изотермическуюковку сплава с исходной крупнозернистой пластинчатой структурой выполняли в интервале скоростей деформации $5 \times 10^{-4} - 5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, начиная от температуры 700°C и дальнейшим поэтапным снижением температуры 600, 550, 500, 450, 300°C. Проведено исследование формирования структуры на каждом температурном этапе ВИК. В процессе деформации при 700°C происходит трансформация крупнозернистой пластинчатой структуры в мелкозернистую равноосную структуру. Средний размер рекристаллизованных зерен при этом составляет 1,2 мкм.

Показано, что при последующей всесторонней изотермическойковке с последовательным снижением температуры этапов до 300°C в структуре материала протекают процессы динамической рекристаллизации, приводящие к формированию равноосной структуры с размером зерен/субзерен 0,7; 0,5 и 0,15 мкм, соответственно, при температурах этапов 550, 450 и 300°C.

Проведена оценка механических характеристик при растяжении циркониевого сплава в различных структурных состояниях при комнатной температуре и температуре 320°C, соответствующей температуре эксплуатации изделий из циркониевых сплавов в ядерных реакторах АЭС.

Установлено, что образцы сплава Zr – 2,5%Nb, полученные при снижении температурыковки до 300°C ($d = 0,15 \text{ мкм}$), имеют более высокие прочностные свойства в сравнении со сплавом, кованым при температуре 700°C ($d = 1,2 \text{ мкм}$).

При температуре испытания 320°C сплав Zr – 2,5%Nb с размером зерен 150 нм проявляет более высокие механические характеристики, чем в мелкозернистом состоянии.

Литература

1. Мулюков Р.Р. Развитие принципов получения и исследование объемных наноструктурных материалов в ИПСМ РАН // Российские нанотехнологии, т. 2, №7-8, с. 38 (2007).

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д21

Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
ela.90@mail.ru

Известно, что алюминиевый сплав Д21 применяется для изготовления изделий, длительно работающих при повышенных температурах. Вместе с тем в крупнозернистом состоянии его предел прочности при комнатной температуре не превышает 400 МПа [1].

В последние годы для повышения прочности металлов и сплавов были развиты методы интенсивной пластической деформации, ведущие к формированию ультрамелкозернистой структуры [2].

В тоже время актуальным остается вопрос повышения термической стабильности ультрамелкозернистых алюминиевых сплавов, который может быть решен путем контролируемого выделения сегрегаций и частиц по границам зерен для снижения их энергии и подвижности.

Целью настоящей работы явилось изучение термической стабильности ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры на примере алюминиевого сплава Д21 системы Al-Cu-Mn.

Для получения УМЗ образцов был использован метод равноканального углового прессования при различных температурах. Структура УМЗ образцов была изучена в просвечивающем электронном микроскопе JEM-2010. Микротвердость была исследована на микротвердомере Микромет 5101. Механические свойства были определены на установке для растяжения малых образцов с размером рабочей базы 4x1,8x0,5 мм.

По результатам исследований было показано, что применение равноканального углового прессования привело к измельчению зеренной структуры до размера менее 800 нм в зависимости от температуры обработки. При изучении структуры УМЗ образцов на электронограммах обнаружены точечные рефлексы, межплоскостные расстояния которых совпали с межплоскостными расстояниями частиц упрочняющей фазы Al_2Cu .

Микротвердость РКУП образцов составила 1900 МПа, что было намного выше по сравнению с крупнозернистым закаленным состоянием (1420 МПа) и образцом подвергнутом стандартной обработке (1500 МПа). С увеличением температуры отжига выше 200°C наблюдалось заметное снижение значений микротвердости вследствие начала роста зерен.

Механические испытания на растяжение показали, что формирование УМЗ структуры в РКУП образцах сплава Д21 ведет к значительному повышению предела прочности до 600 МПа при сохранении пластичности около 10%, которые сохраняют свои значения вплоть до температуры 200°C.

Литература:

1. Альтман, М.Б. и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справочник. – М.: Металлургия, 1984. с. 169 - 180.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.

ИОННО-ЭЛЕКТРОННАЯ ЭМИССИЯ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Хисамов Р.Х., Назаров К.С., Юмагузин Ю.М., Мулюков Р.Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
lundr@rambler.ru

В данной работе на примере никеля и алюминиевого сплава АМг6 показана возможность повышения коэффициента ионно-электронной эмиссии при формировании в них нанокристаллической структуры. Нанокристаллическую структуру в образцах получили методом деформационного наноструктурирования кручением под квазигидростатическим давлением на наковальнях типа Бриджмена. Коэффициент ионно-электронной эмиссии γ определили как среднее число электронов, выбитых одним первичным ионом. В ходе эксперименте строили зависимость γ от энергии первичных ионов E . Коэффициент γ измеряли следующим образом: сфокусированный пучок ионов газа (Ar^+) из ионного источника направляли на мишень (образец) и бомбардировали её. При ионной бомбардировки поверхности образца происходит несколько видов эмиссии, в частности электронная эмиссия. С помощью коллектора, расположенного на некотором расстоянии от образца, регистрировали ток электронов эмитирующих с его поверхности. С увеличением энергии ионов E коэффициент ионно-электронной эмиссии γ возрастал (Рис.1.).

Проведенные исследования показали, что для нанокристаллических образцов никеля и сплава АМг6 зависимости $\gamma(E)$ смещены вверх по оси ординат и имеют повышенные значения коэффициента γ по сравнению с крупнокристаллическими образцами. Отличия в коэффициентах естественно связать с тем, что при формировании нанокристаллической структуры в образцах повышается доля границ зерен с “неравновесным состоянием” [1], а это приводит к снижению величины электронной работы выхода [2,3] и облегчению выхода электронов.

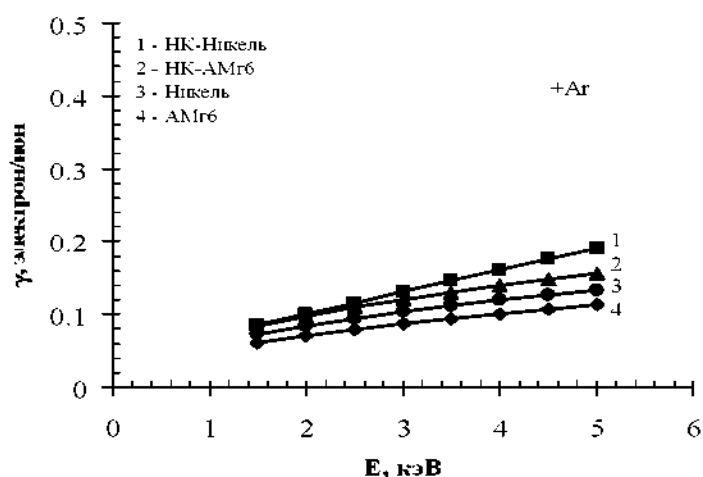


Рис.1. Зависимость $\gamma(E)$ для образцов никеля и сплава АМг6 с различной структурой

Литература

1. *A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov. // Nanostructured Materials. In: Handbook of Nanoscience, Engineering and Technology / Eds Goddard W., Brenner D., Lyshevski S., Iafrate G. CRC Press. 22, 1 (2002).*
2. *Е.А. Литвинов, Р.Р. Мулюков, Л.Р. Зубаиров и др. // ЖТФ, т. 74, с. 96 (2004).*
3. *Р.Х. Хисамов, И.М. Сафаров, Р.Р. Мулюков и др. // ЖТФ, т. 81, с. 122 (2011).*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ МЕДИ И БРОНЗЫ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ДКУП.

Хомская И.В.¹, Шорохов Е.В.², Зельдович В.И.¹, Фролова Н.Ю.¹,
Хейфец А.Э.¹, Макаров А.В.³, Насонов П.А.^{**}

¹Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИ технической физики, Снежинск, Россия

³Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

khomskaia@imp.uran.ru

В работе исследованы закономерности деформационного поведения и структурные превращения в объемных образцах меди (99,8%Cu) и бронзы (Cu-0,1%Cr 0,08%Zr), подвергнутых динамическому канально-угловому прессованию (ДКУП). Изучены свойства и термическая устойчивость полученных метастабильных наноструктурированных (НС) состояний. Метод ДКУП (Патент № 2283717 РФ, 2006 г), представляет собой высокоскоростной (10^4 - 10^5 с⁻¹) вариант РКУП. Образцы разгоняли при помощи пороховых газов до скоростей 200-250 м/с и направляли в матрицы, содержащие два канала, расположенных под углом 90°. Радиус закругления внутреннего угла каналов (r) матриц составлял 0 и 7мм. Прессование проводили в 1– 4 цикла. Длительность одного цикла –500 мкс, давление в области угла поворота не превышало 2ГПа.

Показано, что при ДКУП на образец действует высокоскоростная деформация сдвига и ударно-волновая деформация сжатия. Проведена оценка напряженно-деформированного состояния нагружаемых образцов и определено изменение величины сдвига вдоль поперечного сечения образцов при ДКУП. При ДКУП в матрице с r=7мм деформация сдвига вдоль поперечного сечения образцов (γ)=1,65, в случае r=0 относительный сдвиг составляет 1,8–2,0. Установлено, что наилучшие результаты прессования достигаются при использовании матрицы без закругления внутреннего угла каналов (r=0). При нулевом значении радиуса происходит наиболее частая релаксация накапливаемых напряжений при деформировании, что способствует получению однородной и дисперсной структуры. Изучена картина гидродинамического течения материала при ДКУП. Поскольку возникающие при деформировании методом ДКУП напряжения существенно превышают модуль сдвига, роль материала становится незначительной и динамика процесса полностью определяется геометрией нагружения и энергией воздействия – материал течет через каналы, как вязкая жидкость.

Обнаружено, что фрагментация структуры при ДКУП вплоть до формирования наноструктурированного состояния происходит на фоне активно протекающих высокоскоростных циклических процессов деформационного упрочнения и непрерывной динамической микрорекристаллизации.

Показано, что неравновесная НС-медь, имеет высокие механические свойства: $H_v=1560$ МПа, $\sigma_b = 440$ МПа, $\sigma_{0,2}= 414$ МПа и $\delta= 19\%$. Кроме того, удельная контактная твердость и величина упругого восстановления НС-меди возрастает в 1,5 раза, по сравнению с крупнозернистым состоянием. Еще более значительный рост этих характеристик достигается в бронзе: после 1-3-х циклов ДКУП: твердость и значение сопротивления упругим деформациям НС-бронзы увеличиваются в 1,9–2,8 раза, контактный модуль упругости возрастает на 21–27%. Определено, что НС-медь и НС-бронза, полученные методом ДКУП, термически стабильны при нагреве до температур 150 и 500°С, соответственно.

Работа выполнена по плану РАН (№ г.р.01201064335) и при частичной поддержке гранта РФФИ (11-03-00047) и проекта Президиума РАН (12-П-2-1030).

РАСЧЕТ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al - Mg В УСЛОВИЯХ ОДНООСНОГО СЖАТИЯ ПЛОСКИХ ОБРАЗЦОВ

Хомутов М.Г., Кищик М.С., Коротницкий А.В., Солонин А.Н.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

khomutov@misis.ru

Сплавы системы Al – Mg широко используют в автомобильной и судостроительной промышленности, благодаря их хорошему сочетанию механических свойств и коррозионной стойкости. Примерами использования являются пластины корпуса для судов, заготовки дорожных знаков, вертолетные палубы, здания, емкости и резервуары для хранения и транспортировки сжиженных газов. Построение математических зависимостей свойств сплавов от состава и структуры позволит в значительной мере упростить разработку и оптимизацию новых материалов. Создание подобных моделей невозможно без детального изучения кинетики процессов и структурных изменений, протекающих во время горячей деформации сплавов. Данная работа посвящена разработке методики расчета и определению кинетических параметров горячей деформации алюминиевомагниевого сплава в условиях одноосного сжатия плоских образцов (plane-strain deformation) с использованием комплекса физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800.

Структура сплавов, формирующаяся непосредственно в ходе горячей деформации, во многом определяет их конечную структуру и свойства. Кроме того, структурные изменения в процессе горячей деформации обуславливают как изменение деформирующих усилий, так и способность к дальнейшему формоизменению. Первичную информацию о структурных процессах упрочнения и разупрочнения дают диаграммы горячей деформации в координатах «напряжение – деформация». Соотношение между упрочнением и разупрочнением, то есть вид диаграммы горячей деформации, в основном определяется скоростью $\dot{\epsilon}$ и температурой (t) деформации, химическим составом (в том числе энергией дефектов упаковки) и исходным состоянием сплава [1].

В настоящей работе определяли влияние температурноскоростных режимов деформации на напряжение течения сплавов системы Al – Mg с разным составом твердого раствора. Кривые истинные напряжения – истинная деформация получали в диапазоне температур от 100 до 450 °C и начальных скоростей деформации от 0,01 до 10 с⁻¹. Влияние температуры и скорости деформации определяли с использованием параметра Зинера – Холломоны с помощью классического экспоненциального уравнения, представленного ниже [2]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = f(\sigma) = \begin{cases} A' \sigma^{n'} \\ A'' \exp(\beta \sigma) \\ A [\sinh(\alpha \sigma)]^n \end{cases}$$

где $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации;

A, A', A'', n', n, β , α – константы материала.

При выполнении работы была отработана методика испытаний на горячую деформацию в диапазоне температур от 100 до 450 °C и начальных скоростей деформации от 0,01 до 10 с⁻¹ для получения зависимостей истинное напряжение – истинная деформация на примере сплавов системы Al – Mg на комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble System 3800. А также были рассчитаны константы, определяющие пластическое поведение материала в соответствии с уравнениями связи напряжения течения, скорости деформации и температуры.

Литература:

1. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. 3-е изд. – М.: «МИСиС», 2005.- 432 с.
2. Hot deformation and processing of aluminum alloys / Hugh J. McQueen et al. p. cm. – (Manufacturing engineering and materials processing) – 2011.

ВЛИЯНИЕ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА СТРУКТУРНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Pt

Чаплыгина А.А.¹, Попова Л.А.², Старостенков М.Д.¹

¹ Алтайский государственный технический университет им.И.И. Ползунова, Барнаул

² Рубцовский индустриальный институт (филиал) АлтГТУ им.И.И. Ползунова, Рубцовск
alesya_ch@mail.ru

Цель работы: рассмотреть влияние антифазных границ (АФГ) на структурно-энергетические характеристики сплавов системы Cu-Pt. В работе анализируется, какое влияние оказывают АФГ на структуру сплавов CuPt, Cu₃Pt и CuPt₃ в зависимости от температуры.

Исследование проводилось с помощью компьютерного моделирования методом Монте-Карло [1]. Использовались трехмерные модели сплавов CuPt (сверхструктура L₁), Cu₃Pt (сверхструктура L₁₂) и CuPt₃ (сверхструктура L₁₃) [2]. Размеры расчетного блока составляли 24×24×24 атомных слоёв (55296 атомов). Межатомное взаимодействие задавалось с помощью парных потенциалов Морзе [3,4]. Использовались периодические граничные условия. Для каждого сплава задавались различные начальные конфигурации атомов (два антифазных домена, разделённых АФГ). В сплаве Cu₃Pt в направлении <100> возможно существование термической и сдвиговой границы. В сплавах CuPt и CuPt₃ в направлении <100> могут существовать только сдвиговые границы. Для активизации процесса диффузии вводилась одна вакансия (концентрация вакансий составляла $1,8 \cdot 10^{-5}$), задавалась температура от 200К до 1400К с шагом 100К, время счета составляло $5 \cdot 10^6$ итераций.

Начальные значения конфигурационной энергии кристалла на атом зависят от сплава и типа антифазных границ. В сплаве Cu₃Pt наименьшее значение энергии соответствует идеальному кристаллу, а наибольшее значение - у сплава с термическими АФГ. Даже для низких температур (T=300К) моноатомные слои термической АФГ перестраиваются в более энергетически выгодную структуру. При дальнейшем повышении температуры начинается процесс разупорядочения. При температуре выше критической (900К) для всех начальных конфигураций параметр дальнего порядка ниже 0,4, что соответствует разупорядоченному состоянию сплава.

При нагреве сплава CuPt₃ границы частично преобразуются в антифазный домен сверхструктуры L₁₃. Вблизи границ происходит более быстрое нарушение порядка, при этом образовавшийся антифазный домен сохраняется до температуры фазового перехода (1000К). При температуре выше 1100К наблюдается резкое снижение параметра дальнего порядка.

Значение энергии для сплава CuPt с антифазными границами выше, чем для идеального. Влияние АФГ на структурные характеристики сплава при термоактивации менее выражено. При повышении температуры разрушение дефектного кристалла происходит быстрее. Разупорядочение начинается вблизи границ. При T=900К влияние границ ещё заметно, при T=1000К наблюдаются мелкоразмерные домены, а при T=1100К сплав полностью разупорядочен. Для всех экспериментов процесс разупорядочения начинается вблизи АФГ. Наличие АФГ ускоряет процесс разупорядочения и приводит к образованию промежуточных структур (для сплавов Cu₃Pt и CuPt₃).

Список литературы

1. Хеерман Д.В. Методы компьютерного эксперимента в теоретической физике: Пер. с англ./ Под ред. С.А. Ахманова. – М.: Наука, 1990, 176 с.
2. Козлов Э.В., Дементьев В.М., Кормин Н.М., Штерн Д.М. Структуры и стабильность упорядоченных фаз. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1994. – 1000 экз., 248 с.
3. Горлов Н.В. Моделирование на ЭВМ плоских дефектов в упорядоченных сплавах типа A₃B / Диссертация на соискание ученой степени к.ф.-м. наук. – Томск. ТГУ, 1987. 214с.
4. Бакалдин А.В. Планарные дефекты в сверхструктуре L₁₁. / Диссертация на соискание ученой степени к.ф.-м. наук. – Барнаул. АлтГТУ им. И.И. Ползунова, 1994. 177с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СОСТОЯНИЙ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Чембарисова Р.Г., Александров И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
chroza@yandex.ru

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) открывает возможности для формирования структур, приводящих к высокопрочным состояниям в металлах и сплавах. Среди факторов, влияющих на прочностные свойства, выделяются измельчение структуры, повышение плотности дислокаций, выделение частиц вторичной фазы и формирование сегрегаций атомов вдоль границ зерен (ГЗ).

В ультрамелкозернистых материалах повышается роль границ зерен как источников и стоков дислокаций. Характерным для них является высокая плотность дислокаций в ГЗ и отсутствие дислокаций в их внутренних областях. В результате создаются благоприятные условия для стекания примесных атомов в область ГЗ. Дислокации оказываются погруженными в твердый раствор с повышенной концентрацией примесных атомов. Энергия взаимодействия дислокаций с облаком примесных атомов зависит от их концентрации c_0 , фактора размерного несоответствия ε между атомами матрицы и примеси, от температуры T . Чем больше значения c_0 и ε , тем выше энергия взаимодействия. Повышение температуры способствует рассеиванию облака и соответственно понижению энергии взаимодействия.

Вклад ГЗ в упрочнение материала может заключаться и в затруднении испускания дислокаций (истощении границы). Например, в различных сплавах на основе Fe, Ni, Cu, порог упругости повышается при сегрегации атомов В на ГЗ [1]. Авторы работы [2] проанализировали причины наблюдающихся экспериментально высоких значений предела текучести, отклоняющихся от закона Холла-Петча в большую сторону, в сплавах 1570 (Al–5,7Mg–0,32Sc–0,4Mn, вес. %) и 6061 (Al–1,0Mg–0,6Si–0,3Cu–0,25Cr–0,15Mn–0,7Fe–0,25Zn–0,15Ti, вес. %), подвергнутых (ИПД) кручением при комнатной температуре (КТ). При экспериментальных исследованиях их структуры выявлены сегрегации вдоль ГЗ [3], которым отводится важная роль в формировании указанных сверхпрочных состояний.

В представленной работе методами математического моделирования показано, что повышая фактор размерного несоответствия ε путем подбора элемента с соответствующим радиусом атома, можно значительно повысить вклад напряжения закрепления дислокаций в предел текучести сплава. Например, заменяя атомы Mg в Al - Mg сплавах атомами Be при неизменных значениях c_0 и T напряжение закрепления дислокаций может быть повышена при КТ в ≈ 4 раза. Причем напряжение закрепления при повышенных температурах в сплавах с Be даже выше, чем напряжение закрепления при КТ в сплавах с Mg.

Подвергая сплавы с подобранным фактором размерного несоответствия и концентрации ИПД, формируя требуемые структуры, можно добиться значительного повышения их предела текучести.

Литература

1. Рахматов А.Г. Пружинные сплавы. (Свойства и термическая обработка). М.: Металлургия, 1965, 364 с.
2. Alexandrov I.V., Chembarisova R.G., Latypov M.I. Kinetic modeling of the deformation behavior of high-strength nanostructured Al-Mg alloys // Materials Science Forum, V.683, p. 203 (2011).
3. Murashkin M.Yu., Kil'mametov A.R., and Valiev R.Z. Structure and Mechanical Properties of an Aluminum Alloy 1570 Subjected to Severe Plastic Deformation by High-Pressure Torsion // The Phys. Met. Metallogr., Vol. 106, p. 90 (2008).

КИНЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Чембарисова Р.Г., Александров И.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа, Россия
iva@mail.rb.ru

В металлических материалах пластические деформации осуществляются с участием линейных дефектов кристаллической решетки - дислокаций, а также точечных дефектов - вакансий. При этом в ряде случаев важную роль играют также примесные атомы. Для описания и анализа деформационных процессов в металлах и сплавах применяется кинетический подход.

Кинетическое моделирование позволяет учитывать особенности конкретного материала, испытывающего пластическое течение. При этом появляется возможность оценить активность тех или иных механизмов деформации, вклад различных дефектов кристаллического строения в их реализацию.

Кинетика дислокаций и точечных дефектов, описываемая в терминах усредненных структурных параметров, характеризующих их эволюцию на микроскопическом уровне, связывается с макроскопическими параметрами, характеризующими поведение среды в целом. Сравнение результатов моделирования и соответствующих экспериментальных данных позволяет определять кинетические параметры, входящие в аналитические соотношения, описывающие пластическую деформацию. Данные кинетические параметры позволяют описать и проанализировать закономерности пластического поведения исследуемого материала.

В последние годы кинетический подход активно используется применительно к металлическим материалам, подвергнутым интенсивной пластической деформации (ИПД), с целью анализа действующих механизмов деформационного упрочнения и объяснения особенностей деформационного поведения объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) и наноструктурных (НС) материалов [1-3]. Авторами настоящего доклада разработаны дислокационные модели и реализовано кинетическое моделирование деформационного поведения ряда металлических материалов, как в обычном крупнокристаллическом состоянии, так и в УМЗ и НС состояниях, полученных методом ИПД, в широком интервале скоростей и температур деформации. Основными моделями, использованными при моделировании, явились модернизированные модели Эстрина-Тота [3] и М. Зехетбауэра [4].

В настоящей работе представлены разработанные модели, сделан обзор и проанализированы полученные результаты выполненного авторами доклада кинетического моделирования.

Литература

1. Александров И.В., Чембарисова Р.Г., Исследование механизмов деформации в ультрамелкозернистой и крупнокристаллической меди при различных температурах методами кинетического моделирования // ФММ, Т. 110, № 1, с. 73 (2010).
2. Alexandrov I.V., Chembarisova R.G. Mechanisms of deformation behavior of coarse-grained and ultrafine-grained Ti // Materials Science Forum, Vols. 667-669, p. 754 (2011).
3. Александров И.В., Чембарисова Р.Г. Механизмы деформации ультрамелкозернистых металлов и сплавов // Перспективные материалы, специальный выпуск (12), с. 22 (2011).
4. Estrin Y., Tóth L.S., Molinari A. and Bréchet Y. A Dislocation-Based Model for All Hardening Stages in Large Strain Deformation // Acta Mater., V. 46, p. 5509 (1998)
5. Zehetbauer M. Cold Work Hardening in Stages IV and V of fcc Metals II: Model Fits and Physical Results // Acta mater., V.41, p. 589 (1993).

ФОРМИРОВАНИЕ НАНО- И МИКРОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗОВАНИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИТНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Чиркунова Н.В.¹, Воленко А.П.¹, Чуркин В.К.², Сафаров И.М.³, Мулюков Р.Р.³

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти

²Тольяттинский филиал Самарского государственного аэрокосмического университета,
Тольятти

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
natchv@yandex.ru

Разработка новых экологически чистых технологий, направленных на совершенствование традиционных и создание новых методов воздействия на поверхность для придания ей требуемых условиями эксплуатации свойств, бесспорно, одна из актуальных задач современной науки и техники. В настоящее время для полирования токопроводящих материалов активно развивается метод электролитно-плазменного полирования (ЭПП), основанный на физико-химических процессах в зоне импульсных электрических разрядов, воздействующих на поверхность изделия (анода) погруженного в электролит. Полирование металлов происходит в области напряжений 200 – 350 В и плотности тока 0,2 – 0,5 А/см² в растворах нетоксичных солей. Этот метод во многом лишен тех недостатков, которые присущи механической и электрохимической полировке. Электролитно-плазменной полировкой можно получить зеркальную поверхность с шероховатостью вплоть до 40 нм, однако не лучше чем на 2-3 класса, по сравнению с тем, что было до полировки. Физико-химический механизм процесса ЭПП достаточно сложен и мало изучен. Необходимость его изучения связана с обеспечением заданного качества полированной поверхности детали.

Образцы из нержавеющей стали (12Х18Н10Т) полировались в 5% водном растворе (NH₄)₂SO₄ при температуре электролита 85-90 °С в течение 5 мин. и рабочем напряжении 270 В. Исследования образцов проводились с помощью атомно-силовой, лазерной и электронной растровой микроскопии. Результаты исследований показали, что хотя шероховатость поверхности улучшается на 2-3 класса, но на ней обнаруживаются образования от десятков до сотен нанометров. Установлено, что их химический состав существенно отличается от химического состава исходного материала. Эффект полирования создается совместным воздействием на поверхность анода электрических разрядов и химически активной среды парогазовой оболочки, состоящей из активированных ионов ОН⁻, Н⁺ и ионов входящих в состав электролита. Для удаления нанобразований нами был использован трехстадийный метод полировки. Образцы полировались в течении 2-х минут в электролите содержащем 5% (NH₄)₂SO₄, потом в течении 2-х минут в 12% растворе Na₂CO₃ (углекислый натрий) и 1 минута в электролите содержащем 5% (NH₄)₂SO₄. Исследования показали, что при трехстадийной обработке размеры образований уменьшаются на порядок и шероховатость поверхности уменьшается по сравнению с обработкой в одном электролите.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ TiNi ПРИ МНОГОКРАТНЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Чуракова А.А., Гундеров Д.В., Лукьянов А.В.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, РФ
berbatovaanna@mail.ru

Сплавы Ti-Ni выделяются среди материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) наибольшими функциональными характеристиками, повышенной прочностью, пластичностью: долговечностью, коррозионной стойкостью, биосовместимостью и т.д. [1] Известно, что увеличить плотность дислокаций крупнозернистых (КЗ) сплавов TiNi позволяет термоциклирование - многократное охлаждение и нагрев соответственно ниже и выше точек мартенситного превращения [2]. Однако значительного повышения механических свойств при термоциклировании КЗ сплавов TiNi не происходит. В данной работе было проведено исследование влияния фазового наклепа на структуру и механические свойства сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ в УМЗ состоянии, полученном РКУП и РКУП с последующей холодной осадкой (30%). После РКУП размер зерна составляет около 200 нм. Определение размера зерна после термоциклирования затруднено наличием сильно наклепанной структуры и двойников мартенсита в зернах. РКУП, холодная осадка, термоциклирование и отжиг при $400^{\circ}C$ позволил получить зеренно/субзеренную структуру с размером структурных элементов около 55 нм. Следовательно, использованная ИПД-обработка с термоциклированием позволяет измельчить структуру сплава до нанокристаллической. В исходном (КЗ) состоянии сплав имел предел прочности (σ_B) около 1000 МПа, после РКУП σ_B составляет 1400 МПа, последующее термоциклирование РКУП сплава приводит к повышению прочности до 1600 МПа, а, РКУП, холодная осадка с термоциклированием и отжигом позволили достигнуть σ_B более 2000 МПа.

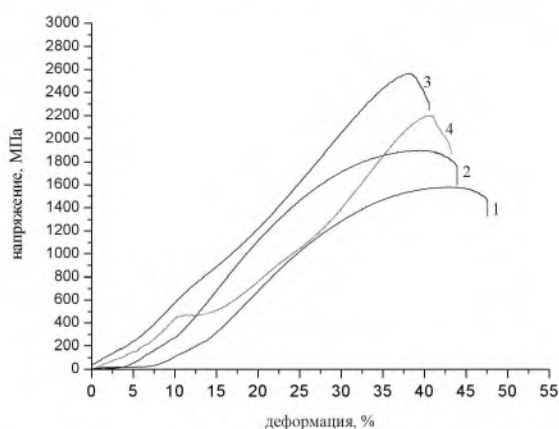


Рис. 1. Условные кривые «напряжение – деформация» сплава $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$ в различных состояниях : 1-РКУП+осадка, 2-РКУП+осадка+ТЦ, 3-РКУП+осадка+ТЦ+нагрев $250^{\circ}C$, 4-РКУП+осадка+ТЦ+отжиг $400^{\circ}C$

Литература

1. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998, 368 с.
2. Федюкин В.К. Метод термоциклической обработки металлов. Л.: Изд-во ЛГУ, 1984, 190с.

ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ КАК МЕТОД УПРОЧНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТИ

Шагивалеев С. С.¹, Измайлова Н.Ф.², Юмагузин Ю. М.¹

¹Бакирский государственный университет, Уфа

²ОАО «УМПО», Уфа

eterss@rambler.ru

В данной работе представлены результаты исследования образцов, вырезанного из пера лопатки газотурбинного двигателя. Лопатки изготавливаются из жаропрочного литейного сплава ЦНК-7П, который представляет собой дисперсионно упрочненный сплав на никелевой основе. Сплав легирован упрочняющими элементами Al, Ti, С, В, а для повышения жаропрочности W, Cr, Со. Часть образцов подвергнута имплантации ионами иттербия на производственном участке ОАО «УМПО».

Рентгено съемка имплантированных и не имплантированных образцов производилась на дифрактометре ДРОН-4 в Fe K α излучении. На дифрактограмме образцов (рис.1), модифицированных ионами иттербия, по сравнению с исходным состоянием наблюдается снижение интенсивности пиков, их уширение и смещение, что свидетельствует о наличии воздействия сжимающих остаточных механических напряжений в приповерхностной области.

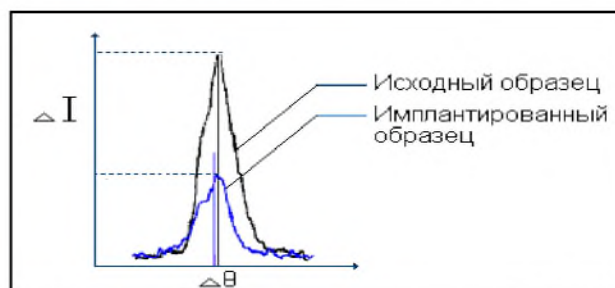


Рис.1. Пики, соответствующие плоскости (222) Ni.

Исследование образца на вторично-ионном масс-спектрометре показало наличие ионов иттербия и оксида иттербия (рис.2).

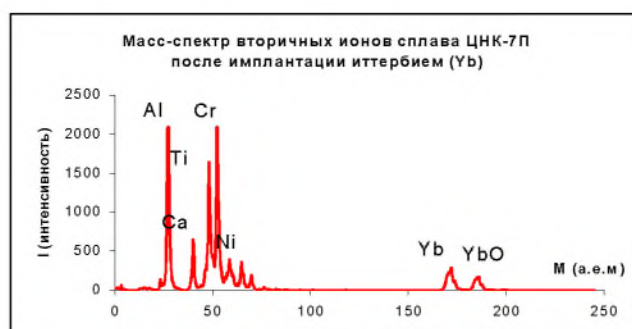


Рис.2. Масс-спектр вторичных ионов до и после имплантации Yb.

Проведена оценка жаростойкости сплава ЦНК-7П. По результатам испытаний на жаростойкость установлено, что образцы с имплантированной поверхностью имеют большую сопротивляемость высокотемпературному окислению. Наибольшая скорость увеличения привеса образцов за счет образования окалины наблюдается до 150 ч выдержки. По результатам испытаний на жаростойкость установлено, что образцы с имплантированной поверхностью имеют большую сопротивляемость высокотемпературному окислению.

ЧАСТОТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КОЭФФИЦИЕНТОВ ПОГЛОЩЕНИЯ ЗВУКА В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ

Астанин В.В., Валиахметов О.Р., Пшеничнюк А.И., ¹Шаймарданова И.О.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
¹irinao.valiakmetova@gmail.com

Для диагностики работоспособности техники ответственного назначения важное значение имеет распознавание и идентификация трещин на ранних стадиях их раскрытия. Это удастся с помощью метода акустической эмиссии (АЭ). Для объективного анализа характеристик сигналов АЭ важно знать степень поглощения различных гармоник в материале.

Известно [1], что в аморфном изотропном твердом теле коэффициенты поглощения продольной и поперечной акустической волны пропорциональны квадрату частоты. При этом коэффициент поглощения продольной волны зависит от температуры. Для поликристаллического твердого тела картина усложняется. Для частот $\omega \ll \frac{\chi}{d^2}$ (здесь χ - коэффициент температуропроводности, d - средний размер зерен) коэффициенты поглощения по-прежнему пропорциональны ω^2 , и появляется зависимость от размера зерен $\sim d^2$. В интервале $\frac{\chi}{d^2} \ll \omega \ll \frac{c}{d}$ зависимость от частоты становится $\sim \omega^{1/2}$, а зависимость от размера зерна меняется на $\sim d^{-1}$. При дальнейшем увеличении частоты коэффициенты поглощения опять становятся пропорциональны ω^2 . Как границы интервалов, так и абсолютные значения коэффициентов поглощения носят оценочный характер. Более того, в работе [2] для кубических кристаллов приведены выражения для коэффициентов поглощения пропорциональные четвертой степени частоты. Такая неплюсовая частотная зависимость сильно искажает амплитудно-частотную характеристику акустического сигнала, распространяющегося от возникшей в материале трещины.

В работе [3] было предложено искать трещину по ее характеристическому излучению, связанному с инерционными эффектами, проявляющимися в колебании берегов трещины при ее раскрытии. Предварительные оценки этих частот показывают, что они лежат в мегагерцовой области. Такие высокочастотные колебания быстро затухают и не могут быть обнаружены на достаточном удалении от источника. Возникает задача оценки расстояния, на котором можно зарегистрировать 10% от исходного сигнала, что вполне достаточно для его уверенного выделения с помощью вейвлет-анализа [4].

В работе проведены измерения коэффициентов поглощения в титановом сплаве ВТ-6 для двух структурных состояний. Рассчитаны амплитудно-частотные характеристики сигнала, распространяющегося от возникшей в материале трещины на разных расстояниях от источника с учетом поглощения.

Литература

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М., Теория упругости, т.7. Москва «Наука», 1987 г.
2. Zhen-zhong Yu, Ph. C. Clapp, Quantitative analysis of acoustic emission signals. J.Appl.Phys. **62**(6), 1987, p. 2212-2220
3. Валиахметова (Шаймарданова) И.О., Пшеничнюк А.И. Амплитудно-частотные характеристики акустического сигнала от модельной трещины. Тезисы 52 ЛП Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности». Уфа: БашГУ, ИПСМ РАН, 2012. С. 221.
4. Валиахметова (Шаймарданова) И.О., Пшеничнюк А.И. Поиск малоамплитудной второй гармоники на фоне гауссова шума. Перспективные материалы специальный выпуск (12) июнь 2011г., с. 83-86

ВЛИЯНИЕ ПОЛЯ ВНЕШНЕГО МЕХАНИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ НА ДИНАМИЧЕСКИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИЛЬНОКОРРЕЛИРОВАННЫХ СОЕДИНЕНИЯХ

Харрасов М.Х.¹, Кызыргулов И.Р.², Шарафуллин И.Ф.¹

¹Башкирский государственный университет, Уфа

²Стерлитамакская государственная педагогическая академия имени З. Бишовой, Стерлитамак

sharafullinif@yandex.ru

В настоящее время растет интерес к исследованию свойств сильнокоррелированных соединений, подверженных влиянию внешних воздействий (электрическое и магнитное поля, поля механических напряжений). Изучение влияния взаимодействия между магнитными и электрическими подсистемами на динамические явления привело к открытию ряда новых эффектов [1-2]. В данной работе исследуется влияние поля внешних механических напряжений на мультиферроик орторомбической симметрии D_{2h}^{18} .

В работе исследована функциональная зависимость параметра магнитоэлектрического и магнитоупругого взаимодействия от внешних давлений. Проанализирована также спин-волновая динамика магнитной и сегнетоэлектрической подсистемы в случае двух эквивалентных магнитных подрешеток и двух эквивалентных векторов поляризации. На основе метода функций Грина и диаграммной техники получены температурные и полевые зависимости затухания спиновых и упругих волн.

Получено аналитическое выражение для спектра фононов в антиферромагнитных кристаллах орторомбической симметрии, полевых зависимостей параметра магнитоупругого взаимодействия и спектра фононов. Рассмотрены процессы затухания фононов и магнонов, обусловленные процессами их слияния и распада в зависимости от внешнего магнитного и электрического полей, от температуры и внешнего механического напряжения.

Показано, что свойствами связанных сегнетомагнитоупругих волн в мультиферроиках можно управлять как внешними электрическим и магнитным полями, так и внешними механическими напряжениями. Действие на кристалл внешнего напряжения приводит к сдвигу резонансных частот магнитоупругого взаимодействия (рис. 1-2).

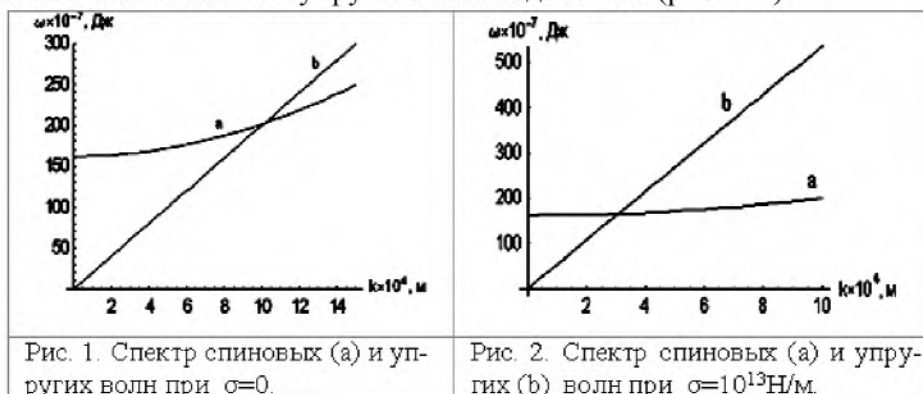


Рис. 1. Спектр спиновых (а) и упругих волн при $\sigma=0$.

Рис. 2. Спектр спиновых (а) и упругих (б) волн при $\sigma=10^{13}$ Н/м.

Литература

1. A.M. Savchenko, M.B. Sadovnikova, J.G. Karchev J. Вестник Московского университета. Серия 3. Физика. Астрономия. 6, 51-52 (2008).
2. B.I Sadovnikov, A.M. Savchenko. J. Physica A. 271, 411-417 (1999).

ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОВОДИМОСТЬ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ ОЛИГОНУКЛЕОТИДОВ

Нафиков Ф.Ф., Шарипов Т.И.

Башкирский государственный университет, Уфа
felixnf@ro.ru

Молекула ДНК является носителем генетической информации и наследственных признаков почти всех живых организмов на земле. Такой биополимер удобно было бы использовать в качестве нанопроводов, что объясняет возросший интерес к молекуле ДНК за последнее десятилетие. Известное химическое строение и понятная структура, отлаженный метод получения – все это способствовало бы быстрому внедрению в производство наноустройств, основанных на молекуле ДНК.

Вместе с тем биологическое происхождение создает трудности при исследовании этих молекул с физической точки зрения. Неизвестно, как она себя поведет при сканировании зондовым микроскопом, будет ли взаимодействие только механическое или к нему прибавятся силы электрического, магнитного полей и т. д. Поэтому приходится учитывать множество прямых и косвенных факторов, влияющих на процесс исследования проводимости этих молекул.

Изучение работ иностранных и отечественных исследователей показало, что в большинстве случаев проводимость молекулы ДНК близка к полупроводникам и диэлектрикам, но есть опыты, в которых ДНК проявляет проводимость, сходную с металлической [1-4]. В связи с малыми латеральными размерами молекулы ДНК существует проблема создания электрического контакта между молекулой и измерительным прибором. Так, в случае коротких молекул ДНК (олигонуклеотидов длиной около 20 нм) есть возможность вертикального крепления, которое решает некоторые проблемы горизонтального. А покрытие подложки благородным металлом (золото, платина) обеспечивает необходимую гладкость поверхности и увеличивает срок пригодности для иммобилизации молекул. Использование олигонуклеотидов с заранее известной нуклеотидной последовательностью позволяет определить вклад каждого из них в общую проводимость молекулы.

Литература:

1. *Brauns E B, Madaras M L, Coleman R S, Murphy C J, and Berg M A* 1999 J. Am. Chem. Soc. 121 11644;
2. *Porath D, Bezryadin A, Vries S De and Dekker C* 2000 Nature London. 403 635
3. *H.W. Fink and C. Schonberger*, Nature 398, 407 (1999);
4. *Kasumov A Y, Kociak M, Gueron S, Reulet B, Volkov V T, Klinov D V, and Bouchiat H* 2001 Science 291 280;

ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ АЛМАЗОВ МЕТОДОМ МАЛОУГЛОВОГО РАССЕЯНИЯ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ

Бойко М.Е.¹, Бобыль А.В.¹, Ивашевская С.Н.², Шарков М.Д.¹, Теруков Е.И.¹

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

²Институт геологии Карельского НЦ РАН, Петрозаводск

mischar@mail.ioffe.ru

В рамках нескольких серий экспериментов, проведенных в ФТИ им. А.Ф. Иоффе и в ООО «Буревестник», получены данные малоуглового рассеяния рентгеновских лучей (МУРР) для ряда образцов ультрадисперсного алмаза (УДА).

Анализ полученных данных МУРР показал, что в различных образцах могут присутствовать зерна с размерами до 300–500 Å. Определено присутствие в образцах УДА структурных компонент с фрактальной размерностью от 1 до 2, что согласуется с гипотезой о покрытии зерен УДА оболочкой наподобие луковой шелухи. Для анализа спектра МУРР образца №1 (Рис. 1) стандартная процедура анализа МУРР [1] дополнена процедурой Фурье-фильтрации малоугловых брэгговских пиков, позволившей выделить из сигнала МУРР компоненты, отвечающие отдельным сверхструктурным межплоскостным расстояниям в образце. Эти величины оказались примерно равными 50 Å, 65 Å, 90 Å и 145 Å, что может соответствовать расстояниям между отдельными концентрическими оболочками предполагаемого луковичного покрытия. Анализ МУРР образца №2, в свою очередь, привел к выводу о возможном наличии в образце сверхструктуры с межплоскостными расстояниями 1500 ± 200 Å.

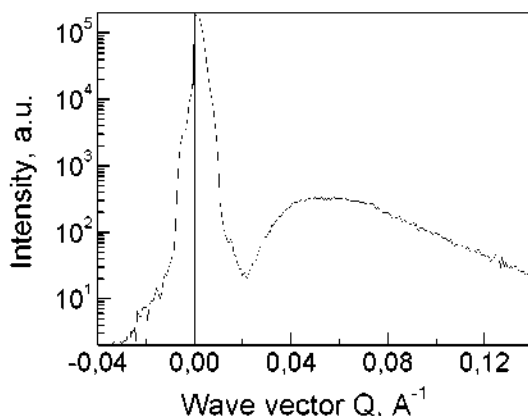


Рис. 1. Данные МУРР для образца УДА №1

Литература

1. Василевская Т.Н., Захарченя Р.И. Структура нанокристаллической γ -модификации оксида алюминия, легированной катионами хрома (γ - Al_2O_3 : Cr), по данным рассеяния рентгеновских лучей под малыми и средними углами. // ФТТ, т. 38, №10, с. 3129 (1996).

СТРУКТУРА И ТВЕРДОСТЬ НИКЕЛЬЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Шахов Р.В., Мухтаров Ш.Х.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
shamil@anrb.ru

В работе приведены результаты исследования структуры и микротвердости труднодеформируемого никельжелезного сплава Inconel 718 подвергнутого всесторонней изотермической ковке (ВИК) и равноканальному угловому прессованию (РКУП). ВИК были получены образцы с мелкозернистой (МЗ) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурами [1]. Эксперименты по РКУП проводились на образцах с размерами 12 мм × 24 мм × 35 мм в устройстве с углом пересечения каналов 135°. Деформация проводилась по маршруту С (с поворотом на 180°). Исходными для РКУП были образцы с УМЗ, МЗ и крупнозернистой структурами. Деформация проводилась со ступенчатым снижением температуры от 950 до 650°C.

При планировании эксперимента по РКУП был произведен расчет прочности оснастки, из которого было показано, что наиболее слабым местом является поперечное сечение пуансона. Известно, что УМЗ сплав при температурах 950-700°C проявляет сверхпластические свойства при скорости деформации $5 \times 10^{-4} \text{с}^{-1}$ [1] с минимальными значениями напряжения течения. В этой связи на первом этапе эксперименты по РКУП проводили с образцами из УМЗ сплава ($d=300 \text{ нм}$). За 6-8 проходов со снижением температуры от 900 до 630°C средний размер зерен γ -фазы увеличился до 450 нм. Зерна γ -фазы приобрели высокую плотность дислокаций. На следующем этапе деформация образцов с МЗ структурой со снижением температуры от 850 до 650°C (6-10 проходов) привела к формированию структуры со средним размером γ зерен 0,4-0,7 мкм и пластинами δ -фазы шириной 50-200 нм, длиной 300-800 нм. При этом в теле γ -зерен наблюдается высокая плотность дислокаций.

На заключительном этапе были деформированы образцы с крупнозернистой структурой при снижении температуры от 950 до 860°C. Микроструктурные исследования показали, что после 13 проходов в исходных крупных зернах γ фазы и по их границам выделились пластины δ фазы длиной 0,5-1 мкм и толщиной 50-200 нм. Пластины δ фазы вместе с множеством дислокаций в γ фазе формируют зеренно-субзеренную структуру со средним размером фрагментов 700 нм.

Представлены и обсуждены результаты исследований по влиянию отжига на изменения структуры сплава, а также по изменению микротвердости сплава после деформации по различным режимам.

Литература

1. *Mukhtarov Sh., Valitov V., Dudova N. Properties of Bulk and Sheet Micro-, Submicro-, and Nanocrystalline Alloy 718 // Superalloys 718, 625, 706, and Various Derivatives, p. 507 (2005).*

НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ ФЛУКТУАЦИОННОГО ПРЕДСТАВЛЕНИЯ ТЕРМОДИНАМИКИ УСТОЙЧИВОСТИ

Шелест В.В., Христов А.В., Кузнецова В.В., Прохоров А.Ю.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, Украина
efbj@list.ru

Состояние устойчивости однородной системы рассматривается с позиции существующих в системе флуктуаций и соответствующих связей между дисперсиями и термодинамическими коэффициентами (ТС). Детерминант устойчивости (D^{st}), элементами которого являются ТС или так называемые термодинамические коэффициенты устойчивости (TSC) (производные $(\partial\lambda/\partial\mu)_\nu$), где λ , μ , ν – экстенсивные (S, V) и интенсивные (T, P) термодинамические переменные) выражается через соответствующие дисперсии термодинамических переменных. Элементы D^{st} , являющиеся коэффициентами квадратичной формы вариаций основных термодинамических переменных, как и сама величина D^{st} , в флуктуационной форме позволяют более объективно характеризовать определенное состояние системы в терминах дисперсионных связей.

Авторы переходят от традиционной формы представления TSC и D^{st} через термодинамические коэффициенты, выражаемые через первые производные одних термодинамических переменных по другим при постоянстве третьих, – к зависимостям, включающим дисперсии основных термодинамических сил и координат. Подобная трактовка термодинамики устойчивости представляет как академический, так и практический интерес. Она позволяет наряду с традиционными методиками более объективно проанализировать условия устойчивости как аналитически, так и графически. Подобный подход дает возможность более качественно анализировать такие явления, как фазовые переходы (ФП) в докритической и закритической областях. Это продемонстрировано, с одной стороны, аналитически, с другой стороны, графически, с помощью диаграмм, характеризующих функциональную зависимость некоторых TSC и D^{st} для некоторых определенных систем.

Полученные соотношения позволяют качественно более объективно подойти к решению фундаментальной задачи о роли корреляционных связей на макро- и микроуровнях соответственно, и взаимообусловленности между ними. Дают возможность отразить комплексную кооперативность связей в системе и ее способность при определенных условиях генерировать ФП, а также условия его индуцирования; более качественно оценить принадлежность ФП к соответствующему типу.

Интерес исследователей к изучению такого экстремального явления, как ФП, являющегося объектом многочисленных экспериментов и теоретических исследований, объясняется фундаментальными причинами. С одной стороны, – академические – стремление объяснить природу явления, с другой, оценить перспективы поиска методов управления ФП. В этом контексте объяснение природы докритических, критических и закритических состояний вещества в целом (при переходе из одного агрегатного состояния в другое) и, в частности, при переходе из одного энергетического состояния в другое, позволяет приблизиться к пониманию механизмов экстремального поведения таких объектов, как, например, высокомолекулярные комплексные металлосодержащие спинкроссоверные соединения, «ферроики» и «мультиферроики», сегнетоэлектрики, сплавы, металлоорганика, которые характеризуются своими особыми аномальными свойствами, что несомненно откроет перспективы новых технологических приложений.

АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Дун Ю.Ч.¹, Александров И.В.¹, Ванг В.В.², Ванг Дж.Т.²

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

²Нанкинский Университет науки и технологий, Нанкин, Китай

dongyuecheng@mail.ru

Многочисленные экспериментальные исследования свидетельствуют о том, что деформационное двойникование является одним из важных механизмов пластической деформации металлических материалов [1-3]. Вероятность реализации деформации двойникованием зависит от энергии дефекта упаковки, скорости деформации, температуры и т. д. Медь является металлом с относительно высокой энергией дефекта упаковки. В случае крупнокристаллической меди деформационное двойникование наблюдается либо при высокоскоростной деформации, либо при низкой температуре деформации.

Динамическая деформация меди в крупнокристаллическом состоянии, реализованная при низких температурах, приводит к формированию значительного количества деформационных двойников. В результате формируется высокопрочное состояние [1, 2]. Однако при этом также формируются наноразмерные адиабатические полосы сдвига, которые существенно ограничивают её пластичность [2, 3]. В результате применение динамической деформации для формообразования крупнокристаллических медных заготовок ограничено.

Размер зерен является важным структурным параметром, влияющим на вероятность реализации деформации двойникованием. Мейерс и др. [4] в результате проведения экспериментов по ударному сжатию медных заготовок под давлением 35 ГПа обнаружили обильное двойникование при размере зерен 117 и 315 мкм. Однако при размере зерен 9 мкм практически никакого двойникования не было обнаружено. С другой стороны, Wu и др. [5] обнаружили, что уменьшение размера зерна от 75 нм до 50 нм способствует двойникованию в никеле при высокоскоростной деформации. Однако после достижения размеров зерен менее 50 нм двойникование оказалось затрудненным, по причине образования частичных дислокаций, обеспечивающих процесс пластической деформации. Было также установлено, что динамическое поведение ультрамелкозернистой (УМЗ) меди характеризуется затруднением зарождения и развития адиабатических полос сдвига [6, 7].

В настоящее время исследовано динамическое деформационное поведение УМЗ меди, полученной методом равноканально-углового прессования и характеризующейся размером зерен ~270 нм. Динамическое нагружение производилось со скоростью ~1500 с⁻¹ при разных температурах (173 К, 293 К, 423 К). Произведены оценки типа и количества деформационных двойников в зависимости от температуры динамической деформации. Сделаны выводы о влиянии деформационного двойникования на прочность и пластичность УМЗ меди, подвергнутой динамической деформации при различных температурах с помощью параметра Зенера-Холломона.

Литература

1. Xiao G.H., Tao N.R., Lu K., Scripta Materialia 59 (2008) 975.
2. Li Y.S., Tao N.R., Lu K., Acta Materialia 56 (2008) 230.
3. Zhang B., Shim V.P.W., Acta Materialia 58 (2010) 6810.
4. Meyers M.A., Andrade U.R., Chokshi A.H., Metall. Mater. Trans., 26A (1995) 2881.
5. Wu X.L., Zhu Y.T., Phys. Rev. Lett. 101 (2008) 025503.
6. Mishra A., Martin M., и др. Acta Materialia 56 (2008) 2770.
7. Kim Y.G., Hwang B., Lee S., Lee Ch.W., Shin D.H., Mat. Sci. Eng. A. 504 (2009) 163.

ИССЛЕДОВАНИЕ АНОМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН В КЕРАМИКЕ Y123 МЕТОДОМ EBSD

Якшибаева Р.Р.², Кабирова Д.Б.¹, Имаев М.Ф.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
dilara@imsp.ru

В работе [1] было показано, что методом горячего кручения под давлением возможно получение острой базисной текстуры ($F=96,5\%$) в ВТСП керамике $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123). Было установлено, что размытие текстуры сопровождается возникновением и ростом anomalно крупных зерен.

Целью данной работы было исследовать ориентационные характеристики anomalно крупных зерен Y123, возникающих при деформации керамики Y123.

Порошок Y123 компактировали в таблетки $\varnothing 10$ мм и $h=2$ мм и спекали при $T=900^\circ\text{C}$, 5 ч. Деформацию осуществляли на машине сложного нагружения Y10/KC50. Режим деформации: температура деформации $T_d=1008^\circ\text{C}$, скорость кручения $\omega=2 \times 10^{-4}$ об/мин, угол кручения $\alpha=30^\circ$, осевая нагрузка $P=150$ кг. EBSD съемку проводили на электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 FEG SEM в плоскости, перпендикулярной оси кручения образца.

Установлено, что зерна Y123 имеют три основных типа ориентировок. 1 тип: зерна с осью [001] перпендикулярной поверхности шлифа; 2 тип: зерна с осью [001] параллельной поверхности шлифа; 3 тип: anomalно крупные зерна, ось [001] которых расположена примерно под углом 30° к поверхности шлифа. Зерна 1 и 2 типа имеют близкие размеры и коэффициент формы. Anomalно крупные зерна (3 тип) в 10-15 раз крупнее зерен 1 и 2 типа. Исследован вклад трех типов зерен в текстуру образца.

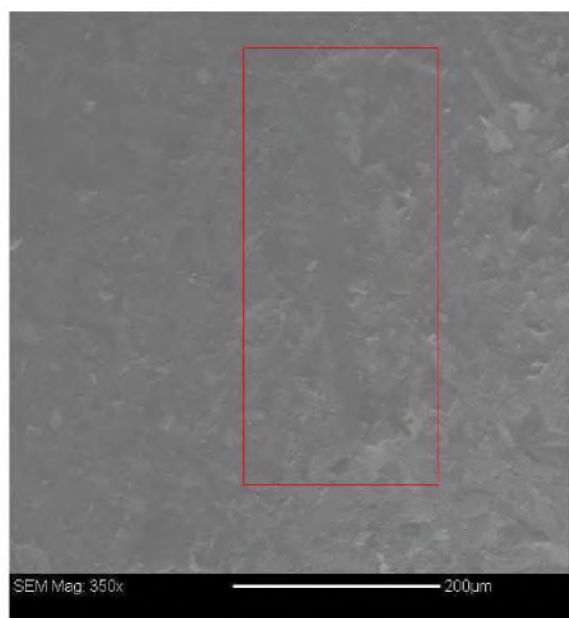


Рис. 1 Участок шлифа, снятый в ориентационном контрасте.



Рис. 2. Ориентационная карта участка с anomalно крупным зерном.

[1] Имаев М.Ф., Кабирова Д.Б. Формирование базисной текстуры при горячей деформации ВТСП керамики $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ // Перспективные материалы. 2009. Вып. 7. С. 124-129.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ГЕТЕРОФАЗНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Валитов В. А.¹, Янова И. Р.², Валитова Э.В.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

Ideliya_love@mail.ru, Valitov_va@imsp.ru

Изучение механизмов возникновения прерывистого течения (ПТ) в многофазных никелевых сплавах достаточно сложно в связи с тем, что на их деформационное поведение значительное влияние оказывает выделение упрочняющих частиц вторых фаз. Исследование эффекта Портевена — Ле Шателье (ПЛШ) в таких многофазных сплавах как (ЭП962 (упрочняющая фаза γ), Inconel 718 (фазы $\delta(\gamma')$), Allvac 718+ (фазы $\gamma+\delta(\gamma')$) с исходной крупнозернистой (КЗ) структурой (50-80мкм) показало, что, несмотря на существенные различия в фазовом составе никелевых сплавов, имеет место схожесть в деформационном поведении. Это указывает на то, что определяющую роль в возникновении ПТ в исследуемых сплавах оказывают процессы, происходящие в γ - матрице (динамическое деформационное старение, формирование ближнего порядка) [1].

В связи с этим, в качестве материала исследования был выбран однофазный сплав X20H80, по - сути, отражающий деформационное поведение γ -матрицы никелевых сплавов. Результаты исследования однофазного никелевого сплава X20H80 с исходной КЗ структурой (100мкм) показали, что в интервале температур деформации 300÷650°C при скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \div 5 \times 10^{-2} \text{c}^{-1}$ наблюдается прерывистое течение. Выявлены типичные признаки эффекта Портевена — Ле Шателье, а именно, сильная локализация течения в полосах деформации, акустическая эмиссия, а также отрицательный коэффициент скоростной чувствительности m . [2].

Измельчение исходной КЗ структуры до ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния сплава X20H80 при изученных условиях деформации ($t=300\div 600^\circ\text{C}$, $\dot{\epsilon}=10^{-3}\text{c}^{-1}$) приводит к существенным различиям в деформационном поведении и микроструктурных изменениях, которые заключаются в следующем:

- а) Для УМЗ состояния на зависимостях σ - ϵ наблюдается установившаяся стадия течения, характер зависимости типичен для сверхпластической деформации (СПД), что подтверждается высокими значениями коэффициента m .
- б) Микроструктура УМЗ состояния после деформации на 60÷65% сохраняется равноосной, внутри зерен наблюдается низкая плотность дислокаций, что характерно для СПД.
- в) В УМЗ состоянии не проявляются признаки эффекта ПЛШ. По сравнению с КЗ состоянием при деформации УМЗ сплава X20H80 не наблюдается деформационного упрочнения, отсутствует акустическая эмиссия и зубчатость на кривых зависимостях σ - ϵ .

Аналогичные результаты были получены при изучении сплава Ni-16,5Cr-14Fe-5Nb-4Mo-Al-0,6Ti. Установлено, что измельчение исходного размера (62мкм) зерен матрицы (γ -фазы) этого сплава до УМЗ размера (0,8мкм) приводит к подавлению эффекта ПЛШ. Также как и в сплаве X20H80, в УМЗ состоянии гетерофазный сплав демонстрирует признаки сверхпластического течения ($m=0,4\div 0,6$).

Литература

1. Дудова Н. Р., Валитов В. А. Эффект Портевена - Ле Шателье в никелевых сплавах с различным фазовым составом // Актуальные проблемы прочности: материалы XLVII Международной конференции. - Нижний Новгород. -2008 - Т 2. - С. 242-245.

2. Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О., Валитов В. А. Проявление эффекта Портевена - Ле Шателье в сплаве X20H80 / Н.Р.//ФММ. - 2008.-т. 105.-№ 1.-С. 105-112.

ФОРМИРОВАНИЕ ТЕКСТУРЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА

Саркеева А.А., Попов В.А., Даниленко В.Н., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
aigul-05@mail.ru

Титановые сплавы благодаря комплексу полезных свойств широко применяются в различных отраслях машиностроения, в частности, в авиации и ракетостроении для изготовления многослойных полых конструкций. Данные конструкции изготавливаются из листового проката, характеризующейся анизотропией механических свойств, которая в значительной степени определяется кристаллографической текстурой. Текстура материала и конструкций оказывает существенное влияние на их технологические и эксплуатационные свойства. Учитывая важность данного обстоятельства, в настоящей работе рассмотрены вопросы, связанные с текстурообразованием в слоистом титановом материале и его влиянием на ударную вязкость.

В работе исследовали текстуру слоистого материала, полученного сваркой давлением листовых заготовок толщиной 0,8 мм из титанового сплава ВТ6. Листы сплава ВТ6 были получены по промышленной технологии. Для изучения текстуры использовали метод обратных полюсных фигур (ОПФ), построенных для α -фазы сплава по методу Вильсона. При этом ОПФ строили для плоскостей листа, которые позволяли оценивать плотность в направлении прокатки (НП), в поперечном направлении (ПН) и в нормальном направлении (НН) к плоскости прокатки. Образцы на ударный изгиб вырезали из слоистого материала в двух взаимно перпендикулярных направлениях (рис. 1), при этом надрез ориентировали перпендикулярно поверхностям соединения.

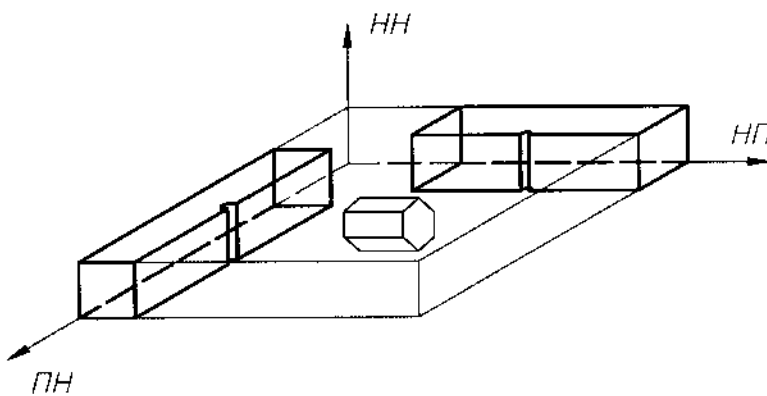


Рис. 1. Схема вырезки образцов и расположения элементарной ячейки для α -фазы.

Результаты текстурных исследований показали, что для исходных листов титанового сплава ВТ6 характерна текстура призматического типа $(11\ 20)$ $[0001]$, обуславливающая анизотропию свойств. В слоистом материале сформировалась такая же текстура, т.е. плоскость призмы $(11\ 20)$ располагается в плоскости прокатки, базисное направление $[0001]$ в НП и направление $[10\ 10]$ в ПН.

По результатам механических испытаний на ударный изгиб установлено, что слоистые образцы характеризуются анизотропией ударной вязкости (КСУ), а значение данной характеристики зависит от направления введения трещины. В продольных образцах трещина вводится параллельно плоскости призмы, в поперечных образцах - параллельно базисной плоскости. Продольные образцы обладают наибольшим значением ударной вязкости равной $0,76\ \text{МДж/м}^2$, КСУ поперечных образцов составляет $0,59\ \text{МДж/м}^2$. Более низкие значения ударной вязкости поперечных образцов связаны с тем, что α -титан обладает более низким сопротивлением распространению трещины вдоль нормали к базисной плоскости из-за дефицита легких систем скольжения.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА Ti-22Al-20Nb-2V-1Mo-0,25Si

Шагиев М.Р.¹, Шен Дж.², Гуо Ю.², Фенг А.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Харбинский технологический институт, Харбин, Китай

marat@imsp.ru

Интерметаллидные сплавы на основе O-Ti₂AlNb и B2-Ti фаз являются перспективными материалами для авиакосмической промышленности, поскольку они обладают высокими характеристиками жаропрочности и жаростойкости при температурах 550-750°C [1-3]. Однако, из-за высокого содержания ниобия (20-29 ат.%), эти сплавы имеют больший удельный вес ($\rho > 5$ г/см³) по сравнению с другими интерметаллидами на основе γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al фаз ($\rho \approx 3,7-4,0$ г/см³) [4-7]. Удельный вес (O+B2)-сплавов может быть снижен за счет замещения части атомов ниобия такими легирующими элементами, как ванадий и молибден, которые в 1,6-4,0 раза эффективнее стабилизируют β -фазу, чем ниобий [7,8].

В данной работе изучены механические свойства нового интерметаллидного (O+B2)-сплава Ti-22Al-20Nb-2V-1Mo-0,25Si. Показано, что оптимизация химического состава позволила не только снизить удельный вес интерметаллида до $\rho = 5,0$ г/см³, но и повысить его механические свойства как в литом, так и в ультрамелкозернистом состояниях.

Авторы выражают признательность Российскому фонду фундаментальных исследований и Государственному фонду естественных наук Китая за финансовую поддержку данной работы (гранты РФФИ 11-08-91153-ГФЕН_а и 11-08-00404_а).

Литература

1. *Banerjee D.* The Intermetallic Ti₂AlNb // Prog. Mater. Sci., 1997, v. 42, p. 135-158.
2. *Nandy T.K., Banerjee D.* Creep of the Orthorhombic Phase Based on the Intermetallic Ti₂AlNb // Intermetallics, 2000, v. 8, pp. 915-928.
3. *Partridge A., Shelton E.* Processing and Mechanical Property Studies of Orthorhombic Titanium-Aluminide-Based Alloys // Air & Space Europe, 2001, v. 3, pp. 170-173.
4. *Boehlert C.J., Majumdar B.S., Seetharaman V., Miracle D.B.* The Microstructural Evolution in Ti-Al-Nb O+BCC Orthorhombic Alloys // Metall. Mater. Trans., 1999, v. 30A, pp. 2305-2323.
5. *Kim Y-W., Dimiduk D.M.* Progress in the Understanding of Gamma Titanium Aluminides // JOM, v. 43 (8), 1991, pp. 40-47.
6. *Froes F.H., Surryanarayana C., Eliezer D.* Production, Characteristics and Commercialization of Titanium Aluminides // ISIJ Intern., v. 31, 1991, pp. 1235-1248.
7. *Tang F., Nakazawa S., Hagiwara M.* The Effect of Quaternary Additions on the Microstructures and Mechanical Properties of Orthorhombic Ti₂AlNb-Based Alloys // Mater. Sci. Eng. A, 2002, v. A329-331, pp. 492-498.
8. *Шагиев М.Р., Шен Дж.* Новые интерметаллидные сплавы на основе Ti₂AlNb с высокой удельной прочностью. // Перспективные материалы. Специальный выпуск (12), июнь 2011. С. 575-578.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИТА

Шагиев М.Р., Галеев Р.М., Валиахметов О.Р., Алетдинов А.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
marat@imsp.ru

Развитие современного авиа- и двигателестроения невозможно без использования передовых конструкционных материалов, имеющих более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с существующими материалами. В этой связи большой интерес представляют титановые сплавы и интерметаллиды на основе алюминидов титана [1-5]. Однако недостатком титановых сплавов является низкая жаропрочность и жаростойкость при температурах выше 500-600°C [1], а применение интерметаллидов сдерживается их низкой технологической пластичностью [2,4]. Одним из способов преодоления этих проблем является создание композитов, сочетающих превосходные высокотемпературные свойства интерметаллидов и хорошую технологическую пластичность промышленных титановых сплавов. Этот подход был успешно реализован в Институте проблем сверхпластичности металлов РАН [6-7]. В данной работе изучены механические свойства слоистого композита, состоящего из чередующихся слоев титанового сплава VT25У и нового (O+B2)-интерметаллида Ti-22Al-20Nb-2V-1Mo-0,25Si. Показано, что композиционный материал демонстрирует высокую прочность и приемлемую пластичность как при комнатной, так и при повышенных температурах.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований в рамках научных проектов № 11-08-00404-а и № 11-08-91153-ГФЕН_а.

Литература

1. Солонина О.П., Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы // Москва: Металлургия, 1976, 220 с.
2. Kim Y-W., Dimiduk D.M. Progress in the Understanding of Gamma Titanium Aluminides // JOM, v. 43 (8), 1991, pp. 40-47.
3. Banerjee D. The Intermetallic Ti₂AlNb // Prog. Mater. Sci., 1997, v. 42, p. 135-158.
4. Partridge A., Shelton E. Processing and Mechanical Property Studies of Orthorhombic Titanium-Aluminide-Based Alloys // Air & Space Europe, 2001, v. 3, pp. 170-173.
5. Шагиев М.Р., Шен Дж. Новые интерметаллидные сплавы на основе Ti₂AlNb с высокой удельной прочностью. // Перспективные материалы. Специальный выпуск (12), июнь 2011. С. 575-578.
6. Shagiev M.R., Galeev R.M., Valiakhmetov O.R., Safullin R.V. Improved Mechanical Properties of Ti₂AlNb-Based Intermetallic Alloys and Composites // Adv. Mater. Res., 2009, v. 59, pp. 105-108.
7. Шагиев М.Р., Галеев Р.М., Валиахметов О.Р. Использование ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов для изготовления композитов посредством сварки давлением и последующей деформационно-термической обработки. // Перспективные материалы. Специальный выпуск (12), июнь 2011. С. 570-574.

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИСТОВ СПЛАВА ВТ22 С УМЗ СТРУКТУРОЙ

Классман Е.Ю.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа
klassman@mail.ru

В случае листовой прокатки имеется возможность сформировать УМЗ структуру непосредственно в процессе получения фольги или листа, не прибегая к дополнительным операциям деформационной обработки [1]. Листовые полуфабрикаты, полученные прокаткой с большими степенями обжатия, в том числе изотермической, имеют специфическую структуру и требуют специального исследования. В проведенных ранее работах [2] было выявлено, что УМЗ состояние приводит к существенному повышению ударной вязкости сплава ВТ22.

Далее нами было замечено некоторое изменение свойств листового полуфабриката после его длительной вылежки при комнатной температуре (данные представлены в таблице 1).

Таблица 1. Изменение механических свойств при комнатной температуре после длительной вылежки проката

СВОЙСТВА\ВРЕМЯ	0 месяцев	6 месяцев	12 месяцев	18 месяцев
σ_B , МПа	1425	1435	1463	1470
δ , %	6	3,7	2,3	2,2
Ψ , %	30	22,5	19	19,5
КСУ МК (Дж/см ²)	23	20	20	-
КСУ УМЗ (Дж/см ²)	60	43	44	-

Фактографический анализ изломов (после испытаний) не выявил существенных отличий образцов свежего проката от образцов после вылежки при комнатной температуре, следов мелкодисперсных включений не обнаружено. Падение КСУ на 28 % - 27 % для УМЗ состояния и на 13 % для МК состояния, по всей видимости, связано с перераспределением внутренних напряжений в материале.

УМЗ сплав ВТ22 при температурах 550 и 600°C проявляет сверхпластические свойства. Деформация осуществляется характерным для сверхпластичности механизмом кооперированного ЗПП. После длительной вылежки при комнатной температуре и последующих механических испытаний при повышенных температурах материал утрачивает сверхпластические свойства. В структуре обнаружены многочисленные мелкодисперсные выделения округлой и игольчатой формы.

Литература

1. Астанин В.В., Кайбышев О.А. Способ изготовления листового полуфабриката из титанового сплава. Патент RU № 2320771 от 27.03.08 (приоритет от 06.07.2006).
2. Астанин В.В., Классман Е.Ю., Классман П.А. Получение листов сплава ВТ22 с ультрамелкозернистой структурой путем изотермической прокатки, Перспективные материалы, 2009, июнь, спец выпуск (7), с. 14-16.

Авторский указатель

Автокротова Е.В.	76, 119, 123, 135, 145	Бахтеева Н.Д.	47
Акманова Г.Р.	77	Баянкин В.Я.	182
Аксенов Д.А.	78	Бедная Т.А.	87
Александров И.В.	61, 71, 202, 203, 213	Бейгельзимер Я. Е.	73
Алетдинов А.Ф.	218	Белоусов В.В.	128
Алешин Г.Н.	165	Бельтюков А.Л.	168, 184
Алиева Р.В.	42	Беянушкин А.В.	88, 89
Алымов М.И.	14	Биккулова Л.В.	91
Альмухаметов Р.Ф.	52	Биккулова Н.Н.	57, 90, 91, 191
Аманбаева Г.М.	31	Бобыль А.В.	210
Андреев М.А.	27	Бовкуш С.В.	92
Аносов Е.А.	90	Богданов А.В.	50
Антонова Н.М.	79	Боева М.К.	57
Асанов Б.У.	23	Бойко М.Е.	210
Астанин В.В.	32, 85, 180, 207	Брагов А.М.	123
Астафурова Е.Г.	113, 187	Бродова И. Г.	15, 160, 183
Астафьев В.В.	15, 183	Букреева К.А.	93
Афанасьев С.А.	21	Быля О.И.	28
Афоничев Д.Д.	80		
Ахатова А.Ф.	81	Валеев И.Ш.	94, 119
Ахтарьянов Г.Ф.	101	Валеева А.Х.	94
Ахунова А.Х.	63, 82, 176	Валиахметов О.Р.	196, 207, 218
		Валиев Р.З.	69, 153
Бабичева Р.И.	83	Валитов В. А.	64, 95, 100, 215
Багирова Ш.Р.	42	Валитов М.И.	50
Бажин П.М.	99	Валитова Э.В.	95, 215
Баимова Ю.А.	84, 85, 133	Ванг В.В.	213
Баймуратов И.Г.	58	Ванг Дж.Т.	213
Бакач Г.П.	124, 125	Варюхин Д. В.	73
Баранова И.А.	86	Варюхин В.Н.	6
Басова Е.В.	41, 188	Васильев А.А.	96
Батин В.В.	181	Васин Р.А.	28

Воленко А.П.	204	Денисов С.А.	140
Волочаев М.Н.	97	Деревягина Л.С.	18
Габдрахманова Л.А.	52	Дерюгин Е.Е.	18
Гавико В.С.	72	Джафаров М.А.	19
Гаврилов Н.В.	141	Джес А.В.	97
Гайсин Р. А.	98	Дитенберг И.А.	36, 107, 108
Гайсина Э. Р.	98	Дмитриев С.В.	48, 63, 82, 84, 85, 93, 96, 120, 133, 139, 176, 191
Галеев Р.М.	178, 196, 218	Дмитриенко Д.В.	25
Гальшев С.Н.	99	Добаткин С.В.	113
Галяутдинов А.Г.	44	Добаткина Т.В.	109
Ганеев А. А.	100	Долгий Д.К.	110
Ганиева В.Р.	173	Дорофеев Г.А.	155
Гапурова О.У.	193	Дорошенко Р.А.	72
Гареева З.В.	101	Дроздов А.Ю.	182
Гаршев А.В.	59	Дубинин Н.Э.	68
Гижевский Б.А.	72	Дударев Е.Ф.	124, 125
Гилязов А. А.	102	Дун Ю.Ч.	61, 213
Гилязова А. А.	102	Екомасов Е.Г.	106
Гладковский С.В.	131, 175	Емалетдинова Э.	69
Головин И.С.	49	Емлин Д.Р.	141
Голубев О.Л.	16	Ерболатулы Д.	33, 157
Григоров И.Г.	137	Ермаков А.Н.	137
Гринь Р.Р.	103	Ерошенко А.Ю.	56
Губайдуллин М.Н.	104	Жеребцов С.В.	71
Гудимов Н. В.	17	Жоровков М.Ф.	124
Гулин А.Е.	105	Завалишин В.А.	8, 21
Гумеров А.М.	106	Загайнов А.В.	86
Гундеров Д.В.	69, 205	Зайнулин Ю.Г.	137
Гуо Ю.	217		
Давлетшина А.Д.	77, 90		
Даниленко В.Н.	75, 115, 172, 216		
Денисов К.И.	107, 108		

Зайцева А. А.	49	Кандаров И. В.	71
Закирова А. А.	103, 150, 171	Капралов Е. Ю.	57
Зарипов Н. Г.	99, 166	Караваева М. В.	102, 162, 166, 195
Зарипова Р. Г.	171	Каримов Л. З.	122
Захаров П. В.	112	Карнавская Т. Г.	123
Захарова Г. Г.	113, 187	Касмамытов Н. К.	17, 31, 136
Захарьевич Д. М.	154	Катаева Н. В.	8
Звездин А. К.	101	Кашаев Р. М.	103
Зельдович В. И.	29, 199	Кашин О. А.	40, 124, 125
Землякова Н. В.	114	Каюмова Э. З.	180
Зубаиров Л. Р.	115	Квеглис Л. И.	97
Зубко В. И.	116, 117	Кикин П. Ю.	70, 126, 127
Зубко Д. В.	116, 117	Киселева С. К.	102, 162, 166, 195
Зюзина Ю. И.	163	Кистанов А. А.	85
		Кишик М. С.	200
Ивашевская С. Н.	210	Классман Е. Ю.	219
Ивченко В. А.	13	Классман П. А.	32, 150
Ивченко М. В.	118	Климашин А. А.	128
Измайлова Н. В.	71	Климашина Е. С.	59
Измайлова Н. Ф.	206	Козлов Э. В.	11, 12
Ильющенко А. Ф.	27	Колесник В. Г.	41, 188
Ильясов Р. Р.	76, 119, 145	Колесников Л. В.	170
Имаев В. М.	37, 98, 152	Колобов Ю. Р.	125
Имаев М. Ф.	51, 121, 158, 192, 214	Конева Н. А.	11, 12
Имаев Р. М.	37, 98, 152	Конкевич В. Ю.	76
Инсабаев А. А.	41, 188	Коноваленко С. П.	129
Искандаров А. М.	93, 120	Конькова Т. Н.	130
Исламгалиев Р. К.	153, 197	Корзников А. В.	45, 107, 108, 130, 131, 175, 178
Ишмуратов Ф. Г.	60	Корзникова Г. Ф.	74, 131
		Корзникова Е. А.	132, 133
Кабанова И. Г.	8	Королев М. Н.	168
Кабирова Д. Б.	121, 214	Королькова И. Г.	109
Кайгородова Л. И.	167	Коротцкий А. В.	200
Калмыков А. Е.	65		

Корчагин М.А.	107, 108	Лысенин А.В.	110
Корчунов А.Г.	110	Майер А.Е.	124
Косицына И.И.	21	Макаров А.В.	199
Котов А.Д.	134	Макаров В.В.	21
Коуров Н.И.	118	Макаров В.П.	17, 22, 23
Краснокутский А.В.	92	Малышева С.П.	60, 138
Кропотов В.А.	169	Маркидонов А.В.	112
Круглов А.А.	67, 81, 174, 216	Марков А.Б.	124
Круковский К.В.	40	Маркова Л.В.	27
Крымский С.В.	34, 135, 194	Маркушев М.В.	34, 76, 119, 123, 135, 145, 156, 179, 194
Кудрявцев Р.В.	106	Медведев Н.Н.	112
Кузнецов П.В.	45	Мельников Е.В.	187
Кузнецова В.В.	212	Мехтиев Р.Ф.	19
Кулагин Р. Ю.	73	Миколайчук А.Н.	91
Кульков С.Н.	66, 177	Миляев И.М.	131
Куляшова К.С.	56	Миннигалиева Ж.Ф.	60
Кумзеров Ю.А.	65	Миронов В.Ф.	50
Кутов А.Х.	57	Миронов С.Ю.	130
Кызыргулов И.Р.	208	Миронов Ю.П.	45
Ладыянов В.И.	148, 155, 168, 184	Михайловская А.В.	49, 134
Ларионова Н.С.	155	Молдосанов К.А.	22
Ласанху К.А.	136	Морозов М.А.	169
Латыш В.В.	71	Москвичев А.А.	114
Лачинов А.Н.	149	Мулюков Р.Р.	9, 75, 93, 149, 151, 172, 192, 198, 204
Лебедев Ю.А.	78	Мулюков Х.Я.	83, 144
Лисовская Ю.О.	27	Мурашкин М.Ю.	194
Лобачевская Н.И.	72	Мурзаев Р.Т.	139
Лотков А.И.	40	Мурзакаев А.М.	43, 137, 140, 141
Лощев А.А.	90	Мурзакова А.Р.	44
Лужкова И.В.	137	Мурзинова М.А.	142
Лукьянов А.В.	205	Мусабилов И.И.	144
Лукьянова Е.А.	109		
Лутфуллин Р.Я.	32, 67, 95, 174, 216		

Мухаметдинова О.Э.	145	Петрова Ю.В.	34
Мухаметрахимов М.Х.	32, 146, 192	Печина Е.А.	168
Мухгалин В.В.	148, 184	Пилюгин В.П.	167
Мухтаров Ш.Х.	150, 211	Пинжин Ю.П.	108
Мышляев М. М.	10, 130	Писклов А.В.	161
Набиуллин И.Р.	149	Полева Н.В.	162
Нагимов М.И.	103, 150	Полетаев Г.М.	25, 163
Нагорных И.Л.	182	Половников В.М.	71
Назаров К.С.	151, 198	Поляков А.В.	69
Назаров А.А.	172	Полякова М.А.	105
Назарова А.А.	172	Попов А.А.	164
Назарова Т.И.	152	Попов В.А.	99, 115, 172, 216
Найденкин Е.В.	113	Попова Л.А.	201
Насиров Э.Ф.	19	Попова Н.А.	12
Насонов П.А.	160, 199	Портной В.К.	49, 134
Нафиков Ф.Ф.	209	Потапова А.А.	183
Непорожнев В.С.	134	Почивалова Г.П.	124, 125
Нестеров К.М.	153	Предко П.Ю.	76
Неустроев А.С.	154	Прохоров А.Ю.	212
Никашкин А.И.	88, 89	Путляев В.И.	59
Никонова Р.М.	155	Пушин А.В.	164
Нугманов Д.Р.	156, 179	Пушин В.Г.	118, 164, 167
		Пчелинцев А.И.	70, 126, 127
		Пшеничнюк А.И.	53, 63, 207
Павкин Е.П.	181	Рааб А.Г.	165
Павлов А.М.	157	Рааб Г.И.	69, 78, 113
Панин В.Е.	18	Рамазанов И.А.	166
Панькин Н.А.	181	Распорня Д. В.	73
Парашук Д.Ю.	50	Распосиенко Д.Ю.	167
Парфеньев Р.В.	65	Рахматулина Т.В.	45
Пархимович Н.Ю.	158	Родыгина А.В.	168
Первухина О.Л.	195	Романова И.П.	50
Перевезенцев В.Н.	7, 123	Рохлин Л.Л.	109
Петракова И.В.	45		
Петрова А. Н.	160		

Рубаник В.В.	172	Скосырский А.Б.	125
Руденко О.А.	169	Слобода А.А.	180
Русин Е.Е.	70, 126, 127	Смоланов Н.А.	46, 181
Руссаков Д.М.	170	Смыслов А.М.	60
Рыбин В.В.	5, 189	Созонова Н.М.	182
Саблина Т.Ю.	66	Солонин А.Н.	200
Саврасов К.В.	181	Сорокин Л.М.	65
Савченко Н.Л.	66, 177	Сошникова Е.П.	69
Сагарадзе В.В.	8, 21	Спицын Б.В.	140
Сагдаткиреева М.Б.	35, 122	Старостенков М.Д.	25, 92, 112, 201
Садикова Э.И.	171	Степанов Ю.М.	90, 91
Салимов И.М.	151	Стогней О.В.	185
Салищев Г.А.	71	Столин А.М.	99
Самойлова А.Ю.	173	Столяров В.В.	26, 183
Саркеева А.А.	67, 81, 174, 216	Суворов Б.И.	18
Сафаров И.М.	175, 178, 204	Суворов К.А.	56
Сафин Ф.Ф.	176	Султангареева З.С.	90
Сафин Э.В.	60	Суслов А.А.	184
Сафиуллин А.Р.	63, 176	Табаченко А.Н.	124
Сафиуллин Р.В.	62, 63, 67, 169, 176	Теруков Е.И.	210
Свирина Ю.В.	7	Тихонина О.В.	190
Севостьянова И.Н.	66, 177	Тихонова Н.П.	88, 89
Семенистая Т.В.	87, 129	Тодорова Е.В.	47
Семенов В.И.	165	Трегубов И.М.	185
Семенова И.П.	69	Тришкина Л.И.	12
Семенова М.И.	154	Тукеева М.С.	113, 187
Сергеев С.Н.	175, 178	Тюменцев А.Н.	36, 107, 108
Серегин С.В.	72	Тюменцев В.А.	190
Сигачев А.Ф.	88	Уймин М.А.	15
Синяшин О.Г.	50	Укусников А.Н.	118
Ситдигов В.Д.	61	Ульянов А.И.	86
Ситдигов О.Ш.	34, 119, 123, 135, 145, 156, 179	Умено Ё.	120

Урусова Е.В. 41, 188
 Утяшев Ф.З. 39, 150
 Ушанова Э.А. 189

 Фазлитдинова А.Г. 190
 Фазлыяхметов Р.Ф. 94
 Фаизов И.А. 191
 Фаизова С.Н. 78, 191
 Фархетдинов А.И. 162
 Фахретдинов И.А. 44
 Федосеев В.Б. 161
 Фенг А. 217
 Фирсов Ю.А. 54
 Фирсова Н.Е. 54
 Фокин А.В. 65
 Фортуна С.В. 56
 Фролов В.А. 76
 Фролова Н.Ю. 199

 Хазгалиев Р.Г. 192
 Хайдаров Р.А. 193
 Хайдаров Р.Р. 193
 Халикова Г.Р. 194
 Халитова Л.И. 195
 Харин С.А. 169
 Харрасов М.Х. 208
 Хасанов Н.А. 35
 Хасанова Г. Ф. 196
 Хафизова Э.Д. 197
 Хейфец А.Э. 199
 Хисамов Р.Х. 149, 198
 Хомская И.В. 29, 199
 Хомутов М.Г. 200
 Христов А.В. 212

Царенко Ю.В. 172

 Чаплыгина А.А. 201
 Чембарисова Р.Г. 202, 203
 Черняев А.В. 65
 Чиркунова Н.В. 204
 Чувывров А.Н. 191
 Чукин М.В. 165
 Чулкина А.А. 86
 Чулков Е.В. 107
 Чуракова А.А. 69, 205
 Чуркин В.К. 204

 Шагивалеев С. С. 58, 206
 Шагиев М.Р. 217, 218
 Шаймарданова И.О. 53, 207
 Шайхутдинова Г.Р. 50
 Шамшур Д.В. 65
 Шарафуллин И.Ф. 208
 Шарипов Т.И. 209
 Шаркеев Ю.П. 56
 Шарков М.Д. 210
 Шахов Р.В. 211
 Шаяхметов Р.У. 58, 192
 Шаяхметов У.Ш. 44
 Швец И.А. 108
 Шелест В.В. 212
 Шен Дж. 217
 Ширинкина И.Г. 15, 160, 183
 Шорохов Е.В. 160, 199

 Щербань М.Ю. 123

Юмагузин Ю. М. 58, 151, 198, 206
 Юсупова Г.Г. 50
 Яблонских Т.И. 15, 183
 Яковцева О.А. 49
 Якшибаева Р.Р. 214
 Янова И. Р. 215
 Янтилин И.Ф. 35
 Яхваров Д.Г. 50
 Яшин А.В. 92

Carreno F. 174
 Cepeda-Jimenez C.M. 174
 Ekomasov A.E. 111
 Ekomasov E.G. 11, 143
 Ganeev V.R. 20
 Gaynanov I.M. 143
 Hirano S. 30
 Kamzin A. S. 20
 Ke Y. 38, 55
 Khvalkovskiy A. V. 111
 Kokawa H. 30
 Konkova T. 38, 55
 Lutfullin R. Ya. 186
 Ma B. 20
 Martynov S. V. 159
 Mironov S. 30, 55
 Murtazin R.R. 143
 Mukhambetov D.G. 24
 Nagahama Y. 30
 Namekawa T. 38
 Onuki J. 38, 55
 Park S.H.C. 30
 Perig A. V. 159

Ruano O.A. 174
 Sato Y.S. 30
 Shayakhmetov R.U. 186
 Tamahashi K. 38
 Trofimov E.A. 186
 Uldashbaev I.S. 143
 Wanderka N. 118
 Wei F.L. 20
 Zaripova L.D. 20
 Zhibankov I.G. 159
 Zvezdin K.A. 111

Научное издание

**УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

**Тезисы докладов
Открытой школы-конференции стран СНГ**

**8-12 октября 2012 года
Уфа, Республика Башкортостан, Россия**

*Лицензия на издательскую деятельность
ЛР № 021319 от 05.01.99 г.*

Подписано в печать 17.09.2012 г. Формат 60x84/8.
Усл.печ.л. 26,22. Уч.-изд.л. 13,68.
Тираж 180 экз. Изд. № 158. Заказ 6649
Цена договорная.

*Редакционно-издательский центр
Башкирского государственного университета
450076, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, д. 32.*

*Отпечатано: 450022, Россия, Республика Башкортостан,
г. Уфа, ул. Степана Злобина, д. 33, ИНН 0275069470*