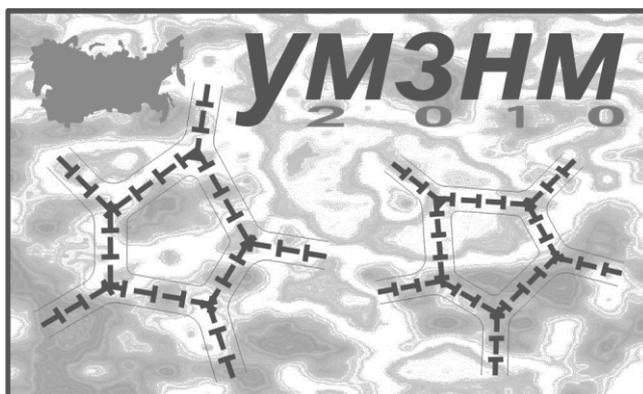


**Российская академия наук
Министерство образования и науки РФ
Академия наук Республики Башкортостан
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН
Башкирский государственный университет**

«УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ»

**Открытая школа-конференция стран СНГ
Уфа, Республика Башкортостан, Россия
11-15 октября 2010 г.**



ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Уфа – 2010

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

УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ-2010: тезисы докладов Открытой школы-конференции стран СНГ (Уфа, 11-15 октября 2010). – Уфа, Башкирский государственный университет, 2010. 302 с.

В сборнике представлены материалы Открытой школы-конференции стран СНГ «Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы-2010» (УМЗНМ-2010). Содержание сборника отражает 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.

ULTRAFINE GRAINED AND NANOSTRUCTURED MATERIALS-2010: Abstracts of the Open School-Conference of NIS countries (Ufa, 11-15 October, 2010). – Ufa, Bashkir State University, 2010. 302 p.

The book presents the abstracts of the Open School-Conference of NIS countries “Ultrafine Grained and Nanostructured Materials-2010” (UFGNM-2010). The content of the book reflects 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 978-5-7477-2519-5

© Коллектив авторов, 2010
© БашГУ, 2010

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Открытой школы-конференции стран СНГ
«Ультрамелкозернистые и наноструктурные материалы-2010»
Уфа, 11-15 октября 2010 г.

Председатель:

Р.Р. Мулюков д.ф.-м.н., 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

Ю.Д. Третьяков академик, декан факультета наук о материалах Московского государственного университета им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия

В.А. Левин академик, зам. директора по научным вопросам Института автоматизации 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.т.н., 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.ф.-м.н., директор Донецкого физико-технического института им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина

А.М. Глезер директор Института металловедения и физики металлов ЦНИИЧермет, Москва, Россия

Г.Э. Норман зав. отделом Объединенного института высоких температур РАН, Москва, Россия

М.М. Мышляев д.т.н., зав. лабораторией Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

В.Н. Перевезенцев д.ф.-м.н., директор Нижегородского филиала Института машиноведения им. А.А. Благоврахов РАН, Н. Новгород, Россия

М.Д. Старостенков д.ф.-м.н., зав. кафедрой Алтайского государственного технического университета, Барнаул, Россия

Э.В. Козлов д.ф.-м.н., зав. кафедрой Томского государственного архитектурно-строительного университета, Томск, Россия

Н.А. Конева д.ф.-м.н., профессор Томского государственного архитектурно-строительного университета, Томск, Россия

С.Г. Псахье	д.ф.-м.н., директор Института физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
В.В. Рубаник	д.т.н., директор Института технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
В.И. Левит (США)	д.ф.-м.н., VITALD LLC, Hilliard, OH, USA
А.А. Иноземцев	д.т.н., генеральный конструктор ОАО «Авиадвигатель», Пермь, Россия
М.Х. Харрасов,	д.ф.-м.н., зав. кафедрой Башкирского государственного университета, Уфа, Россия
Р.А. Якшибаев	д.ф.-м.н., декан физического факультета Башкирского государственного университета, Уфа, Россия
С.П. Павлинич	первый заместитель генерального директора - технический директор ОАО «Уфимское моторостроительное производственное объединение», Уфа, Россия
Р.М. Имаев	д.т.н., зам. директора Института проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
С.В. Дмитриев	д.ф.-м.н., зав. лабораторией Института проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

Локальный комитет

Сопредседатели:

А.А. Назаров	д.ф.-м.н., зам. директора ИПСМ РАН
Р.Ф. Талипов	д.х.н., проректор БашГУ

Члены локального комитета:

В.Г. Трифонов	к.т.н., зам. директора ИПСМ РАН
А.В. Корзников	д.т.н., ученый секретарь ИПСМ РАН
Р.Я. Лутфуллин	д.т.н., зав. лаб. ИПСМ РАН
М.Р. Шагиев	к.т.н., зав. лаб. ИПСМ РАН
Ю.М. Юмагузин	д.ф.-м.н., профессор БашГУ
В.М. Валитова	к.х.н., зав. сектором ИПСМ РАН
Т.З. Макаев	зам. директора ИПСМ РАН
З.Ф. Бакирова	главный бухгалтер ИПСМ РАН

ШКОЛА-КОНФЕРЕНЦИЯ ПРОВОДИТСЯ ПРИ ПОДДЕРЖКЕ:

Российского фонда фундаментальных исследований
 ОАО «Авиадвигатель», г. Пермь
 ОАО «Уфимское моторостроительное производственное объединение», г. Уфа
 ООО «Газпром Трансгаз Уфа», г. Уфа
 ЗАО «Экситон Аналитик», г. Санкт-Петербург

Содержание

	Стр.
1. Общая секция	
Лекции	6
Приглашенные доклады	22
Устные доклады	39
2. Секция «Теория и моделирование»	
Лекции	88
Приглашенные доклады	92
Устные доклады	97
3. Стендовые доклады	
Сессия С1	105
Сессия С2	168
Сессия С3	231
4. Авторский указатель	283

ОБЩАЯ СЕКЦИЯ

ЛЕКЦИИ

НАНОТЕХНОЛОГИИ И НАНОМАТЕРИАЛЫ В ПРОШЛОМ, НАСТОЯЩЕМ И БУДУЩЕМ

Третьяков Ю.Д.

Химический факультет, факультет наук о материалах Московского государственного университета им. М.В. Ломоносова, г. Москва

После распада СССР и последовавших за ним мучительных поисков элементарного физического выживания научное сообщество нашей страны потеряло целое десятилетие для интенсивной творческой активности. Разумеется, это касалось не только развития нанотехнологий и наноматериалов, но прежде всего именно их, поскольку визуализация и контролируемый синтез нанопродуктов требовали крайне дорогостоящего оборудования, которым отечественные исследователи не располагали тогда, а многие не располагают и поныне.

Справедливости ради следует сказать, что инициатором процессов, породивших нанобум за рубежом, был не Р. Фейнман, хорошо известный лишь среди ученых, а Э. Дрекслер, автор скандально знаменитой книги «Машины созидания: наступление нанотехнологической эпохи», опубликованной в 1986г. В ней были показаны грандиозные перспективы развития наноиндустрии и, вместе с тем, выдвинута идея так называемой «серой слизи» (gray goo), смертельно напугавшая общество [1, 2].

И хотя позже (2004 г.) Э.Дрекслер отказался от модели нанороботов, способных воспроизводить самих себя, именно он и его многочисленные последователи ответственны за то, что сейчас в мире существуют два принципиально различных подхода к нанотехнологиям. Один, связанный с деятельностью промышленных корпораций, университетских и национальных лабораторий, базируется на новейших достижениях химии, физики, биологии, материаловедения и ведет к грандиозному технологическому прорыву.

Другой подход основан на представлениях научной фантастики о возможностях революционизировать человеческие способности благодаря развитию нанотехнологий как на благо, так и во вред всем нам. Естественно, что последний подход оказал заметное влияние на большинство людей, не имеющих естественно-научного или технического образования. И все же следует признать, что именно амбициозные идеи Э.Дрекслера о перспективности молекулярной индустрии, основанной на процессах механической сборки наноструктур с уникальными свойствами, растиражированные его многочисленными последователями, привлекли внимание как бизнеса, так и влиятельных конгрессменов и советников президента США к нанотехнологиям и привели в конечном счете к появлению в 2000г. Национальной нанотехнологической инициативы.

Анализ текущего состояния нанотехнологии позволяет выделить ряд важнейших направлений, связанных как с исследовательской деятельностью в различных областях науки, так и с разработкой конкретных устройств, среди которых ведущее положение занимают задачи разработки наноэлектромеханических систем (НЭМС) и систем нанопозиционирования, развития нано- и молекулярной электроники, нанофотоники, создания функциональных наноматериалов и нанокомпозитов, а также эффективных катализаторов нового поколения.

Особое место в дальнейшем развитии нанонауки отводится нанобиотехнологиям, что в первую очередь связано с необходимостью решения проблем старения биологических систем и острыми потребностями современной медицины в неинвазивных методах комплексной диагностики и лечения заболеваний. Разнообразные направления развития наномедицины включают биосенсорную диагностику, наночастицы как средство доставки лекарств и новые формы лекарственных препаратов, создание сверхточной лазерной техники, нанороботов, наноинструментов и наноманипуляторов для медицинских целей и многое другое [3].

Важную роль в формировании позитивного имиджа нанотехнологий сыграл и продолжает играть Институт предвидения (Foresight Institute), имеющий поддержку многих крупных компаний. В России формирующимся аналогом этого института является Форсайт-центр Высшей школы экономики (<http://foresight.hse.ru/index.html>). Глобальная цель Института предвидения состоит в поиске путей улучшения качества жизни людей, особенно в связи с развитием молекулярной нанотехнологии. Более конкретно этот Институт призван

- способствовать пониманию основных направлений и последствий развития нанотехнологий;
- информировать широкую общественность и лиц, принимающих решения, о прогрессе нанотехнологий.

Foresight Institute организовал превосходную систему распространения информации, включая Интернет. За более чем 20-летний период своего существования Foresight Institute несколько трансформировался, сориентировавшись в последнее время на нанотехнологическое сообщество. Около пяти лет назад (23 мая 2005 г.) Институт предвидения был переименован, получив название Foresight Nanotech Institute. В связи с этим институт видит свою новую миссию в поиске таких путей развития нанотехнологий, которые будут способствовать решению глобальных проблем, включая:

- создание новых экологически чистых источников энергии;
- улучшение здоровья и увеличение продолжительности жизни человека;
- максимальное увеличение продуктивности сельскохозяйственного производства;
- обеспечение потребностей человека в чистой воде и воздухе;
- прогресс в освоении космоса;
- разработку и массовое применение новых информационных технологий.

Учитывая опыт прошлого, можно утверждать, что существует лишь немного примеров удачного прогноза технологического развития; нередко ошибочными являются даже краткосрочные прогнозы, не говоря уже о долгосрочных и, наконец, иногда справедливыми оказываются самые фантастические прогнозы. Все эти соображения еще в большей степени касаются прогнозов будущего долгосрочного развития нанотехнологий, поскольку последние, как уже отмечалось, характеризуются чрезвычайно высокой наукоемкостью и междисциплинарностью.

Тем не менее, можно утверждать, что если удастся реализовать программу фундаментальных и ориентированных фундаментальных исследований в области наноматериалов [4], то к 2030г., а возможно, и раньше, удастся решить многие **энергетические проблемы**, например:

- разработать высокоэффективные альтернативные источники энергии, включая солнечные батареи, водородные двигатели, и благодаря этому существенно (в 2-3 раза) снизить потребление нефти и газа;

- создать двигатели внутреннего сгорания с КПД, превышающим 70%, благодаря использованию высокотемпературных композитов на основе боридов и карбидов циркония, гафния и тантала;

- существенно (в 2-3 раза) повысить продолжительность эксплуатации атомных станций путем улучшения качества материалов, используемых для постройки ядерных реакторов и для иммобилизации ядерных отходов;

- создать системы генерирования, аккумуляирования и транспортировки энергии, ключевым элементом которых должны стать наноструктурированные материалы на основе высокотемпературных сверхпроводников;

- разработать достаточно дешевые биodeградируемые полимеры массового назначения;

- создать эффективные системы экономии бытовой энергии.

Все это позволит почти вдвое снизить газовую эмиссию и отодвинуть угрозу глобального потепления на планете.

Улучшение качества и продолжительности жизни в пределах, близких к биологическим, будет достигнуто, если удастся

— разработать и внедрить кардиостимуляторы с несменяемыми на протяжении всей жизни пациента автономными источниками энергии;

— создать биосовместимые и биорезорбируемые имплантаты, не уступающие по своим свойствам природной костной ткани;

— разработать и внедрить высокоэффективные методы доставки лекарств к органам, пораженным злокачественными опухолями, с использованием магнитных наночастиц и квантовых точек;

— создать многофункциональные наноматериалы, предназначенные для эффективной медицинской диагностики;

— разработать и внедрить биосенсоры на основе так называемых «умных» материалов с нелинейными магнитными, оптическими и электрическими параметрами.

Существенное увеличение продуктивности сельскохозяйственного производства станет возможным благодаря

— разработке массового производства неорганических удобрений и микроудобрений пролонгированного действия на основе биodeградируемых полимерных контейнеров;

— разработке эффективных средств обессоливания и структурирования почв с применением мембранных технологий;

— созданию новых поколений пестицидов — инсектицидов, гербицидов и фунгицидов на основе гибридных наноматериалов.

Потребности человечества в пресной воде и чистом воздухе будут удовлетворены, если удастся внедрить разрабатываемые в настоящее время фотокатализаторы на основе наноструктурированных металлооксидов (например, TiO_2 , ZnO , CeO_2 и др.), позволяющие:

— эффективно осуществлять процессы разложения органических примесей в воде и убивающие бактерии, а также обладающие эффектом сверхгидрофобности, используемым для самоочищения различных поверхностей (тканей, зданий, автомобилей и т.д.);

— широко использовать создаваемые сейчас катализаторы процессов окисления продуктов неполного сгорания топлива (в первую очередь CO) на основе мезопористых оксидных структур, содержащих нанокластеры платины и других каталитически активных нанообъектов;

— внедрить мембранные технологии, основанные на использовании полимерных, керамических и металлических наноструктурированных мембран;

— полностью отказаться от традиционных тепловых электростанций в пользу атомных станций и (или) возобновляемых источников энергии (солнце, ветер, вода).

Существенный прогресс в освоении космоса также тесно связан с развитием нанотехнологий и наноматериалов, активное использование которых позволит:

— завершить создание полноценной и постоянно функционирующей системы ГЛОНАСС двойного назначения;

— создать глобальную систему спутников для получения информации о природных и техногенных явлениях, происходящих в различных точках земного шара с целью предсказания и предотвращения чрезвычайных ситуаций (землетрясений, пожаров, тайфунов) и получения достоверных метеопрогнозов;

— разработать высокоэффективные процессы получения водорода;

— создать управляемые минироботами космические корабли весом, не превышающим нескольких килограммов, для изучения и освоения солнечной системы.

Разработка и массовое применение новых информационных технологий требует создания

— новых поколений полупроводниковых устройств, основанных на конвергенции кремниевых и химически сложных наноструктурированных полупроводников (типа $GaAs$) и применении новых барьерных материалов на основе гетероструктур, включающих HfO_2 , TiN и $NiSi_2$;

- ярких светоизлучающих при длине волны ~ 200 нм устройств на основе широкозонных полупроводников типа h-BN;
- прозрачных тонкопленочных транзисторов для оптоэлектроники на основе металлооксидов;
- нелинейно-оптических устройств на основе ниобатов и танталатов лития, предназначенных для преобразования световых частот;
- оптических систем на основе фотонных и коллоидных кристаллов с периодическим распределением квантовых точек;
- систем магнитной записи (>10 Тб на 1 кв. дюйм) с использованием наногранулированных магнитных композитов и мультиферроиков, а также не содержащих диспрозия анизотропных магнитных материалов с рекордно высокой магнитной энергией;
- полевых транзисторов на основе одностенных углеродных нанотрубок;
- наноэлектромеханических систем, обладающих исключительно низким энергопотреблением, сверхвысокой чувствительностью и предназначенных для развития электроники и сенсорики.

В попытке прогнозировать развитие любой сложной системы, включая развитие нанотехнологий и наноматериалов, следует учесть, что в последней трети 20 века в сфере прогнозирования произошла подлинная революция, предопределившая ограниченную достоверность любых прогнозов, особенно долгосрочных. Она была связана в первую очередь с развитием нелинейной динамики (синергетики). В 1963 г. американский метеоролог Э.Лоренц открыл явление динамического хаоса, странные аттракторы и главное – горизонт прогноза [5].

Горизонтом прогноза называют время, за которое информация о состоянии детерминированной системы (в которой будущее однозначно определяется начальным состоянием) утрачивается, как бы ни была мала погрешность в определении начального состояния. Горизонт прогноза для состояния атмосферы составляет около трех недель. В это характерное время мы не можем получить достоверный прогноз погоды, сколько бы метеостанций не разместили на Земле, и какими бы мощными компьютерами не пользовались. (Суперкомпьютеры в этих задачах решают, к сожалению, очень немногое).

Другое важное понятие нелинейной науки - **бифуркация** (от французского bifurcation - раздвоение, ветвление). Развитие сложных систем сейчас обычно мыслится как прохождение с течением времени последовательности бифуркаций. В каждой из таких точек фактически делается выбор одного из вариантов развития. Малые воздействия в точках бифуркации могут иметь большие последствия, причем вдали от них влияние малых воздействий ничтожно.

Одной из пионерских идей XX века стало представление о самоорганизации - спонтанном, самопроизвольном возникновении упорядоченности в открытых нелинейных, далеких от равновесия системах. В процессе самоорганизации в сложных системах выделяют набор ведущих переменных (их называют параметрами порядка), которым подчиняются остальные характеристики объекта. Огромный вклад в теорию самоорганизации или синергетики (дословно с греческого - теории совместного действия) внес выдающийся исследователь И.Р. Пригожин (Нобелевская премия по химии за 1977 год). Само понятие «синергетика» вошло в науку с легкой руки немецкого физика-теоретика Германа Хакена.

В России становление синергетики во многом связано с деятельностью видного специалиста по прикладной математике и междисциплинарным исследованиям С. П. Курдюмова [6]. Ему и его научной школе принадлежит создание и развитие **теории режимов с обострением**. Так называют режимы, при которых одна или несколько величин, характеризующих систему, неограниченно возрастают за ограниченное время (называемое временем обострения). Режимы с обострением дают приближенное описание (асимптотику) многих нелинейных систем с сильной положительной обратной связью. Все эти представления нелинейной динамики - горизонт прогноза, самоорганизация, параметры

порядка, режимы с обострением - имеют непосредственное отношение к проблемам стратегического прогноза и к проектированию будущего.

Над конструированием будущего трудятся тысячи ученых во многих развитых странах. В основе их поисков находится теория выдающегося экономиста Н.Д. Кондратьева. В соответствии с последней фундаментом экономического развития является смена технологических укладов. Кризисы, войны, смены партий у власти, стилей в искусстве, мод и исследовательских программ определяются циклами технологического развития или технологического уклада [7,8].

В рамках каждого технологического цикла осуществляется замкнутый цикл, включающий добычу и получение первичных ресурсов, все стадии их переработки и выпуск конечных продуктов. Жизненный цикл технологического уклада охватывает около столетия, причем период его доминирования в развитии экономики составляет от 40 до 60 лет.

Комплекс технологически сопряженных производств образует так называемое ядро технологического уклада. Нововведения, определяющие формирование ядра технологического уклада, получили название ключевого фактора. Отрасли, интенсивно использующие ключевой фактор и играющие ведущую роль в распространении технологического уклада, являются его несущими отраслями.

К настоящему времени (начиная с промышленной революции в Англии) можно выделить пять последовательно сменявших друг друга технологических укладов [9]. Структура нового (шестого) технологического уклада, определяющего среду распространения нанотехнологий, выглядит следующим образом:

Ключевой фактор - нанотехнологии, клеточные технологии и методы генной инженерии, опирающиеся на использование высокоразрешающих электронных, и атомно-силовых микроскопов.

Ядро - наноэлектроника, и нанофотоника, наноматериалы и наноструктурированные покрытия, нанобиотехнологии и наносистемная техника.

Несущие отрасли - электронная, ядерная и электротехническая промышленность, информационно-коммуникационный сектор, станко-, судо-, авто- и приборостроение, фармацевтическая промышленность, солнечная энергетика, ракетно-космическая промышленность, авиастроение, клеточная медицина, семеноводство, строительство и химико-металлургический комплекс [9].

В рамках каждого цикла существует естественный период развития макротехнологий. В начале имеет место развитие фундаментальной науки, подготовка кадров, организация опытно-конструкторских разработок (10-15 лет), далее следует создание технологий и быстрое совершенствование производства (10 – 15 лет) и наконец, распространение инноваций во всю техносферу и экономическую систему (10-15 лет). В итоге цикл охватывает промежуток времени от 30 до 45 лет.

Возможности, предоставленные V технологическим укладом (связанные в частности с развитием компьютерной техники, малотоннажной химии, телекоммуникаций и интернетом) были упущены нашей страной, втянувшейся в бесплодные разрушительные реформы последних двух десятилетий.

Сейчас весь мир готовится к технологическому скачку (который, судя по нашим прогнозам, начнется в 2014-2018 гг.). Локомотивными отраслями рождающегося VI технологического уклада, вероятно, станут нанотехнологии, биотехнологии, робототехника, новая медицина и новое природопользование. Сейчас и именно сейчас решается, какие страны, регионы, отрасли, корпорации станут ведущими, а какие - ведомыми на новом витке технологического развития. От эффективных, продуманных действий в этой сфере зависит будущее нашей цивилизации [7].

Системная причина охватившего мир глобального кризиса состоит в том, что отрасли V технологического уклада уже не дают прежней отдачи и не требуют тех гигантских финансовых средств, которые сегодня есть в мире.

С другой стороны, отрасли VI технологического уклада ещё не созрели для массированного вложения средств. И это межвременье естественно приводит к кризису. Поэтому нынешний период крайне важен для развития экономики. Именно сейчас отбираются и проходят обкатку те нововведения, под флагом которых будет происходить развитие до 2040-2050 годов. Мы находимся сейчас в точке бифуркации технологического пространства и имеем реальные возможности многое изменить [7].

Мировой рынок нанотехнологической продукции сейчас разделен. Доля России на этом рынке пока пренебрежимо мала (по оценкам [9] она составляет 0,04%). Естественно спросить, с какой продукцией мы намереваемся отеснить кого-нибудь из лидеров и за счет каких конкурентных преимуществ этого удастся достигнуть. В попытке ответить на этот вопрос следует учитывать, что нанотехнологии, как образно выразился Г.Малинецкий, выступают как приправа к основному блюду. Но этого блюда, (т.е. самих отраслей) в России пока фактически нет. Поэтому, решив готовить нанотехнологическую приправу, надо определиться, какую отрасль индустрии предполагается развивать благодаря ее использованию. Это вопрос государственного планирования, которым в СССР занимался Госплан. В современной России этим не занимается никто, в том числе и ГК «РоснаноТех».

Следует иметь в виду, что сценарий развития нанотехнологий и наноматериалов в России на перспективу до 2030 г. не является единственно возможным и существенно зависит от экономических, политических и социальных факторов, роль которых исключительно велика.

Сырьевая специализация, низкая оплата труда, слабое финансирование научных исследований, бегство капитала и утечка умов, вымывание национального дохода через обслуживание внешнего долга, утрата суверенитета в проведении экономической политики, определяемой рекомендациями МВФ - все эти характерные черты периферийной страны в настоящее время в существенной мере присущи российской экономике. По показателям средней продолжительности жизни, доле оплаты труда в ВВП, индексу развития человеческого капитала Россия опустилась до уровня отсталых стран.

Критическая зависимость нашей экономики от цен на энергоносители сделала нас заложниками процессов, происходящих за рубежом, в первую очередь, в США, далее в Европе и в Китае.

Если цены на нефть окажутся ниже 50 долларов США за баррель, то российскую экономику (да и не только ее) ожидают катастрофические последствия. Но и другая крайность не лучше. Д.А.Медведев убежден, что 140 долларов за баррель нефти тоже будет катастрофой, поскольку уничтожит все стимулы к развитию и похоронит надежды на модернизацию экономики страны.

При планировании антикризисных мер, как считают авторы [9], были допущены, по меньшей мере, три стратегических ошибки. Во-первых, неверно был поставлен диагноз - кризис рассматривался как только финансовый и краткосрочный, в то время как он оказался структурным и довольно длительным. Во-вторых, неверно был выбран главный объект приложения антикризисных мер - банковская система и финансовый рынок. На самом деле, меры по спасению банковской системы должны были рассматриваться в контексте более широкой программы предотвращения экономической депрессии. В-третьих, вместо использования рыночных механизмов упор был сделан на административные меры, которые в отсутствие стратегического плана и норм ответственности оказались малоэффективными и расточительными. Размещение полутора триллионов рублей в коммерческих банках без необходимого обеспечения обернулось вывозом полусотни миллиардов долларов за рубеж.

Переход от V к VI технологическому укладу, быть может, не случайно совпал с глобальным кризисом. Последний не может рассосаться по мановению магической палочки, а потребует колоссальных усилий и времени, масштабы которого непредсказуемы.

Переходный период от V к VI технологическому укладу сопряжен с необходимостью увеличения расходов на науку, особенно фундаментальную, с развитием которой по сути дела должны быть связаны первые 10-15 лет нового технологического уклада. Именно этот

путь избрали США, принявшие решение о почти двукратном увеличении научного бюджета в условиях глобального кризиса. В связи с этим заслуживает внимания выступление президента Б.Обамы на ежегодном собрании Американской Национальной Академии наук, заявившего, что “сегодня наука больше, чем когда-либо раньше нужна для нашего благосостояния, нашей безопасности, нашего здоровья, сохранения нашей окружающей среды и нашего качества жизни... Решение о поддержке науки, которое я принимаю сегодня, будут питать наши успехи в следующие 50 лет. В фундаментальную науку должно инвестировать государство: хотя риски здесь могут быть велики, но столь же велики могут быть выгоды для всей экономики и нашего общества”. В США было принято решение выделить около 3% ВВП на научные исследования и разработки, тогда как в российском бюджете на эти цели отведено около 1% ВВП. Если же учесть, что ВВП в США превышает ВВП России более чем в 10 раз, то по абсолютной величине финансирование фундаментальной науки в нашей стране отстает от США в 30 раз, и это без учета коррупционной составляющей, по уровню которой мы, несомненно, опережаем Америку. Между тем, лидерство в том или ином технологическом укладе требует от любой страны сверхусилий. Южная Корея стала одним из лидеров V уклада, но ей пришлось свыше 40% своего ВВП потратить на инвестиции в инновации. Работать, буквально затянув пояса. Постсоветская Россия «проспала» V уклад, занявшись, по образному выражению Г.Малинецкого, саморазгромом, самопоеданием и сверхпотреблением.

Переход в новый, VI технологический уклад по-прежнему намерены возглавить американцы, у которых над стратегией будущего трудятся высокие профессионалы из Института сложных систем, где работают 3 нобелевских лауреата по экономике, и из Института сингулярности, созданного совсем недавно Р.Курцвейлем при активной поддержке Google, NASA и DARPA (Департамент передовых разработок Пентагона).

В России также есть люди, способные сформировать идеологию инновационного, опережающего развития страны. К ним относятся С.Глазьев, С.Кара – Мурза, Г.Малинецкий, А.Паршев, М.Калашников и другие. Но, увы, нет пророков в своем Отечестве и разработки этих авторов пока не стали ведущей стратегией развития.

Справедливости ради надо сказать, что руководство страны осознает необходимость модернизации экономики и понимает, что «...посткризисная экономика должна базироваться на знаниях, на инновационных технологиях, а не на сырьевых возможностях России, столь бы безграничны они не были» (Д.А.Медведев). Тем не менее конкретные пути такой модернизации не всем кажутся однозначными. Это относится в частности к идее создания отечественной «силиконовой долины» в Сколково или к сокращению финансирования РАН, которое составляет сейчас немногим более 4% от суммы, выделяемой в бюджете РФ на науку, высшее образование и другие федеральные программы инновационной направленности.

Однако вернемся к проблеме развития нанотехнологий и наноматериалов. Прежде всего можно утверждать, что наступление эры нанотехнологий в мире так же неизбежно, как наступление эпохи двигателей внутреннего сгорания после века паровых машин. Другое дело, что львиная доля бюджетных средств, выделенных в нашей стране на развитие нанотехнологий, связано с деятельностью РОСНАНО и Национальной Нанотехнологической сети, возглавляемой Курчатовским институтом.

В соответствии с Федеральным законом «О российской корпорации нанотехнологий» от 19 июля 2007 г. № 139 – ФЗ направления расходования ее денежных средств предусматривают, в частности, финансирование проектов по внедрению нанотехнологий или производству продукции в сфере наноиндустрии в форме участия в уставных капиталах юридических лиц, в паевых инвестиционных фондах, инвестирующих средства в нанопроекты или в форме предоставления денежных средств на условиях возмездности, возвратности и срочности.

При резком снижении рыночной стоимости активов вариант долевого участия ГК «Роснано» в уставном капитале осваивающих нанотехнологии производств становится менее

привлекательным для инициаторов соответствующих проектов. В этих условиях нацеленность Корпорации на реализацию опционных программ для работников Корпорации, в том числе опционы на акции и доли в компаниях, создаваемых с участием Корпорации, может стать помехой для реализации ею своей миссии. Подписанный недавно Д.Медведевым закон «О внесении изменений в Федеральный закон «О Российской корпорации нанотехнологий» наделяет РОСНАНО правом привлекать заёмные средства, в том числе осуществлять эмиссию облигаций при наличии обеспечения, соответствующего требованиям законодательства РФ о ценных бумагах. Но и это ещё не всё. В настоящее время на обсуждении Госдумы находится законопроект о преобразовании Госкорпорации РОСНАНО в открытое акционерное общество, что, по мнению инициаторов проекта, должно обеспечить дополнительный приток средств для развития отечественной наноиндустрии за счет бизнеса, в том числе зарубежного.

При всех условиях развитию нанотехнологии и наноиндустрии должны предшествовать фундаментальные научные исследования (Ж.И.Алферов), которые непредсказуемы по последствиям. Попытки детерминировать научный поиск, загнать его в жёсткое прокрустово ложе, по нашему мнению, обречены на неудачу. Развитие нанонауки, нанотехнологии и наноиндустрии вполне возможно будет самым тяжёлым испытанием для доминирующей в России жёсткой системы административно-бюрократических отношений, неотъемлемой частью которой стали коррупция и сращивание чиновничества с бизнесом. Есть все основания полагать, что до тех пор, пока экстраприбыли будут обеспечиваться за счёт нефтяного, газового и строительного бизнеса, его воротилы предпочтут воздержаться от серьёзных инвестиций в развитие по-настоящему инновационных, но одновременно рискованных по последствиям вложений в создание наноиндустрии.

В этом смысле за рубежом ситуация кажется, несомненно, более благоприятной. В США, в Японии и в Южной Корее частный бизнес инвестирует наноразработки в объёме, не уступающем бюджетным расходам, и только за пять лет, с 1999 до 2004 г., размеры частных инвестиций в наноиндустрию возросли в 10 раз.

Но вернёмся к особенностям бизнеса в условиях так называемого нанобума. Как уже отмечалось выше, участниками бизнеса являются как крупные (Merck, IBM, DOW), так и малые компании, нередко создаваемые профессорами, сотрудниками и даже студентами университетов, которые, реализовав нанотехнологические идеи в лабораторных условиях, желают превратить их в источник прибыли. Но для создания фундамента, позволяющего производить коммерческие нанопродукты, необходимы огромные средства, которыми малые фирмы не располагают. Выход находят либо в поддержке университета, если он достаточно богат, либо в переходе под крыло крупных компаний. В нашей стране оба пути нереалистичны. Отечественные университеты, даже такие как МГУ, имеют (во всяком случае, пока) очень малый бюджет по сравнению с крупными американскими, такими как Корнеллский и Гарвардский университеты, Массачусетский технологический институт, Калифорнийский технологический институт, а крупные частные компании очень неохотно идут в инновационную сферу вообще и в нанотехнологии в частности.

Бюджет одного Гарвардского университета в два с лишним раза превышает бюджет всех институтов РАН.

Эффективность крупных проектов как основной формы развития нанобизнеса была поставлена под сомнение исходя из зарубежного, в первую очередь американского, опыта. Малые частные компании обычно более мобильны и, судя по опыту развития информационных технологий, Интернета, персональных компьютеров нередко добиваются большего успеха. Однако нанобизнес отличается от интернет-бизнеса тем, что он благодаря крайне высокой наукоёмкости базируется на более защищённой интеллектуальной собственности, которую легко запатентовать, но крайне трудно скопировать, не располагая лицензией. И далее, чем сложнее и оригинальнее нанопродукт (к получению которого в конечном счёте следует стремиться), тем труднее окупить расходы на его разработку. С этой

точки зрения гораздо более привлекательны относительно простые нанопродукты, такие как оксидные нанопорошки или наносенсоры на основе металлических сплавов или полимеров.

Есть мнение, что малый бизнес должен развиваться вокруг крупных компаний. Однако указанная выше специфика зарубежного нанобизнеса свидетельствует об обратном. По данным Национального научного фонда США каждый доллар, вложенный в малые предприятия, приносит в среднем в 24 раза больше прибыли, по сравнению с долларом, вложенным в крупные компании. Недаром основатель и владелец одной из первых американских нанотехнологических компаний ZyVex Дж. фон Эр, критикуя идею создания нанотехнологической мегакомпании в России, заявил, что «если есть много денег, то надо запускать кучу малых проектов, направленных на решение важных, но предельно конкретных задач. А в России пока нет индустриальной базы, бизнес-планов и традиций венчурного финансирования, чтобы создавать небольшие компании, которые потом будут расти, как Google».

Американский опыт показывает, что нанотехнологический бизнес не может быть успешным, если не привлекать в качестве консультантов высококвалифицированных специалистов из числа университетских профессоров. И хотя такие консультации стоят довольно дорого, именно они позволяют сберечь многие миллионы долларов, вкладываемые в развитие производства нанопродуктов. М. Патнер, профессор Northwestern University, анализируя пути повышения прибыльности нанобизнеса, пришёл к следующему выводу: задача заключается не в том, чтобы построить бизнес, подходящий для нанотехнологии, а в том, чтобы создать нанотехнологии, подходящие для бизнеса.

Долгосрочные прогнозы развития нанотехнологий и наноматериалов стали своеобразным приоритетом деятельности российских экономистов сравнительно недавно, и тем не менее аналитические обзоры на эту тему буквально захлестнули научную, околонуучную и совсем ненаучную литературу. Рупорами российского сообщества, анализирующего будущее nanoиндустрии, стали журналы «Российские нанотехнологии» и «Форсайт», созданные соответственно в 2006 и 2007 гг.

Идеологические установки деятельности в области научно-технического прогноза были сформулированы в статьях, опубликованных в первом номере журнала «Форсайт» (Я.И.Кузьминов. Перспективы Форсайта в России безграничны и Л.М.Гохберг. Будущее как стратегическая задача).

Не отрицая целесообразности прогнозирования научно-технического развития в целом, следует отметить, что ценность любого прогноза базируется на используемых аналитиками инструментах, к числу которых относятся в первую очередь метод Дельфи (А.В.Соколов, С.А.Шашнов, О.И.Карасев, В.А.Рудь. Долгосрочный прогноз развития российской nanoиндустрии с использованием метода Дельфи. Российские нанотехнологии. 4, № 5-6, стр. 17-23, 2009) и технологические дорожные карты (А.В.Соколов, О.И.Карасев. Форсайт и технологические дорожные карты для nanoиндустрии. Российские нанотехнологии. 4, № 3-4, стр.8 – 15, 2009).

Наибольшим опытом разработки научно-технологических прогнозов с использованием метода Дельфи, по-видимому, располагает Япония. Особенностью метода Дельфи, который применили в японском прогнозе, является многораундовый характер экспертных опросов. Опрос экспертов проводится в два последовательных раунда, причем в ходе второго раунда экспертам сообщаются интегрированные результаты первого раунда. Такой подход позволил уточнить обобщенное мнение экспертной группы и повысить согласованность итоговых оценок.

Восьмой японский прогноз, завершённый в 2005 г., является характерным примером национального Форсайт-проекта, в котором нанотехнологии рассматриваются в качестве одного из приоритетных направлений инновационного развития. В ходе исследования экспертами были проанализированы 858 тем, сгруппированных в 13 тематических разделов. Общее число экспертов, которые приняли участие во втором туре опроса, составляло 2239 человек, причем нанотехнологическая тематика в прогнозе была распределена по разделам,

каждому из которых дана краткая характеристика в плане его научной и экономической значимости:

1. моделирование наноматериалов;
2. наноизмерения и наноанализ;
3. нанотехнологии в производственных процессах;
4. нанотехнологии для получения новых материалов и веществ;
5. управление структурой материалов на наноуровне;
6. наноприборы и сенсорные наноустройства;
7. наноэлектромеханические системы (НЭМС);
8. нанотехнологии для экологии и энергетики;
9. нанобиологические устройства;
10. нанотехнологии и качество жизни.

Прогноз позволил оценить сроки получения принципиально значимых нанотехнологических решений, которые в дальнейшем могут найти практическое применение. Что же касается регулярного коммерческого использования, то оно, по оценкам японских экспертов, станет возможным спустя приблизительно еще 10 лет.

При использовании метода Дельфи сотрудниками Высшей школы экономики для участия в опросе были отобраны эксперты из числа ведущих специалистов в области науки, образования, промышленности, бизнеса, представителей органов государственного управления. Опрос проводился более чем в 40 российских регионах. В первом туре опроса приняло участие свыше двух тысяч человек, представлявших около тысячи научно-исследовательских центров и производственных предприятий по всем важнейшим направлениям развития науки, технологий и техники. Во втором туре опроса анкеты были получены от 1435 экспертов. Круг задаваемых экспертам вопросов включал оценку важности отдельных научно-технологических разработок, их ожидаемые результаты, сроки реализации, уровень российских разработок в сравнении с мировым, меры необходимой поддержки и т.д.

Проведенное исследование позволило рассчитать обобщающий показатель, отражающий совокупное экспертное мнение относительно значимости отдельных инновационных разработок - так называемый **индекс важности**. Согласно экспертным оценкам, его наибольшее значение характерно для технологий создания мембран и каталитических систем - средний индекс важности в этой области равен 87.0 при максимальном значении 100. При этом технологии создания биосовместимых материалов, создания и обработки полимеров и кристаллических материалов отстают от лидирующей области лишь на 1.2 и 1.3 пункта соответственно.

Однако есть основания сомневаться в достоверности такого прогноза, поскольку чисто статистические оценки кажутся нам неприменимыми в данном конкретном случае. Проблема развития нанотехнологий и наноматериалов исключительно сложна, междисциплинарна и требует привлечения высокопрофессиональных экспертов, число которых в стране при всех обстоятельствах ограничено. Сам отбор этих экспертов кажется нам неоднозначным и требует исключительной осторожности. Проблему надо решать не числом, а качеством экспертов, позиции которых могут существенно расходиться.

Другим важным методом Форсайта являются **технологические дорожные карты**, разработанные, в частности, сотрудниками Высшей школы экономики по заказу Госкорпорации Роснано.

Технологическая дорожная карта — это направленный в будущее взгляд на выбранный круг проблем, представляющий собой продукт коллективного знания и предвидения наиболее авторитетных специалистов. Она дает комплексное, взаимосвязанное представление о перспективах развития технологий в конкретных сферах деятельности, позволяя взаимно увязать программы научных исследований, создания промежуточных и конечных продуктов, а также показать их связь с намеченными целями развития.

Дорожные карты имеют ряд отличий от других методов прогнозирования. Существенная особенность метода заключается в том, что он не только позволяет сформировать определенное видение будущего, но и способствует вовлечению научного, образовательного и бизнес-сообществ в процесс достижения поставленных целей. Это достигается за счет широкого использования экспертных методов при построении дорожных карт, развития системы коммуникации и механизмов обратной связи между участниками.

Отличительной чертой дорожных карт является детальный учет фактора времени. Этапы инновационного цикла для различных продуктов и технологий отображаются на единой линии времени, при этом делается акцент на согласовании временных координат действий и событий. Такой подход позволяет связать воедино планы научных исследований, разработки и внедрения продуктов. Дорожная карта позволяет определить степень готовности к производству отдельных видов продукции, одновременно давая представление о долгосрочных тенденциях развития рынка. Благодаря этому, например, можно оценить необходимость фундаментальных исследований в тех областях, которые не дают быстрого коммерческого эффекта, но являются стратегически важными для развития отрасли.

Еще одна важная особенность дорожных карт — представление результатов исследования в четкой и понятной форме. Ядром дорожной карты является визуальная схема движения к намеченной цели, которая интегрирует другие компоненты исследования.

Метод дорожных карт может реализовываться различными способами, делая упор как на технологические («technology push»), так и на рыночные («market pull») аспекты. В зависимости от поставленных целей исследования могут применяться разные типы дорожных карт — продуктовые карты (product planning), карты для планирования программ (program planning) и процессов (process planning). Дорожные карты нашли широкое применение в бизнесе.

В числе известных исследовательских проектов, связанных с построением дорожных карт развития нанотехнологий, следует упомянуть «Технологическую дорожную карту для производственных наносистем», созданную в октябре 2007г. Институтом нанотехнологического Форсайта (Foresight Nanotech Institute). В проекте, реализованном при поддержке фондов Waitt Family Foundation, Sun Microsystems и компании Nanorex, Zyvex Labs и Synchrona, были рассмотрены проблемы создания атомарно-прецизионных технологий (Atomically precise technologies, АРТ) с временным горизонтом 30 лет. Эта дорожная карта наглядно показывает, что намеченной цели можно достичь путем стимулирования международного сотрудничества, сконцентрировав усилия на двух стратегиях, которые могут иметь значительный долгосрочный эффект — на разработке атомарно-прецизионных технологий по производству «чистой» энергии и созданию экономически эффективной энергетической инфраструктуры, а также по производству новых нанолечейств и функциональных терапевтических и диагностических устройств *in vivo* и *in vitro*.

Проблема Форсайта дорожных карт и индикаторов в области нанотехнологий и наноиндустрии была предметом детального обсуждения на Втором международном Нанофоруме, проведенном ГК Роснано в октябре 2009г.

А.Наумов (Минобрнауки РФ) отметил, что совокупный объем бюджетных вливаний для реализации программ развития наноиндустрии РФ до 2015 г. должен составить 318 млрд. руб., причем уже на первом этапе (до 2011гг.) запланировано создать около 20 тыс. новых рабочих мест.

Майкл Холман (Lux Research, США) подчеркнул, что существенного экономического эффекта стоит ожидать лишь от революционных разработок на их основе, а не от усовершенствования отдельных свойств существующей нанопродукции. В 2015г. влияние нанотехнологий на промышленный сектор будет кардинально иным, чем сегодня. К этому времени общий объем доходов в мире по всей цепочке создания нанопродуктов должен составить около 2.5 трлн. долл.

М. Холман объяснил логику появления востребованных нанотехнологий, которая обусловлена необходимостью решений определенных глобальных проблем, например нехватки пресной воды.

В связи с ростом населения Земли к 2030г. потребление воды возрастет на 40%. Создание новых технологий ее очистки - масштабная задача, решением которой может стать использование керамических мембран в качестве фильтров для очистки воды*. В энергетическом секторе нанотехнологии могут повысить эффективность солнечных батарей, а в нефтегазовом - использоваться для разведки месторождений и повышения качества нефтепродуктов.

Ханс Педерсен (Директорат Еврокомиссии по научным исследованиям) отметил, что подлинный потенциал нанотехнологий до конца еще не раскрыт, а новые коммерческие возможности появляются здесь не столь динамично, как в традиционных отраслях. Это объясняется особенностями самой нанонауки и переходом исследований на кардинально новый уровень, где ключевую роль играют комплексные, междисциплинарные и межотраслевые факторы. Применение нанотехнологий в промышленности требует более серьезных усилий, чем было необходимо ранее - более широкого охвата знаний, синтеза подходов и взаимодействия специалистов из разных сфер. Появляется спрос на принципиально новых специалистов, которые могут оперировать со сверхсложными технологиями.

В заключительном докладе Марсель Ван де Воорде (Дельфтский университет, Нидерланды) представил обзор современного спектра применений наноматериалов. По его мнению, условием будущего успеха являются фундаментальные исследования, в которых важную роль сыграют наноматериалы третьего поколения и нанокomпьютерное моделирование. Среди основополагающих принципов эффективного развития европейской nanoиндустрии была отмечена важность создания центров совершенства в сфере нанонауки, нанотехнологий и экономики, а также укрепления кооперации между университетами, исследовательскими центрами, компаниями-производителями и рынком.

Выбор важнейших направлений чисто фундаментальных и ориентированных на решение практических проблем фундаментальных исследований в области нанотехнологий и наноматериалов представляется крайне непростой и вместе с тем исключительно важной задачей [4].

Но вернемся к вопросу о достоверности прогнозов инновационного развития России, без сомнения связанного с развитием нанотехнологий и наноматериалов. Прежде всего, следует отметить исключительную противоречивость этих прогнозов. По мнению аналитиков ведущей аудиторной и консалтинговой компании Pricewaterhouse Coopers (PwC), опубликовавших 22.10.2009 г. доклад о перспективах мировой экономики, к 2030 г. Россия станет самой мощной экономической державой Европы и пятой в мировом рейтинге (Китай, США, Индия, Бразилия, Россия, Германия, Мексика, Франция, Великобритания). Приблизительно к тому же выводу пришел и А.Чубайс, выступавший днем позже на международной конференции «Россия и мир» в Академии народного хозяйства РФ, но обусловивший такой прогресс рядом условий, включая изменение законодательства, внедрение новых инновационных программ и поддержку государства. Вместе с тем он отметил, что указать направления инновационного прорыва крайне трудно, хотя фантастические перспективы, по его мнению, имеют нанокomпозиционные материалы.

Намного менее оптимистичны оказались многие другие российские аналитики. Так научный руководитель Высшей школы экономики Е.Ясин заявил, что строительство инновационной экономики в России потребует не менее полувека, а директор Института глобализации М.Делягин считает, что бессмысленно говорить о сроках строительства инновационной экономики, покуда не удастся победить коррупцию и тотальный произвол монополий. Наконец, директор департамента стратегического анализа компании ФБК

* Разумеется, что решение проблемы чистой воды ни в коей мере не связано со скандально известными «достижениями» В.И.Петрика и его уважаемых соавторов

И. Николаев заявил, что делать прогнозы на 20 лет вперед – занятие явно неблагодарное, теоретически возможно все, но что будет на практике, не знает никто, тем более, что тенденции наблюдаются совершенно иные. По итогам 2009 г. Россия в двадцатке ведущих экономик мира показала наихудший результат (промышленное производство за год упало на 10,8%).

Итак, возникает вопрос, насколько разумны долгосрочные прогнозы, и, если это так, то чем ограничена область их применения.

По нашему мнению, любой долгосрочный прогноз, в том числе прогноз развития нанотехнологий, имеет право на существование только в том случае, если он включает:

1. Возможные сценарии развития событий, начиная от самых оптимистических и кончая наиболее пессимистичными.

2. Определение конкретных политических, социальных и экономических условий, соблюдение которых необходимо для реализации различных сценариев развития.

3. Анализ активных творческих действий, которые необходимо предпринять научному сообществу, чтобы достичь необходимого прогресса. Попытка такого анализа была предпринята на примере основных направлений фундаментальных и ориентированных исследований в области наноматериалов автором совместно с Е. А. Гудиным [4].

Литература

1. Verube David M. Nano-Hype. The Truth behind the Nanotechnology Buzz. Amherst – New York.: 2005.

2. Третьяков Ю.Д. Вестник РАН, 79, 3 (2009).

3. Биотехнология: Взгляд в будущее. Под ред. К.Г.Скрябина. Москва (2008).

4. Третьяков Ю.Д., Гудин Е. А. Успехи химии, 78, 867, (2009).

5. Gleick James. Chaos, Making a New Science. New York: Penguin Books. 1987.

6. Курдюмов С.П., Малинецкий Г.Г. Медведев И.Г., Митин Н.А. Безопасность Евразии, № 2, 481 (2001).

7. Наука России. От настоящего к будущему. Под ред. В.С.Арутюнова, В.Г.Лисичкина, Г.Г.Малинецкого. URSS, Москва, 2009г.

8. Каблов Е.Н. Наука и жизнь. № 4, 2 – 7 (2010).

9. Нанотехнологии как ключевой фактор нового технологического уклада в экономике. Под ред. С.Ю.Глазьева и В.В.Харитонов. Изд-во «Тривант», Москва, 2009г.

НАНОМАТЕРИАЛЫ И НАНОТЕХНОЛОГИИ В МАШИНОСТРОЕНИИ

Витязь П.А.

Президиум Национальной академии наук Беларуси, г. Минск, Беларусь
vitiaz@presidium.bas-net.by

Сегодня мы наблюдаем очередной экономический виток эволюции, в основе которого – создание VI-го технологического уклада, основной особенностью которого является широкое использование наноматериалов и нанотехнологий. Наноматериалы и нанотехнологии – важнейшая область новой техники, призванная изменить все сферы экономики, улучшить качество жизни и экологию. На научные и прикладные исследования в этой перспективной области выделяются миллиардные дотации, во многих странах мира приняты крупные национальные программы. Резко возросший интерес к наноматериалам и нанотехнологиям вызван огромным значением для фундаментальной науки нового научного направления, возникшего на стыке физики, химии, материаловедения, биологии, медицины, а также перспективным прикладным значением для многих отраслей народного хозяйства: промышленности, медицины, сельского хозяйства, энергетики, специальной техники, охраны окружающей среды, космических исследований и др.

В Беларуси работы в области наноструктурных материалов были начаты задолго до нынешнего нанотехнологического бума. Исследования по интенсивной пластической деформации металлов, выполненные в 70-х годах прошлого века проф. В.М.Сегалом в Физико-техническом институте НАН Беларуси, позволили разработать метод равноканального углового прессования, обеспечивающего за счет измельчения зерна до наноразмеров под действием интенсивных напряжений и деформаций сдвига в очаге деформации значительное повышение твердости (в 3-5 раз) и предела текучести (в 2-4 раза) материала.

Систематические исследования в области наноматериалов и нанотехнологий в Беларуси были начаты в 2003 году в рамках Государственной комплексной программы научных исследований «Наноматериалы и нанотехнологии» и заданий ряда других программ. Основными из них являются: исследования и диагностика материалов, сред и систем с низкоразмерным структурированием; синтез, изучение структуры, физико-химических, электрофизических и магнитных свойств наноразмерных материалов различного назначения; развитие методов и технологических основ создания и разработки новых углеродных, сверхтвердых, тугоплавких, магнитных, композиционных наноматериалов в виде керамических, полимерных, слоистых и пленочных структур и изделий на их основе, создание новых адсорбентов, катализаторов, ионообменников, эмульсий, имплантатов, фильтров, мембран, сенсоров; разработка и исследование устройств и систем наноэлектроники на основе наноструктурированных кремния и окиси алюминия, а также органических и неорганических молекул для использования в ряде отраслей народного хозяйства.

В работе приведены примеры практического использования наноматериалов и нанотехнологий при разработке машиностроительной продукции. Разработаны наноконпозиционные материалы и покрытия триботехнического и инструментального назначения, включая смазочные материалы для тяжело нагруженных узлов трения мобильных машин и технологического оборудования, электрохимические покрытия для штоков гидроцилиндров, деталей погружных насосов, режущего инструмента, оксидокерамические покрытия для элементов пневмоаппаратуры, штамповой оснастки, тормозных дисков и барабанов мотоциклов, композиционные полимерные материалы и покрытия для узлов трения, сверхтвердые материалы для режущих элементов лезвийного инструмента по обработке закаленных сталей и чугунов, суспензии для магнитно-абразивной полировки монокристаллических кремниевых пластин, лазерных кристаллов и других прецизионных изделий, требующих суперфинишной обработки и др.

ОБЩАЯ СЕКЦИЯ

ПРИГЛАШЕННЫЕ ДОКЛАДЫ

ОБЪЕМНЫЕ КОНСОЛИДИРОВАННЫЕ НАНОМАТЕРИАЛЫ

Алымов М.И.

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

Методы порошковой металлургии позволяют получать различные виды металлических, керамических, композиционных и полимерных наноматериалов: нанопорошки, многослойные и волокнистые материалы, наноструктурные покрытия и пленки, а также объемные наноструктурные материалы. Основной задачей при консолидации нанопорошков является подавления роста зёрен после спекания отдельных наночастиц в зерна. На начальной стадии спекания нанопорошков происходит быстрое уплотнение. На этой стадии размер зерна не полностью спечённого материала остаётся малым вследствие наличия однородно распределённых нанопор, которые являются барьерами для миграции границ зёрен. Однако, на последней стадии спекания (при относительной плотности более 90 %), когда нанопоры начинают исчезать, происходит аномальный рост зёрен, часто приводящий к росту зёрен до микронный размеров.

При спекании порошков образуются перешейки между частицами, при этом плотность порошковых компактов может возрасть. Даже для чистого однокомпонентного материала действуют, по крайней мере, шесть различных механизмов диффузионного перенос вещества к растущему перешейку между частицами: поверхностная диффузия по поверхности частицы, объемная диффузия от поверхности частицы, перенос через паровую фазу, зернограничная диффузия от границы раздела между частицами, объемная диффузия от границы раздела между частицами и объемная диффузия от дислокаций. Только механизмы зернограничной и объемной диффузия от границы раздела между частицами приводят к уплотнению компакта. Приложение давления еще более усложняет спекание из-за появления новых механизмов и усиления действия некоторых механизмов спекания.

К настоящему времени разработаны методы консолидации НП до полной плотности: спекание под давлением, горячее (теплое) изостатическое прессование, экструзия, плазменно-искровое спекание, контролируемое спекание. Добавка может формировать лёгкоплавкую эвтектику по границам зёрен, которая, вследствие понижения температуры спекания, также приводит к снижению роста зёрен.

Порошковые нанотехнологии имеют отношение ко всем видам наноматериалов: непосредственно к нанопорошкам – получение нанопорошков; для нанесения износостойких покрытий применяют наноструктурированные порошки, например, порошки твердых сплавов на основе карбида вольфрама. Композиционные наноматериалы изготавливают с добавлением нанопорошков, например, в резину добавляют упрочнитель – нанопорошок диоксида кремния. И, наконец, одним их основных методов получения объемных наноматериалов является метод консолидации нанопорошков.

Преимуществом порошковой технологии является возможность получать заготовки и изделия разнообразной формы и размеров практически из всех видов материалов: металлических, керамических, полимерных и композиционных. Недостатком этой технологии является необходимость применения специального оборудования для сохранения наноструктуры при достижении достаточно высокой плотности.

Повышение износостойкости наноструктурированных твердых сплавов позволяет изготавливать из них металлообрабатывающий и металлорежущий инструмент (свёрла, режущие пластины, прокатные валки), износостойкие детали (ножницы по металлу, отрезные вставки, вставки вырубных штампов, формообразующий инструмент, фрезы для стоматологии, сопла насадки для гидроабразивной резки), микро-сверла и другой инструмент для электронной промышленности и др.

ОБЪЕМНЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ИННОВАЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

Валиев Р.З., Еникеев Н.А., Мурашкин М.Ю., Семенова И.П.

Институт физики перспективных материалов и Наноцентр, Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
rzvaliev@mail.rb.ru

В последние годы разработка объемных наноструктурных металлических материалов становится одним из наиболее актуальных направлений современного материаловедения. Создание наноструктур в металлах и сплавах открывает путь для получения необычных свойств, весьма привлекательных для инновационных применений [1,2]. Особое внимание в этой теме привлекает использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД), поскольку это открывает возможности разработки технологий получения объемных полуфабрикатов из наноструктурных материалов в виде прутков, тонких фольг, проволоки для различных конкретных применений. В настоящее время здесь происходит переход от лабораторных методов ИПД, таких, как кручение под давлением, равноканально - угловое прессование (РКУП) и других, к созданию опытно - промышленных ИПД - технологий, основанных на непрерывных процессах, например, РКУП - Конформ. В докладе детально рассмотрены эти новые тенденции в развитии методов получения объемных наноматериалов.

Большой прогресс был получен в последние годы также в разработке физических принципов повышения свойств наноматериалов. Как известно, наноструктурные металлы и сплавы, обладая очень высокой прочностью, часто демонстрируют ограниченную пластичность и даже могут быть хрупкими, что препятствует их широкому использованию в качестве конструкционных материалов.

В докладе показано, что, используя принципы зернограничной инженерии [3], т.е. создавая преимущественно большеугловые границы зерен с неравновесной структурой или формируя зернограничные сегрегации и выделения, удастся обеспечить в наноматериалах уникальное сочетание высокой прочности и пластичности и, как результат, получить материалы с высокой усталостной прочностью, долговечностью, повышенной ударной вязкостью. Представлены примеры успешной реализации этих принципов повышения свойств для ряда промышленных сплавов на основе алюминия, титана и малоуглеродистых сталей.

В докладе также рассмотрены первые опытные изделия для инновационных применений в технике и медицине и обсуждены пути коммерциализации этих разработок.

Литература

1. *Валиев Р.З., Александров И.В.* Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007, 398 с.
2. *Valiev R.Z., Zehetbauer M., Estrin Yu., Hoppel H.W., Ivanisenko Yu., Hahn H., Wilde G., Roven H.J., Sauvage X. and Langdon T.G.* The innovation potential of bulk nanostructured materials // *Advanced Engineering Materials*, vol. 9 №7, p. 527 (2007).
3. Валиев Р.З., Еникеев Н.А., Мурашкин М.Ю., Александров С.Е., Гольдштейн Р.В. Сверхпрочность ультрамелкозернистых алюминиевых сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией // Доклады Академии Наук, т. 432, №6, с. 757 (2010).

THE EVOLUTION OF MACRO- AND MICROTTEXTURE DURING EQUAL-CHANNEL ANGULAR PRESSING (ECAP) OF ALUMINUM

Zhilyaev A.P.¹, McNelley T.R.²

¹ *Institute for Metals Superplasticity Problems, RAS, Ufa, 450001 Russia and Centro Nacional de Investigaciones Metallurgicas, CSIC, Avda. Gregorio del Amo, 8, 28040 Madrid, SPAIN*

² *Department of Mechanical and Astronautical Engineering, Naval Postgraduate School, Monterey, CA 93943 USA
AlexZ@anrb.ru*

Highly refined microstructures may be produced by imposing exceptionally large strains using various processing methods: repetitive equal channel angular pressing (ECAP) [1]; high-pressure torsion (HPT) [2]; accumulative roll-bonding (ARB) [3]; or friction stir processing (FSP) [4]. However, HPT is restricted to small samples and ARB must involve reduction in cross-section in order to achieve effective bonding. The FSP approach involves complex thermomechanical cycles and its applicability in production of highly refined microstructures in bulk material remains to be established. Repetitive ECAP at ambient temperature has emerged as effective processing method for achieving such microstructures as well as excellent strength-ductility combinations in metals and alloys. Such ECAP processing not only reduces the grain size but also results in preferred lattice orientation, or texture, in the material [5]. Data on the evolution of the orientation distribution and the development of texture is required in order to understand and model the ECAP process in production of fine-grained materials. The strain path during repetitive ECAP depends on the processing route and it is necessary to evaluate the orientation distribution and the texture as a function of the number of passes for the different ECAP routes. In the present investigation, we have studied the development of textures using X-ray diffraction for aluminum processed by two different ECAP routes (A, C) and results are compared with textures obtained by electron backscatter diffraction (EBSD) analysis. Similarities and differences in the resulting pole figures depend on location of the EBSD analysis in partially pressed billets, and the relevant factors are discussed.

References

1. Valiev R., Langdon T. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // *Progr. Mater. Sci.*, vol. 51, pp. 881 (2006).
2. Zhilyaev A., Langdon T. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Progr. Mater. Sci.*, vol. 53, pp. 893 (2008).
3. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. Novel Ultra-High Straining Process for Bulk Materials Development of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process // *Acta Mater.*, vol. 47, pp.579 (1999).
4. Mishra R., Mahoney M. (Eds). Friction Stir Welding and Processing. ASM International.(2007).
5. Beyerlein I., Toth L. Texture evolution in equal-channel angular extrusion // *Progr. Mater. Sci.*, vol. 54, pp. 427 (2008).

СТРУКТУРНАЯ АТТЕСТАЦИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ПОЛЕВОЙ ИОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Ивченко В.А.

*Институт электрофизики Уральское отделение РАН, г. Екатеринбург
ivchenko@ier.uran.ru*

Известно, что наноструктуры обладают широким комплексом высоких физических и механических характеристик. К внешним воздействиям на структуру материалов относятся и лучевые технологии. Отсюда возникает необходимость экспериментальной аттестации получаемых в результате интенсивных внешних воздействий наноструктурированных и наноразмерных материалов в наномасштабе.

Целью настоящего доклада является применение прямых методов полевой ионной микроскопии (ПИМ) и атомных зондов ПИМ для диагностики наноструктурных состояний металлических материалов и покрытий на атомно-пространственном уровне.

Использование методов ПИМ позволяет непосредственно регистрировать атомно-чистую поверхность и анализировать объект исследования в приповерхностном объеме с пространственным разрешением поверхностных атомов и таким образом однозначно определять полученные на поверхности и в приповерхностном объеме структурные изменения и новые, возникшие под влиянием определенного интенсивного воздействия, кристаллические структуры. Атомный зонд полевого ионного микроскопа (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. Томографический атомный зонд полевого ионного микроскопа (ТАЗПИМ) позволяет реконструировать элементное распределение атомов изучаемого объекта в объеме $15 \times 15 \times L$ нм³ в процессе последовательного полевого испарения одного атома за другим с поверхности образца.

Одна из задач доклада – проинформировать о возможностях нового сканирующего томографического атомного зонда или атомного зонда с локальным электродом (LEAP 3000X Metrology System). Эта метрологическая система LEAP 3000X способна обеспечить пространственное атомное разрешение, определить композиционный состав и провести анализ реконструированного объема не только металлических, но и полупроводниковых и даже керамических материалов. LEAP обеспечивает при поле зрения 100 нм в диаметре, сбор информации с материала-образца – со скоростью 20 миллионов ионов в час, т.е. 3-мерная реконструкция элементного состава происходит с образца, имеющего 100 нм в диаметре и 50 нм в глубину в течение часа.

На примере оригинальных результатов исследования различных наноструктурированных материалов, полученных после интенсивных внешних воздействий, показано атомно-пространственное строение таких структурных дефектов как - ширина граничной области интерфейсов нанозерен; определение состава нанофаз и т.д. Рассматриваются вопросы влияния структуры границ нанозерен на механические свойства различных веществ.

Работа выполнена при поддержке Уральского отделения РАН (Программа ОФН РАН № 5 «Физика новых материалов и структур»).

РОЛЬ ГЕОМЕТРИЧЕСКИ НЕОБХОДИМЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В МИКРООБЛАСТИ РАЗМЕРОВ ЗЕРЕН И ФРАГМЕНТОВ

Козлов Э.В., Попова Н.А., Конева Н.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск
kozlov@tsuab.ru*

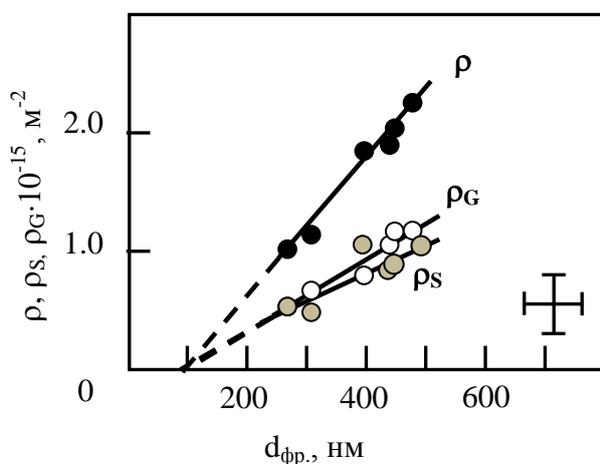
Проведено сравнение скалярной плотности дислокаций от размера зерна как на микро-, так и на мезоуровне. Если на микроуровне измельчение размера зерна приводит к уменьшению плотности дислокаций, то на мезоуровне эффект противоположный: с уменьшением размера зерна плотность дислокаций возрастает. Различное поведение плотности дислокаций от размера зерна принципиально отличает микроуровень (или наноуровень) от мезоуровня. Такое различие характеризует критическое поведение дислокационной структуры в поликристаллах микро- и мезоуровня.

Скалярную плотность дислокаций ρ можно разделить на две компоненты: плотность статистически запасенных дислокаций (SSD) и плотность геометрически необходимых дислокаций (GND): $\rho = \rho_s + \rho_G$, где ρ_s – плотность SSD, ρ_G – плотность GND. SSD тормозятся относительно слабыми барьерами – другими дислокациями. Если в металле или сплаве присутствуют более прочные барьеры, то происходит накопление GND. Плотность GND пропорциональна градиенту деформации. Известно, что плотность избыточных дислокаций ρ_{\pm} пропорциональна кривизне-кручению кристаллической решетки. Отсюда:

$$\rho_{\pm} = \rho_G = \frac{1}{b} \frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = Rb^{-1}$$

где $\frac{\partial \varphi}{\partial \ell} = \chi$ – градиент кривизны-кручения кристаллической решетки, который может быть определен из параметров изгибных экстинкционных контуров, наблюдаемых на электронномикроскопических изображениях, R – радиус изгиба кристаллической решетки, b – вектор Бюргера.

Рассмотрены методы измерения плотности как GND, так и избыточных дислокаций. Проведены измерения этих величин на поликристаллах чистых металлов, твердых растворов и сталей. Установлена зависимость плотности GND от размера зерна, размера дислокационных фрагментов и дислокационных ячеек. С уменьшением размера зерна меди, изготовленной методом КГД, ρ уменьшается, а ρ_G растет. С измельчением размера структурного элемента (нанозерна, фрагмента) доля GND всегда возрастает.



Зависимости ρ , ρ_s и ρ_G от среднего размера фрагментов $d_{фр}$ с сетчатой дислокационной субструктурой в деформированной ОЦК стали

На рисунке представлена зависимость скалярной плотности дислокаций и ее компонентов ρ_s и ρ_G от размера фрагментов мартенситной стали. Хорошо видно, что все три величины убывают с уменьшением размера фрагментов. При этом критический размер бездислокационного фрагмента находится вблизи $d_{фр} = 100$ нм. Несомненно критические размеры зерен в субмикрполикристаллах и размеры бездислокационных фрагментов совпадают вследствие единой природы физических причин, обеспечивающих линейную зависимость плотности дислокаций от размера структурных образований: $\rho = cd$, где $c = \text{const}$, d – размер зерна или фрагмента.

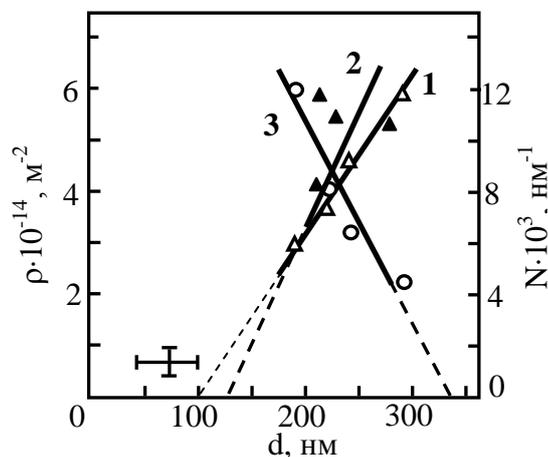
ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА СКАЛЯРНУЮ ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ И ПЛОТНОСТЬ СТЫКОВЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ

Конева Н.А., Попова Н.А., Козлов Э.В.

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

В настоящее время существует несколько способов получения ультрамелкозернистых поликристаллов (УМЗ) методами интенсивной пластической деформации. Наиболее популярными из них являются равноканальное угловое прессование (РКУП) и кручение под гидростатическим давлением (КГД). Целью настоящей работы является исследование зависимости плотности дефектов от размера зерен в чистых металлах – никеле и меди. В работах авторов (см., например, [1]) установлено, что уменьшение размера зерен в мезообласти приводит к увеличению плотности дислокаций, тогда как уменьшение размера зерен на микроуровне приводит к уменьшению плотности дислокаций. Классификация поликристаллов по размерам зерен приведена в [2].

На рисунке представлены зависимости плотности дислокаций от размера зерен меди в интервале 200...400 нм. Поликристаллы были приготовлены методом РКУП и КГД. Оба спо-



Зависимость скалярной плотности дислокаций ρ (1, 2) и плотности частичных дисклинаций N (3) в стыках зерен от среднего размера зерен d . Медь, изготовленная методами КГД (1, 3) и РКУП (2)

способа приготовления обнаруживают одинаковую зависимость скалярной плотности дислокаций от размера зерен. Во-первых, плотность дислокаций уменьшается с уменьшением размера зерен. Во-вторых, бездислокационные зерна формируются при их критическом размере $d_{кр} \approx 100$ нм. К настоящему моменту известно, что существуют критические размеры зерен поликристаллов [3], достижение размеров которых сопровождается существенным изменением свойств материала. Первый критический размер зерна $d_1^{кр} \approx 10$ нм, при котором происходит обнуление коэффициента Холла-Петча k . Второй критический размер $d_2^{кр} \approx 100$ нм, при котором формируются бездислокационные зерна. Обнаружение бездислокационных зерен $d \leq d_2^{кр}$ не означает образование бездефектного материала: уменьшение скалярной плотности дислокаций компенсируется возрастанием плотности частичных дисклинаций [4], расположенных на границах зерен и особенно в их стыках. На рисунке выполнено сравнение зависимостей плотности дислокаций и дисклинаций от размера зерен УМЗ меди. Видно, что с уменьшением размера зерен плотность дисклинаций растет, а скалярная плотность дислокаций уменьшается, то есть механизм деформации становится преимущественно дисклинационным.

Литература

1. Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. Зёрненная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня //Физ. Мезомех. – 2009. – Т.12. – №4. – С.93-106.
2. Козлов Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А. Барьерное торможение дислокаций. Проблема Холла-Петча //Физ. Мезомех. – 2006. – Т.9. – №3. – С.81-92.
3. Конева Н.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. Критические размеры зерен поликристаллов микро- и мезоуровня //Изв. РАН. Серия физическая. – 2010. – Т.74. – №5. – С.630-634.
4. Koneva N.A., Kozlov E.V., Popova N.A. et al. Structure of triple junctions of grains, nanoparticles in them and bending-torsion in metal nanopolycrystals //Mat. Sci. Forum. – 2008. – V. 584-586. – P.269-274.

ТЕОРИЯ НЕРАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МЕТАЛЛАХ.

Перевезенцев В.Н.

*Нижегородский филиал Учреждения Российской академии наук
Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН.
603024, Нижний Новгород, ул. Белинского, 85, Россия.*

pevn@uic.nnov.ru

Рассмотрены основные экспериментальные факты, свидетельствующие об изменении состояния и кинетических свойств границ зерен в процессе пластического деформирования металлов. Проведен анализ имеющихся теоретических моделей структуры и свойств неравновесных границ зерен. Сделан вывод о том, что при описании зернограницной диффузии в качестве меры степени неравновесности границ зерен может выступать относительный избыточный свободный объем границы α_b . Показано, что коэффициент зернограницной диффузии экспоненциально зависит от α_b , сама же величина α_b определяется процессом генерации и делокализации неравновесных вакансий, возникающих в границах зерен в ходе пластической деформации. Рассмотрены различные механизмы и кинетика изменения диффузионных характеристик неравновесных границ зерен в ходе пластической деформации. Показано, что в определенных условиях коэффициент диффузии в неравновесных границах зерен может существенно (на 1-2 порядка) превышать его значения в равновесных границах зерен. Рассмотрена роль неравновесных границ зерен в наблюдаемых особенностях механического поведения ультрамелкозернистых металлов и сплавов.

О НИЖНЕМ ПРЕДЕЛЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА ПРИ НЕОГРАНИЧЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ.

Левит В.И.¹, Воронова Л.М.², Пилюгин В.П.², Чашухина Т.И.², Раджагопалан С³,
Кауфман М.⁴ и Кирш М.⁴

¹*VITALD LLC, Hilliard, OH, USA,*

²*Институт физики металлов РАН, Екатеринбург, Россия*

³*ExxonMobil, Corporate Strategic Research, Annandale NJ, USA*

⁴*Colorado School of Mines, Golden, Co, USA*

vlevit@gmail.com

Рассмотрены закономерности формирования структуры в монокристаллах ОЦК металлов тантала и ниобия высокой чистоты при деформации в условиях прокатки и кручения под высоким квазигидростатическим давлением.

Структурные и текстурные исследования методами ТЭМ и СЭМ проводили как непосредственно после деформации, так и после нагревов в высоком вакууме при температурах от 573 до 1073 К. Прочность оценивали по микротвердости и в отдельных случаях по результатам испытаний на растяжение.

Параметры структуры, текстура и прочность выходят на насыщение при истинной логарифмической деформации >5 . Последующий нагрев приводит к такому измельчению размеров исходного зерна, что нижним пределом является размер свободных от дислокаций фрагментов или субзерен, наблюдаемых после деформации. Соответственно в определенных условиях неограниченной деформации высокочистых по примесям внедрения ОЦК металлов минимальный размер свободных от дислокаций участков заметно превышает 100 нм, то есть выходит за рамки наноструктуры.

Обсуждаются механизмы формирования структуры: динамические возврат и рекристаллизация в ходе деформации, а также статические процессы разупрочнения при нагреве и выдержке.

Перспективным направлением последующих исследований больших деформаций монокристаллов может быть применение многократных схем деформация/нагрев, исключающих протекание рекристаллизации и формирующую наноразмерную сеть субграниц средней разориентации. Такая структура будет одновременно высокопрочной, пластичной и однородно ориентированной в пределах деформационной текстуры.

Последние качества важны для новых высоких технологий, таких как мишени для напыления компьютерных чипов, катодов для электроосаждения и сверхпроводящих магнитопроводов.

ДИСЛОКАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ И ЕЁ IN SITU ТЭМ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА

Мышляев М. М.

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г. Москва
Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка
myshlyaev@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.

Для in situ ПЭМ проверки модели использовали алюминий, для которого имеются подробные данные испытаний на ползучесть и исследований структуры в исходных и деформированных образцах. Для адекватности физической картины деформации образцов в колонне ПЭМ той, которая имеет место при стационарной ползучести макрообразцов, микрообразцы для in situ ползучести приготавливали из макрообразцов, испытанных на ползучесть до этой стадии при температурах и напряжениях, отвечающих рамкам справедливости модели. Деформацию микрообразцов осуществляли одноосным растяжением в направлении растяжения макрообразцов.

Опыты показали, в ходе ползучести субграницы разрушались и мигрировали. Субграницы 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.

Тензорный анализ типа порогов, образующихся на выходящих из субграниц дислокациях при их пересечении в узлах сеток – субграниц, показал, что образующиеся пороги межзельные.

Проведено in situ ПЭМ исследование движения в субзёрнах вышедших из субграниц дислокаций с порогами. Установлено, на дислокациях пороги межзельные.

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

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION DURING FRICTION STIR WELDING OF Ti-6Al-4V ALLOY

Mironov S., Sato Y.S. and Kokawa H.

*Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University,
6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan*

smironov@material.tohoku.ac.jp

There is currently significant commercial interest in the development of materials with ultra-fine grain structures for structural applications. Techniques for the production of the fine-grained alloys are thus of considerable scientific and commercial interest. Of particular importance in this context are cost-effective methods that can be used to produce large quantities of such materials. Friction stir welding (FSW) would be one of the possible candidates for achieving this goal.

FSW involves plunging a specially designed tool rotating at high speeds into a sheet workpiece and then translating the tool in a direction of interest. The rotating tool produces frictional heat which softens the material so it can be readily extruded around the tool. The material that flows around the tool undergoes extreme levels of plastic deformation and thermal exposure and this normally leads to a significant grain refinement in the centre of processed zone (so-called “stir zone”).

In order to improve the basic physical understanding of FSW, the present contribution is focused on microstructural evolution of Ti-6Al-4V alloy. The microstructural development is found to be a complex process involving α -to- β phase transformation during heating stage, deformation in the high-temperature β -phase field during stirring stage and β -to- α phase transformation upon cooling stage of FSW. The β -to- α phase transformation is shown to be governed by epitaxial growth of the pre-existing α phase consuming the β phase. EBSD-reconstruction of the α -grain structure and orientation measurements in the retained α phase have demonstrated that microstructural evolution in the high-temperature β phase field involved grain growth, geometrical effects of strain, transverse grain subdivision and discontinuous recrystallization stimulated by local grain boundary migration; material flow may be described in the term of simple shear deformation arising from $\{110\}\langle 111 \rangle$ slip. The β -to- α phase transformation after FSW is established to be governed by Burgers orientation relationship which dictated the final weld crystallography.

ПРОСВЕЧИВАЮЩАЯ ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ ВЫСОКОГО РАЗРЕШЕНИЯ В ИССЛЕДОВАНИЯХ НАНОПОРОШКОВ

Мурзакаев А.М.

*Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург
aidar@ier.uran.ru*

Нанотехнологии вплотную подошли к масштабу в 1 nm, что значительно затрудняет анализ структуры и фазового состава материалов. Средний размер нанокристаллитов обычно определяют из полуширины дифракционных линий на рентгенограмме по формуле Дебая—Шеррера или по методу темнопольных (ТП) изображений. Первый метод может приводить к значительным погрешностям вследствие эффекта уширения дифракционных максимумов и их сложной формы (суперпозиция дифракционных линий от нескольких фаз, присутствие нанокристаллитов переменного состава с различными параметрами решетки, наличие макро- и микронапряжений). Размер нанокристаллитов из метода ТП изображений подтверждается прямыми наблюдениями в ПЭМ. Однако, в случае масштаба порядка 1 nm и менее размер кристаллитов совпадает с размером светлых областей на ТП изображении, соответствующих аморфному контрасту, что не позволяет однозначно интерпретировать результаты. Размер этих областей обычно составляет 0,5-1,5 nm и зависит от дефокусировки.

ПЭМ ВР является мощным инструментом для определения структуры отдельного зерна и структуры границ раздела. Если плоскости с низкими индексами в обоих смежных зернах строго параллельны поверхности образца, то можно получить практически идеальное 2D изображение. В комбинации с электронографией ПЭМ ВР позволяет идентифицировать фазовый состав наноструктурных материалов. Идентификация неизвестного материала по проекции атомных плоскостей не является абсолютно достоверным, т.к. изображение может меняться в зависимости от толщины образца и условий фокусировки. В этом случае химический состав индивидуального нанокристалла или границы раздела могут быть определены с помощью энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС).

В настоящей работе просвечивающей электронной микроскопией высокого разрешения (ПЭМ ВР или HRTEM) исследовался фазовый и дисперсный состав нанопорошков, полученных электрическим взрывом проволоки, испарением мишени лазером и испарением мишени электронным пучком. Микроструктура порошков исследовалась в ПЭМ высокого разрешения с LaB_6 катодом (JEM-2100) при ускоряющем напряжении 200 kV с разрешением по точкам 0,19 nm и по линиям 0,14 nm. В режиме растрового просвечивающего микроскопа энергодисперсионным рентгеновским микроанализом был определен химический состав исследуемых образцов с размером зонда порядка 1 nm. Программа Gatan Digital Micrograph использовалась для количественной обработки и интерпретации электронно-микроскопических изображений с высоким разрешением, электронограмм, полученных после быстрого преобразования Фурье (БПФ). В докладе приводятся результаты анализа картин высокого разрешения частиц, полученных тремя методами. Из фотографий видно, что есть частицы со сферическим и ограниченным (шестиугольниками и близкие к прямоугольнику) контуром. Анализ атомной структуры исследуемых образцов показал большое количество точечных дефектов внутри частиц и краевых дислокаций в кристаллитах размером 5-15 nm. Эти данные свидетельствуют о сильной неоднородности структуры изучаемых материала. Обнаружены также фазы, не выявленные РФА. Это видно: 1) из фотографий с атомным разрешением, где значения углов между плоскостями и межплоскостных расстояний являются неопровержимыми доказательствами кристаллита с определенной структурой; 2) из электронограмм выделенной области, и электронограмм, полученных после быстрого преобразования Фурье (БПФ).

СКЕЙЛИНГОВЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЕРЕХОДА К НАНОСТРУКТУРНОМУ СОСТОЯНИЮ, ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь
naimark@icmm.ru

Физические свойства объемных наноструктурных материалов обусловлены большой развитостью и протяженностью межзеренных границ раздела, которые при размере зерна от 10 до 100 нм содержат от 10 до 50% атомов нанокристаллического твердого тела. Таким образом, переход к объемному наноструктурному состоянию сопровождается выраженными размерными эффектами, под которыми понимается комплекс явлений, связанных с изменением свойств вследствие изменения размеров зерен и одновременного возрастания роли коллективного поведения зернограницных дефектов. Интерес вызывают две проблемы фундаментального характера применительно к объемным наноструктурным материалам: формирование объемного субмикро- наноструктурного состояния при интенсивных пластических деформациях и описание свойств объемных нанокристаллических материалов. При этом ключевым является вопрос о том, существует ли резкая граница между объемным состоянием обычного поликристаллического вещества и объемным наноструктурным состоянием. Качественный переход к объемному нанокристаллическому состоянию связывается с установленным новым классом критических явлений в ансамблях зернограницных дефектов – структурно-скейлинговыми переходами, позволившими определить типы коллективных мод в ансамблях мезодефектов применительно к характерным твердотельным состояниям: квази-хрупкому, вязкому и нанокристаллическому [1,2]. С качественной сменой типов коллективных мод ансамблей мезодефектов при переходе через некоторый характерный размер зерна связывается нарушение закона Холла-Петча, имеющее своей физической причиной вырождение коллективной ориентационной моды дефектов, аномалии поглощения механической энергии при циклических и динамических нагружениях, особенности разрушения объемных наноструктурных материалов [3,4]. Результаты “in-situ” инфракрасного сканирования при циклическом и динамическом нагружении показали, что качественное различие механизмов диссипации для материалов в объемном нано(субмикро) кристаллическом состоянии. При малых амплитудах напряжений средняя температура образца с мелким зерном значительно превышает температуру крупнокристаллического титанового образца. При напряжениях порядка предела усталости картина качественно изменяется: приращение температуры в нанокристаллическом образце существенно ниже, чем для образцов в поликристаллическом состоянии.

Литература

1. O.V.Naimark, Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua (Review Paper), In “Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure”, Birkhauser Boston, Inc., Eds: G.Capriz, P.Mariano , 2003.-P.75-114.
2. O.V. Naimark. On topological transitions in ensembles of grain boundary defects and physics of nanocrystalline state. Physics of Metals and Materials Science, 1997, V.84, n.4, pp.327-337.
3. O.A.Plekhov, O.V.Chudinov, V.A.Leontiev and O.V.Naimark. Experimental investigations of the laws of energy dissipation during dynamic deformation of nanocrystalline titanium, Technical Physics Letters, 2009, Vol.1, n.7, pp.92-95.
4. О.Б. Наймарк, Ю.В. Баяндин, В.А. Леонтьев, И.А. Пантелеев, О.А. Плехов. Структурно-скейлинговые переходы и некоторые термодинамические и кинетические эффекты в материалах в объемном субмикро- (нано-)кристаллическом состоянии. Физическая мезомеханика. -2009.-Т.12.-N 4. – С. 47-59.

НАНОКОМПОЗИТЫ КАК ОСНОВА БУДУЩЕГО РАЗВИТИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПРОВОДИМОСТИ

Петинов В.И.

Институт проблем химической физики РАН, г. Черноголовка
petinov@icp.ac.ru

Сто лет тому назад в Лейденской лаборатории (Голландия) впервые были произнесено слово «сверхпроводимость». Оно появилось после исследования проводимости ртути, охлажденной жидким гелием. Сегодня сверхпроводящий переход у некоторых веществ уже приблизился к 170К. Основные успехи в области высокотемпературной сверхпроводимости были достигнуты в последние 20 лет при исследовании проводимости купратных систем Re-Ba-Cu-O, где Re- редкоземельный элемент. Благодаря большому скачку T_c у этих систем впервые у исследователей появилась надежда на обнаружение веществ с «комнатными» T_c . В нанокompозитах открываются большие возможности объединить ВТСП свойства купратов с другими перспективными наносистемами для поиска «комнатных» сверхпроводников, в том числе для поиска экситонного механизма сверхпроводимости.[1].

Известно, что у изолированных друг от друга сверхпроводящих наночастиц, размер которых существенно меньше длины когерентности ($a \ll \xi$), T_c не зависит от их размера и совпадает с T_c массивного образца. Но когда между наночастицами, имеющими в 1-2 монослоя диэлектрические покрытия, появляются токовые состояния, T_c таких композитов растёт при уменьшении размера наночастиц. Например, гранулярные образцы олова, состоящие из наночастиц с диэлектрическими прослойками между ними, демонстрируют рост T_c с уменьшением их размера от 100 до 10нм практически вдвое по сравнению с массивным образцом. Такое явление наблюдалось у нанокompозитных сверхпроводников со слабой связью (олово, индий) и отсутствовало у нанокompозитных сверхпроводников с жёсткой связью (свинец).

Уникальные сверхпроводящие свойства были обнаружены у нанокompозитных образцов, состоящих из наночастиц разных сверхпроводников и несверхпроводящих металлов, а также нанокompозитных систем: сверхпроводник – полуметалл, сверхпроводник-полупроводник, сверхпроводник - интерметаллид. Было обнаружено, что во всех исследованных нанокompозитов температура сверхпроводящего перехода в значительно превышала T_c входящих в композит сверхпроводящих частиц. Например у нанокompозита, состоящего из наночастиц Sn ($T_c=3,72K$) и микрочастиц Nb ($T_c=9,1K$), сверхпроводящий переход наблюдался при 17К, а у наночастиц Pb($T_c=7,2K$) на поверхности германия начало сверхпроводящего перехода начиналось с 30К и завершалось при 19К.

Исследования модельных нанокompозитов показали перспективу поиска технологически приемлемых сверхпроводящих материалов, состоящих из смеси наночастиц купратов с наночастицами металлов, полуметаллов, интерметаллидов, полупроводников и с другими интересными с точки зрения сверхпроводимости материалами. Базовой основой для создания таких нанокompозитов могут быть наночастицы систем Re-Ba-Cu-O, полученные, например, криохимическим способом[2], и перспективные для поиска на их основе высокотемпературных нанокompозитов компоненты в виде наночастиц материалов, полученных другими способами, например, как в работе [3].

Литература

1. *Ginzburg V.L. Phys.Lett., 13, 101, 1964*; Проблемы высокотемпературной сверхпроводимости. Под ред. Гинзбурга В.Л и Киржница Д.А. М.Физматлит., 1977
2. *Ю.Д.Третьяков, Е.А.Гудилин //ПРИРОДА, №7(1999)*
3. *Ген М.Я., Миллер А.В. //Поверхность, т.2 с.150 (1983)*

УЛЬТРАЗВУКОВОЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ

Рубаник В.В.¹, Клубович В.В.², Царенко Ю.В.¹

¹Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Республика Беларусь

²Витебский государственный технологический университет, Республика Беларусь
ita@vitebsk.by

Объемное наноструктурирование поверхностных слоев металлических материалов обеспечивает повышение их прочностных характеристик при одновременном увеличении пластичности. Достижение подобного эффекта в поверхностном слое помимо формирования наноразмерных структур обеспечивается и за счет создания барьерного подслоя [1]. Одним из методов создания наноструктурного состояния в поверхностном слое и обеспечения градиентного изменения характеристик прочности по глубине обработанного материала является ультразвуковая обработка (УЗО) поверхности.

В частности, показано, что механические и функциональные свойства сплавов с памятью формы TiNi могут быть существенно улучшены путем измельчения микроструктуры деформационными методами с применением УЗО. Одной из задач решаемой с помощью УЗО является формирование ультрамелкозернистой или нанокристаллической структуры без разрушения в длинномерных заготовках тонкого сечения, например, проволоке при волочении, что в свою очередь. УЗО позволяет решить проблему деформируемости данных длинномерных изделий без их нагрева или промежуточных отжигов.

Показано, что процесс ультразвукового диспергирования значительно интенсифицируется, если наряду со знакопеременным звуковым давлением на жидкость наложить постоянное (статическое) давление. В этих условиях существенно возрастают пиковые значения давления в ударной волне и кавитационное разрушение твердой фазы ускоряется в сотни и даже тысячи раз. Одна из основных трудностей, ограничивающих широкое применение ультразвуковой обработки жидких сред, заключается в том, что необходимые высокие интенсивности ультразвуковых колебаний трудно получить равномерно в большом объеме обрабатываемой жидкости. Поэтому наибольшие перспективы открываются в тех случаях, когда ультразвуковая обработка происходит в компактном узле, содержащем относительно малое количество обрабатываемой жидкости. В связи с этим был разработан акустический узел для УЗО наносuspензий при избыточном статическом давлении вплоть до 1 МПа [2]. Так, красильный раствор, используемый в легкой промышленности после ультразвуковой обработки, характеризуется наименьшими размерами частиц и высокой однородностью суспензии, что свидетельствует о его высокой степени дисперсности. Эффективность дробления наноуглеродных трубок в значительной степени зависит от параметров ультразвуковой обработки и статического давления.

Исследованы свойства синтезируемых методом самораспространяющегося синтеза материалов в зависимости от амплитуды УЗО и соотношения компонентов. Показано, что УЗО приводит к изменению как фазового, так и количественного состава синтезированных фаз, формированию наноструктурного поверхностного слоя.

Литература

1. Панин А.В., Клименов В.А., Почивалов Ю.И. и др. Влияние состояния поверхностного слоя на механизм пластического течения и сопротивление деформации малоуглеродистой стали // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 4. – С. 85–92.
2. Рубаник В.В. и др. Влияние ультразвуковых колебаний на структуру углеродного наноматериала // Наноматериалы технического и медицинского назначения: сб. материалов / под ред. А.А. Викарчука. 24-28 сентября 2007 г. – Тольятти : ТГУ, 2007. – С. 175–177.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ ПРИ ПРОКАТКЕ И РАСТЯЖЕНИИ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

Столяров В.В.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва
vlst@yauza.ru*

Одним из подходов к увеличению технологической пластичности материалов является метод, основанный на электропластическом эффекте (ЭПЭ). Недавно было показано, что ЭПЭ не только повышает деформируемость, но и обеспечивает формирование наноструктуры, например, в сплавах TiNi с фазовым превращением [1]. Важным аспектом является выяснение природы ЭПЭ, который первоначально был обнаружен в монокристаллах и крупнозернистых (КЗ) однофазных сплавах без фазовых превращений. В данной работе исследуется феноменология ЭПЭ как при прокатке, так и при растяжении с импульсным током в различных Ti-сплавах: чистом титане VT1-0, сплаве с памятью формы TiNi и двухфазном сплаве VT6.

Показано стимулирующее влияние критической плотности тока на технологическую пластичность, 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 (TiNi), либо с эффектом электропластичности (Ti, VT6). ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, величина которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом состоянии.

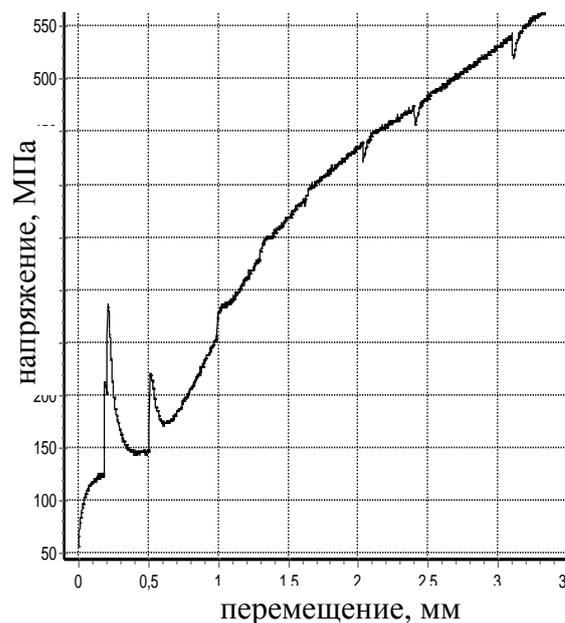


Рис.1 Кривая растяжения с одиночными импульсами тока для КЗ сплава TiNi

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты №№ 08-08-00497-а, 08-08-92202-ГФЕН_а.

Литература

1. В.В.Столяров, У. Х. Угурчиев, И. Трубицына, и др // ФТВД, 4, 16, (2006) 64.

СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЙ НЕЛЕГИРОВАННЫЙ ТИТАН МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Иванов М.Б., Колобов Ю.Р.

*Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии», Белгородский государственный университет, г. Белгород, Россия
Ivanov.Maxim@bsu.edu.ru*

В последние полтора десятилетия авторы с сотрудниками разрабатывают идею замены широко используемых в медицине титановых сплавов системы Ti-Al-V высокопрочным субмикрокристаллическим (СМК) или наноструктурным (НС) нелегированным титаном. На основании результатов фундаментальных исследований формирования и эволюции СМК и НС состояния (получаемого воздействием интенсивной пластической деформацией) в технически чистом титане (сплав ВТ1-0), не содержащем вредных для живого организма легирующих элементов, показана возможность и разработаны методы достижения прочностных характеристик при статическом и циклическом нагружении, соответствующих уровню широко применяемых в настоящее время в медицине легированных титановых сплавов [1]. Достигнутые прочностные характеристики позволяют использовать нелегированный СМК и НС титан в качестве медицинских имплантатов в травматологии и ортопедии [2].

Большинство методов формирования указанных выше состояний воздействием интенсивной пластической деформацией являются малопроизводительными и значительно увеличивают стоимость материала. В настоящее время разработана технология интенсивной пластической деформации, основанная на методе поперечно-винтовой прокатки и его сочетании с различными видами монотонной деформации, например продольной прокатки, волочения [3]. Новая технология является энергоэффективной и позволяет получать широкий промышленный сортамент полуфабрикатов СМК и НС титана технической чистоты (сплав ВТ1-0). В Центре «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородского государственного университета организован опытно-промышленный участок по выпуску СМК и НС титана марки ВТ1-0.

Изготовленные на производственной базе ГУП РТ «Всероссийский научно-исследовательский и проектный институт медицинских инструментов» (ВНИПИМИ, г. Казань) из указанного материала наборы имплантатов для травматологии успешно прошли технические, токсикологические и клинические испытания. Результаты клинических испытаний имплантатов из наноструктурного титана показали высокую стабильность фиксации переломов, высокую пластичность материала для моделирования имплантатов по кости, отсутствие осложнений, 100%-ную успешность проведения операций и консолидации переломов. В настоящее время ВНИПИМИ выпускает наборы имплантатов из СМК титана, которые поставляются в медицинские учреждения РФ.

Литература

1. Ю.Р. Колобов, А.Г. Липницкий, М.Б. Иванов, Е.В.Голосов. Роль диффузионно-контролируемых процессов в формировании структуры и свойств металлических наноматериалов // Композиты и наноструктуры. – 2009. – №2. – С. 5-32.
2. Ю.Р. Колобов. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями // Российские нанотехнологии. - Т. 4, № 9-10. – 2009. - с. 19-31.
3. Патент РФ 2389568. Способ получения субмикрокристаллической структуры в нелегированном титане / Колобов Ю.Р., Иванов М.Б., Голосов Е.В., Пенкин А.В. – приоритет от 29.12.2008 г.

ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛАХ ДО И ПОСЛЕ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Головин И.С.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва
i.golovin@misis.ru*

Приводятся данные исследований внутреннего трения ультрамелкозернистых материалов на основе меди, магния, алюминия, титана и железа, полученных методами интенсивного пластического деформирования, как в исходном, деформированном, состоянии, так и при нагреве в районе температур, соответствующих рекристаллизации. Измерения внутреннего трения проводились с использованием различных схем напряженного состояния (изгиб, кручение) в режиме вынужденных и свободно затухающих колебаний в интервале температур от -150 до 600°C , частот от 10^{-2} до 10^3 Гц и амплитуд деформации ϵ_0 от 10^{-6} до 10^{-1} . Таким образом, исследовались температурные, частотные, временные и амплитудные зависимости внутреннего трения.

В ультрамелкозернистых Cu (99.95%), AZ31, Al-Mn-Mg сплавах, полученных методом равноканального углового прессования, обнаружен зернограничный пик внутреннего трения и пик, обусловленный процессом рекристаллизации при нагреве. Важным условием формирования зернограничного пика является переход системы к равновесному состоянию границ зерен. Поэтому зернограничная релаксация не наблюдается не только в деформированном состоянии, но и в ряде случаев после первичной рекристаллизации, а повышенное демпфирование колебаний в деформированном состоянии контролируется дислокационными механизмами. В технически чистом титане и интерметаллиде Fe_3Al после деформации кручением под напряжением обнаружен пик типа Хазигути, обусловленный взаимодействием дислокаций с комплексами собственных точечных дефектов. В отличие от зернограничного пика и пика, обусловленного рекристаллизацией, данный пик устраняется на стадии возврата.

ОБЩАЯ СЕКЦИЯ

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

ЯВЛЕНИЕ МЕХАНОДИНАМИЧЕСКОЙ ДИФФУЗИИ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ И ВОЗМОЖНОСТИ ЕГО ПРАКТИЧЕСКОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ

Клявин О.В., Смирнов Б.И., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В.¹, Дринберг А.С., Ицко Э.Ф.²

¹ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург;
²ООО «НИПРОИНС ЛКМ и П с ОП», г. Санкт-Петербург
klyavin@mail.ioffe.ru.

Излагается фундаментальная проблема в области физики твердого тела, связанная с изучением нового механизма влияния внешней среды на прочностные свойства твердых тел, - явление механодинамической диффузии (МДД). Оно имеет атермическую природу и получило статус научного открытия. Явление МДД заключается в динамическом проникновении частиц (атомов или молекул) внешней среды в кристаллические материалы в процессе их деформации и разрушения по зарождающимся и движущимся деформационным дефектам (например, дислокациям). Это приводит к насыщению поверхностного слоя частицами среды и, как следствие, к изменению физико-механических характеристик деформируемых образцов. Общность явления МДД и его экспериментальные закономерности были изучены на широком круге кристаллических материалов с г.ц.к., о.ц.к., г.п.у. и г.ц.к.и. структурой и аморфных пленках, деформированных в модельной среде жидкого и газообразного гелия при $T=1.3-300$ К [1,2]. Выполнены масс-спектрометрические измерения количества гелия и обнаружены его ловушки в деформированных образцах с различной исходной дефектной структурой. Проведены сравнительные исследования механодинамического проникновения молекул азота в крупнозернистое и наноструктурное армко-железо при его деформации в среде жидкого азота, количество которого оказалось на 3-4 порядка больше (до 10^{17} ат./см²), чем атомов гелия при деформации в среде жидкого гелия [3]. Рассматриваются теоретические атомные модели захвата, взаимодействия и переноса примесного атома гелия и углерода ядром винтовой дислокации и перегибами на дислокациях и вычислены энергии их взаимодействия с дислокацией. Приводятся экспериментальные данные по диспергированию кристаллических порошковых материалов различного типа в газовых средах воздуха, азота и гелия. Они впервые позволили найти на основе механизма МДД тип газовой среды, дающей максимальную интенсивность этого процесса и обеспечивающий наноразмерность частиц порошков при резком уменьшении времени и энергетических затрат на их изготовление, на примере размолла порошков различных материалов в шаровой мельнице [4]. Полученные данные позволяют сделать вывод о высокой эффективности использования найденной среды для упрочнения поверхностных слоев кристаллических матриц, получения нанопорошковых материалов различного назначения и создания энергосберегающей технологии дробления промышленного сырья.

Литература

1. Клявин О.В., Мамырин Б.А., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М. Динамическая диффузия гелия в различные твердые тела при их деформации и диспергировании //ФТТ, т.47, N5, с.837 (2005).
2. Клявин О.В., Николаев В.И., Смирнов Б.И., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. Влияние дефектного и структурного состояния ГЦК и ОЦК металлов на интенсивность механодинамического проникновения атомов гелия // ФТТ, т.50, N8, с.1402 (2008).
3. Клявин О.В., Николаев В.И., Поздняков О.Ф., Смирнов Б.И., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. Механодинамическая диффузия молекул азота в армко-железо при его деформировании в среде жидкого азота. // Изв. РАН, сер. физ., т.73, N10, с.1480 (2009).
4. Клявин О.В., Дринберг А.С., Ицко Э.Ф., Чернов Ю.М. Исследование влияния газовых сред на диспергирование кристаллических пигментных материалов. // Лакокрасочная промышленность. N12, с.14 (2009).

СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА In - (Pd, NiO, CoO) - НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО СТЕКЛА

Кумзеров Ю.А., Парфеньев Р.В., Черняев А.В., Шамшур Д.В., Фокин А.В., Сысоева А.А.

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург
d.shamshur@mail.ioffe.ru

Нанокпозиционные материалы на основе сверхпроводников, введенных в пористые диэлектрические матрицы, представляют интерес в связи с возможностью управлять параметрами сверхпроводящего перехода [1].

Использованное в работе пористое стекло представляет собой неупорядоченный набор взаимопересекающихся пор цилиндрической формы с диаметрами (5 – 6) нм. Объем пор составлял 25% от общего объема образца [2]. С использованием непосредственного химического синтеза в нанопоры вводились следующие материалы: Pd (металл), NiO и CoO (антиферромагнетики). Эти вещества получались в виде несвязанных нанокластеров диаметром (3 – 5) нм и заполняли около 10% объема нанопор. В оставшееся пространство нанопор из расплава ($T \approx 170\text{C}$) под высоким давлением ($P \approx 10^4$ атм) вводился In, образующий связанную проводящую систему с характерным диаметром (5 – 6) нм.

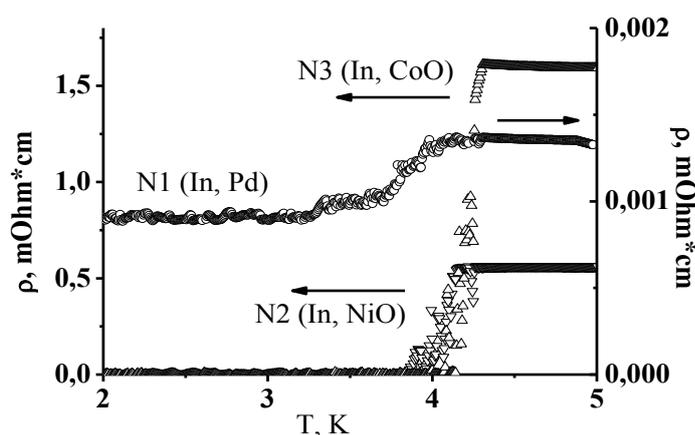


Рис.1. Температурная зависимость сопротивления нанокпозиитов 1-3 в области сверхпроводящего перехода.

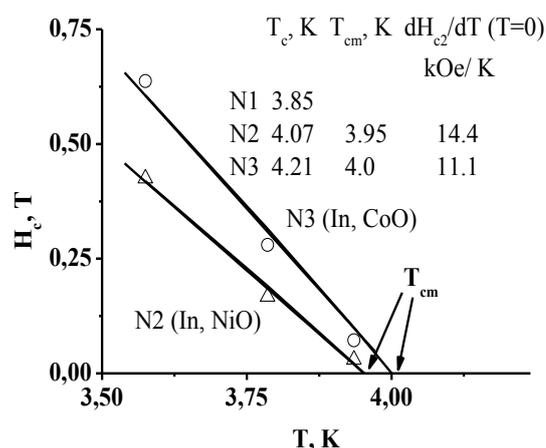


Рис.2. Зависимость критического магнитного поля нанокпозиитов 1-3 от температуры вблизи T_c .

Результаты исследования сверхпроводящих (СП) свойств таких двухкомпонентных нанокпозиитов, в которых на СП свойства связанных наночастиц индия влияли контактирующие с ними несвязанные друг с другом несверхпроводящие нанокластеры металла (Pd) или антиферромагнетиков (NiO или CoO) представлены на рис. 1, 2. Как видно, наблюдается заметное увеличение критических параметров СП перехода исследованных нанокпозиитов (температура T_c из $\rho(T)$, рис.1 и T_{cm} , соответствующих разрушению СП в магнитном поле, рис.2) по сравнению с объемным In ($T_c=3.41\text{K}$, $H_c(T \rightarrow 0\text{K})=280\text{Э}$).

Работа выполнена при поддержке РФФИ 10-02-01158-а и гранта Президиума РАН.

1. Шамшур Д.В., Черняев А.В., Фокин А.В., Романов С.Г. ФТТ, том 47, выпуск 11, с. 1927 – 1937 (2005).

2. Yu.Kumzerov, S.Vakhrushev, Encyclopedia of Nanoscience and Nanotechnology, (H/S/Nalwa Ed., American Scientific Publishers, 2004, vol.VII, pp.811-849).

Cu-СОДЕРЖАЩИЕ НАНОКОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ СИНТЕЗИРОВАННЫХ ПРИВИТЫХ СОПОЛИМЕРОВ ПОЛИСТИРОЛА С МЕТАКРИЛОВОЙ КИСЛОТОЙ

Алиева Р.В.

Институт нефтехимических процессов им. акад. Ю.Г. Мамедалиева
НАН Азербайджана, г. Баку, Азербайджан
alreyhan@yahoo.com

Одним из интереснейших и перспективных направлений в науке о полимерах и материаловедении последних лет является разработка принципов получения полимерных нанокомпозитов (ПНК). В качестве матрицы для стабилизации наночастиц, имеющих избыточную поверхностную энергию и этим склонных к слипанию и агломерации, в настоящее время используют множество полимеров и олигомеров [1]. Известно, что в получении ПНК играет важную роль процесс функционализации полимерной матрицы, который способствует образованию ковалентных связей между полимерной матрицей и наночастицей. С этой точки зрения вызывают большой интерес функциональные полимеры, в частности привитые сополимеры.

Проведена привитая сополимеризация полистирола (ПС) с метакриловой кислотой (МАК) в присутствии эффективных иницирующих систем - пероксида бензоила и различных азотсодержащих соединений. Получены медь-содержащие нанокомпозиты на основе этих привитых сополимеров, не содержащие в составе остатки гомополимера. Полученные полимеры и ПНК анализированы методами ДТА, ДСК, ИКС, РФА и АСМ (рис. 1). Полученные данные позволяют регулировать процесс получения композиционных материалов с заданными характеристиками.

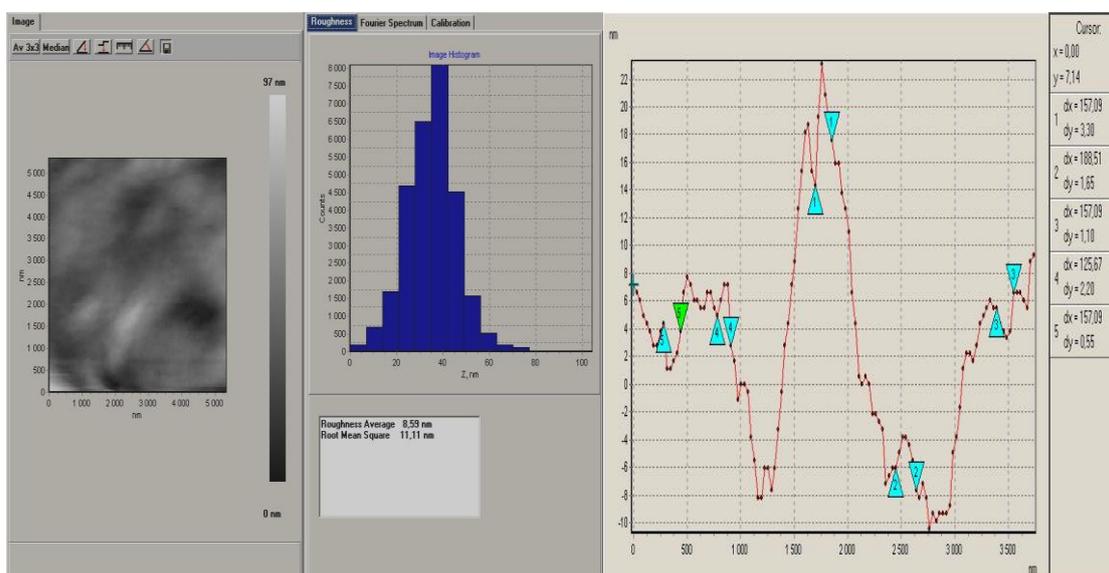


Рис. 1. АСМ изображение ПНК на основе привитого сополимера ПС-пр-МАК, содержащего в составе 2,5 масс % Cu.

Литература

1. Lhadi Merhari, *Hybrid Nanocomposites for Nanotechnology*. Springer Science+Business Media, LLC (2009), 827 p.

МОДИФИКАЦИЯ УГЛЕПЛАСТИКОВ НА ОСНОВЕ ЭПОКСИДНЫХ СВЯЗУЮЩИХ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОЧАСТИЦАМИ НЕ РЕГУЛЯРНОЙ СТРУКТУРЫ

Ананьева Е.С.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул
eleana2004@mail.ru

Существующая необходимость повышения сопротивления разрушению углепластиков на основе термореактивных смол [1] заставляет вести поиск и отработку новых методов модификации. Условие сохранения верхнего температурного предела работоспособности, нарушаемое при использовании наиболее распространенных методов модификации, может быть выполнено при введении твердых частиц, кроме того, теоретически предсказуема возможность усиления полимерного материала ультрадисперсными частицами [2]. Таким образом, формирование композиционного материала с комбинированным наполнением (углеродное волокно - наночастицы) представляет научный и практический интерес.

Исследованию подвергались образцы на основе эпоксидного связующего горячего отверждения, модифицированные ультрадисперсными синтетическими алмазными порошками ($d_p = 2-12$ нм, $S_{уд} = 200-400$ м²/г) и порошком оксида алюминия ($d_p \leq 0,1$ мкм, $S_{уд} = 15-20$ м²/г). Степень содержания наночастиц не превышала 1 объемного % [3,4].

Экспериментально подтверждена седиментационная устойчивость частиц в связующем в течение суток. Получена расчетная зависимость фрактальной размерности и параметра агрегации частиц от степени наполнения. Аналитически и экспериментально оценено влияние параметра агрегации на ударную вязкость и прочность при сжатии модифицированного связующего, доказана смена механизмов разрушения.

В работе представлены результаты исследования влияния природы и содержания ультрадисперсного наполнителя на структурообразующие процессы в полимерном материале, вязко-упругие свойства полимерного связующего и композита в целом, на развитие процесса повреждения.

Экспериментально доказана трансляция свойств модифицированного связующего в свойства углепластика на его основе, что выражено в сохранении температурного интервала стеклования, увеличении модуля сдвига и диссипативных свойств материала, повышении степени однородности и ударной вязкости композита.

Работа выполнена при финансовой поддержке INTAS- AIRBUS ref. 04-80-6791

Литература

1. Тамуж В.П., Азарова М.Т., Бондаренко В.М. Механика композитных материалов, 1982. 1.34.
2. Мошев В.В., Свистков А.Л., Гаршин О.К. Структурные механизмы формирования механических свойств зернистых полимерных композитов. Екатеринбург: УрО РАН, 1997.
3. Маркин В.Б., Ананьева Е.С., Аникеева Л.М. Доклады 8 Международной н.-п. конф. СИБРЕСУРС-8-2002. Томск, 2002, 101.
4. Ананьева Е.С., Ананьин С.В., Маркин В.Б. Доклады международного симпозиума «Композиты XXI века», Саратов, 2005, 70.

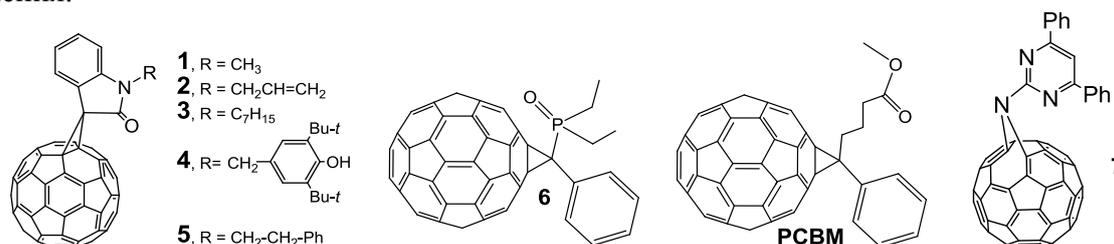
ФУЛЛЕРЕНОСОДЕРЖАЩИЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ КОМПОЗИТНЫХ НАНОСЛОЕВ ОРГАНИЧЕСКИХ СОЛНЕЧНЫХ БАТАРЕЙ

**Романова И.П., Шайхутдинова Г.Р., Юсупова Г.Г., Валитов М.И.,
Миронов В.Ф., Сияшин О.Г.**

*Институт органической и физической химии им. А.Е. Арбузова КазНЦ РАН, г. Казань
romanova@iopc.knc.ru*

Органические солнечные элементы по эффективности пока уступают неорганическим, но их преимущество - низкая стоимость, простота изготовления и гибкость сделали их предметом интенсивных исследований. Одно из направлений этих исследований касается поиска материалов для активных слоев батарей, представляющих собой композитные нанопленки фотопроводящих полимеров с фуллеренами. Большинство работ в этой области направлены на увеличение растворимости фуллеренов в растворителях, из которых изготавливаются пленки, с целью оптимизации морфологии последних. Данная стратегия себя полностью оправдывает, но одна она не позволяет довести эффективность батарей до коммерчески привлекательного уровня. Наши исследования связаны с поиском нетривиальных подходов к дизайну производных фуллеренов.

Нами предложена новая реакция синтеза метанофуллеренов, позволившая закрепить на каркасе фуллерена C₆₀ фрагменты красителей. Действием изатинов на фуллерен C₆₀ в присутствии гексаэтилтриаминофосфина с высоким выходом получены ранее неизвестные метанофуллерены **1-5**. Реакции проходят в мягких условиях и не требуют нагревания или облучения.



В отличие от всех известных фосфорилированных метанофуллеренов синтезированных нами метанофуллерен **6** по реакции фуллерена с О,О-диэтил-(α -дiazобензил)фосфонатом в ходе электрохимического восстановления не распался. Методами ЯМР ¹H, ¹³C, РСА и квантово-химическими расчетами показано, что в молекуле метанофуллерена **6** реализуется короткий внутримолекулярный контакт между атомом кислорода фосфорильной группы и атомом углерода фуллеренового каркаса. Данный эффект повышает уровень НВМО метанофуллерена **6** как относительно орбитали немодифицированного фуллерена C₆₀, так и опорного соединения PCBM.

Солнечные батареи на основе композитов соединений **1-6** с полимером РЗНТ эффективно генерировали фототок и обеспечили высокие значения тока короткого замыкания и напряжения холостого хода, и лишь невысокий фактор заполнения лимитировал эффективность устройств.

Еще одной попыткой найти нетривиальный подход к дизайну фуллереносодержащих материалов стал синтез молекул со сродством к электрону выше сродства немодифицированного фуллерена. Данный подход привел к тому, что добавление к полимеру МЕН-PPV азагомофуллерена **7** на два порядка увеличило фототок полимера.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 09-03-00259-а и Программы ОХНМ РАН № 6.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАНО- И УЛЬТРАСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Касмамытов Н.К.

Институт физико-технических проблем и материаловедения Национальной академии наук Кыргызской Республики, г. Бишкек, Кыргызская Республика
nurkas@mail.ru

Создание новых нано- и ультраструктурированных керамокомпозиционных материалов (НККМ) с повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами, а также нанотехнологий – способов их производства для изготовления термостойких керамических изделий и использования их в технике и производстве является одним из перспективных направлений развития наноиндустрии и наноматериалов [1,2]. Разработка НККМ на основе нитрида и карбонитрида кремния, их использование в самых различных областях техники и производства базируется на глубоком фундаментальном исследовании формирования структуры, а также свойств нано- и ультраструктурированных реакционно-спечённых материалов.

В докладе обсуждаются закономерности формирования структуры НККМ, полученных методом реакционного спекания нано- и ультрадисперсных шламовых отходов кремния полупроводникового производства в среде азота. Рассматривается ряд аспектов связанных с влиянием термо-временных режимов реакционного спекания на особенности структурообразования НККМ. Обсуждаются вопросы эволюции структурообразования нано- и ультраструктурированных нитевидных кристаллов в НККМ в процессе их синтеза. Методами рентгеноструктурного и локального микрорентгеноспектрального анализиров установлено, что в процессе заданного термо-временного режима реакционного спекания нано- и ультрадисперсных шламовых отходов кремния в среде азота образуются НККМ, состоящие из соединений нитрида кремния β - Si_3N_4 и нестехиометрического карбонитрида кремния β' - $\text{Si}_3(\text{C}_x\text{N}_y)_4$, а также включений монокарбида кремния SiC , находящиеся в межпоровом пространстве, которые не связаны с основной кристаллической матрицей. Соединения нитрида и карбонитрида кремния, сформировавшиеся в процессе реакционного спекания представляют собой нано- и ультрадисперсные нитевидные кристаллы с высоким отношением длины (1-15мкм) к диаметру (20-700 нм). Диаметры 15-20%(объёму) нанонитевидных кристаллов β - Si_3N_4 и β' - $\text{Si}_3(\text{C}_x\text{N}_y)_4$ соответствуют наномасштабности их размеры менее 100 нм остальные 80-85% кристаллов имеют диаметры лежащие в интервале от 100нм до1000нм. Синтезированные изделия НККМ на основе нитрида и карбонитрида кремния имеют пористость 31-33% (по объёму), что в среднем больше на 10%, чем у традиционных реакционно-спечённых нитридокремниевых материалов. Изучены особенности поровой структуры НККМ.

Установлено, что НККМ на 80-85% состоят из ультрадисперсных нитевидных кристаллов превышающие верхнюю границу 100 нм наноструктурных размеров. В связи с этим у опытных НККМ не будут четко обнаруживаться характерные для наноматериалов уникальные свойства, но, несомненно они будут обладать высокими физико-механическими и физико-химическими свойствами за счёт нано- и ультрадисперсности нитевидных кристаллов.

Литература

1. Лякишев Н.П. /Нанокристаллические структуры – новое направление развития конструкционных материалов.// Вестник РАН, 2003. – т.73. - №5. – с.422-427.
2. Рагуля А.В, Скороход В.В. /Консолидированные наноструктурные материалы. // Киев.- Наукова думка.-2007. 290с.

ОБРАЗОВАНИЕ МИКРО-, СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ НАГРУЖЕНИИ УДАРНЫМИ ВОЛНАМИ

Хомская И.В.

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

Ударно-волновое нагружение - один из наиболее эффективных импульсных высокоэнергетических методов упрочнения металлов и сплавов. Главное преимущество этого метода заключается в возможности получения значительного упрочнения при минимальном формоизменении. Структура металлов и сплавов при ударно-волновой обработке, изменяется под действием трех факторов: сжимающего импульса с высоким давлением, наклепа, вносимого высокоскоростной деформацией (равномерной и локализованной) и повышения температуры. Высокое давление способствует образованию фаз с более плотной упаковкой атомов. Фазовые превращения в ударных волнах происходят из большого числа центров, что приводит к формированию дисперсных структур.

В работе обобщены результаты исследований структурных изменений в сплавах на основе железа и меди при трех способах нагружения: плоскими ударными волнами с давлениями $P=12-39$ ГПа, сходящимися ударными волнами с $P=50-300$ ГПа и динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП). Скорость деформации материала при ДКУП составляет 10^4-10^5 с⁻¹, длительность процесса ~ 500 мкс, $P \leq 2$ ГПа, Ударно-волновые эксперименты проводились в ИГ СО РАН, Новосибирск и РФЯЦ-ВНИИТФ, Снежинск.

Показано, что ударно-волновое воздействие приводит к получению в металлах и сплавах субмикроструктурных и нанокристаллических структур, за счет высокоскоростных деформационных процессов и фазовых превращений, происходящих с большим числом центров зарождения в течение времени, измеряемого микросекундами.

Обнаружено что при нагружении сходящимися ударными волнами с $P \geq 100$ ГПа в латуни Cu-37%Zn происходят, $\alpha \rightarrow \beta$ и $\beta \rightarrow \alpha$ превращения и возникает необычная дисперсная структура, состоящая из пластинчатых кристаллов β - и α -фаз толщиной ~ 50 нм. В бронзе Cu-12,5%Al протекает $\beta_1' \rightarrow \alpha + \gamma$ превращение, и образуются кристаллы γ -фазы, размерами 100-200 нм. Показано, что в сплавах Fe-6Ni-(0,1-0,2)%C со структурой феррит+цементит нагружение плоскими ударными волнами приводит к фазовым превращениям двух типов. В ферритной матрице образуются пластинчатые кристаллы ϵ -фазы толщиной 100-200 нм, возле цементитных частиц возникают дисперсные кристаллы γ -фазы размерами 150-250 нм. В сплаве Fe-28,1%Ni с мартенситной структурой образуются три типа дисперсных структур с высокой твердостью: реечные кристаллы γ - и α -фаз толщиной ~ 100 нм; кристаллы γ -фазы ~ 30 нм, равномерно распределенные в исходных мартенситных рейках и игольчатые нанокристаллы γ -фазы с различными ориентировками (ГЦК-мартенсит). Определен механизм образования структуры ГЦК-мартенсита в ударных волнах. Высокое давление приводит к мгновенному (в течение 5-10 мкс) возникновению большого числа центров зарождения γ -фазы. Высокоскоростная деформация способствует образованию γ -кристаллов с различной ориентацией и одновременно препятствует их росту, из-за потери когерентной связи между γ - кристаллами и исходным мартенситом.

Установлено, что структура при ДКУП изменяется под действием пластической деформации простого сдвига, высокоскоростной ударно-волновой деформации и повышения температуры. В меди (99,9%Cu) после ДКУП в два-четыре прохода формируется структура, состоящая из зерен-субзерен размерами 100-200 нм, при этом твердость меди увеличивается в 2,4 раза, прочность возрастает в 1,4 раза.

Работа выполнена по плану РАН, тема «Структура» и при частичной поддержке программ Президиума РАН (проект № 09-П-2-1017) и УрО РАН (проект № 09-М-12-2002).

ФОРМИРОВАНИЕ СЛОЕВОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ СТРУКТУРЫ НИКЕЛИДА ТИТАНА МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННО-ИМПУЛЬСНОГО ПЛАВЛЕНИЯ МАГНЕТРОННО НАНЕСЕННЫХ ПЛЕНОК ТИТАНА И ЦИРКОНИЯ

Миронов Ю.П., Мейснер Л.Л., Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
mup@ispms.tsc.ru*

Изучены закономерности формирования нано- и субмикроструктурных структур в поверхностных слоях никелида титана, полученных путем импульсного электронно-лучевого плавления чередующихся пленок из титана и циркония, нанесенных на его поверхность методом магнетронного напыления.

Из сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ (далее – TiNi), находящегося при комнатной температуре в состоянии структуры B2 ($M_H \approx 283^\circ K$, параметр решетки $a_{0B2} \approx 0.3012$ нм), были изготовлены образцы в виде плоскопараллельных пластин размерами $(10 \times 10 \times 1) \text{ мм}^3$. Формирование легированного поверхностного слоя включало 3 последовательных этапа: 1) – обработка поверхностного слоя образцов TiNi низкоэнергетическим высокопоточным электронным пучком (НСЭП) в режиме облучения: плотность энергии в пучке ~ 5 Дж/см², длительность импульса ~ 3 мкс, число импульсов – 20; 2) – магнетронное осаждение слоев чистых металлов на поверхность образцов никелида титана в последовательности Ti(0.4 мкм) / Zr(0.2 мкм) / Ti(0.2 мкм) / TiNi; 3) – обработка слоевых композиций методом НСЭП (~ 5 Дж/см², ~ 3 мкс) в режиме однократного и многократного импульсного плавления поверхностного слоя толщиной не более 5 мкм.

Исследования элементного состава и структуры приповерхностных слоев проводили методами Оже-электронной спектроскопии (ОЭС) и рентгеноструктурного анализа (РСА) на дифрактометре ДРОН-7 (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН) с использованием симметричной и асимметричной схем Брэгга-Брентано и излучений Co-K α и Cu-K α .

Показано, что после первого этапа поверхностной обработки на облученной стороне образца образуется перекристаллизованный поверхностный слой толщиной до 3 мкм с текстурированной структурой фазы B2, которая находится в плоско-напряженном состоянии (растянута параллельно и сжата нормально к плоскости поверхности). Связанная с напряжениями 1 рода микродеформация ε^I не превышает $\pm 1\%$ вблизи поверхности и снижается вглубь материала.

После второго этапа обработок на поверхности образцов с покрытиями образуются и находятся в слабонапряженном состоянии слои одноэлементного состава из титана и циркония с кристаллическими структурами гексагонального типа. При этом в поверхностных слоях подложки из TiNi упругие напряжения снижаются до $\pm 0.5\%$.

В результате финишной НСЭП-обработки, в зоне её воздействия сохраняется слоевая структура с градиентами величины микродеформации, химического состава и фрагментацией исходной зёрновой структуры сплава TiNi. Так, после однократного воздействия НСЭП в поверхностном слое в основном сохраняется исходная кристаллическая структура титана и циркония, под которой наблюдается значительное количество мартенситной структуры B19', появившейся вследствие диффузионного изменения химического состава слоя и наличия внутренних напряжений в нём. После пятикратного воздействия НСЭП в поверхностном слое до 1 мкм образуется структура, дающая два широких диффузных рентгеновских рефлекса ($d_I \approx 0.224$ нм, $d_{II} \approx 0.134$ нм), средний размер ОКР ~ 5 нм, высокую величину микродеформации ε^{II} (связанную с микронапряжениями 2-го рода). Под ней, в диапазоне глубин 1-3 мкм, преобладает трёхкомпонентная композиция Ti-Ni-Zr, находящаяся в двухфазном состоянии из мартенситной фазы B19' и фазы B2. В этом слое внутренние напряжения значительно релаксированы, так что ε^I не превышает $\pm 0.2\%$.

Работа выполнена по проектам СО РАН № III.20.2.1, № 57.

РОЛЬ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ МЕТОДАМИ ИПД В МЕТАЛЛАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЯХ

Батурин А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Кузнецов П.В.

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

В данном докладе на основе собственных результатов и литературных данных дан анализ возможной структурообразующей роли точечных дефектов в процессах происходящих при интенсивной пластической деформации (ИПД) металлов и ряда интерметаллических соединений с B2 и L1₂ структурой.

Процессы массопереноса на ранних стадиях ИПД могут носить характер механического перемешивания. Однако на стадиях формирования внутризёренных субструктур требуются более тонкие механизмы. Для описания процессов фрагментации при ИПД в металлах разработаны модели, основанные в основном на дислокационно-дисклинационных представлениях. В основу этих моделей положена так называемая композиционная модель зерна. Эволюция плотности дислокаций в течение деформации контролируется балансом между накоплением дислокаций и их аннигиляцией. Эти модели неплохо описывают экспериментально наблюдаемые особенности фрагментации, однако исследования последних лет показали, что они недостаточно полно отражают физику явлений, происходящих при ИПД. Так эксперименты по оценке концентрации вакансионных дефектов и их комплексов (c_v) доказывают, что после ИПД методами равноканального углового прессования и кручением под высоким давлением в чистых металлах (Cu, Ni, Ti) c_v может достигать величины 10^{-4} , что сравнимо с величиной, которая существует вблизи температуры плавления металлов [1]. Такая высокая концентрация вакансий даёт значительный вклад в общую накопленную упругую энергию ультрамелкозернистого материала (например, в Cu он составляет около 50 %) и может оказывать структурообразующую роль в процессе ИПД, которая требует диффузионного массопереноса.

Особый интерес представляют интерметаллические соединения, которые имеют упорядоченную кристаллическую решетку. Теоретические расчёты и экспериментальные измерения показывают, что при деформационных или радиационных воздействиях в этих соединениях возникает целая гамма точечных дефектов и их комплексов (вакансии на разных подрешётках, антиструктурные атомы, комплексы точечных дефектов). В зависимости от условий деформационного воздействия (тип и скорость деформации, температура деформации) могут происходить либо процессы разупорядочения вплоть до полной аморфизации, либо процессы формирования полосовых структур и затем, при более высоком уровне ИПД, равноосных большеугловых зерен. Обсуждается роль точечных дефектов в этих процессах. В работе также приводятся экспериментальные данные, свидетельствующие о том, что в интерметаллидах концентрация точечных дефектов может быть значительно выше, чем в чистых металлах. Причем кинетика накопления вакансий и антиструктурных атомов различна. Анализируется роль точечных дефектов в механизме предельного измельчения зеренной микроструктуры при ИПД.

Литература.

1. Zehetbauer M.J., Steiner G., Schafner E., Korznikov A., Korznikova E. Deformation induced vacancies with severe plastic deformation: Measurement and modeling // Materials Science Forum.- 2006. -Т. 503-504. -С. 57.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ СТРУКТУРЫ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ 30X8K ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Корзникова Г.Ф.

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

В последнее время в связи с разработкой нового поколения высокоскоростных электрических машин с магнитными роторами, стали предъявляться высокие требования к механическим свойствам постоянных магнитов. Ряд промышленно получаемых магнитных материалов обладает необходимыми для обеспечения заданных мощностей магнитными характеристиками, но неудовлетворительны по механическим свойствам, в том числе статической и усталостной прочности в условиях эксплуатации.

Известно, что магнитные и механические свойства материалов являются структурно чувствительными и регулировать уровень этих свойств можно за счет формирования соответствующей микроструктуры, т.е. для получения заданных служебных свойств материала необходимо получение материала с заданной микроструктурой. Направленное формирование структуры металлов и сплавов можно осуществлять, используя различные методы горячей деформации, управляя при этом процессами упрочнения и разупрочнения материала в процессе динамической рекристаллизации. Особенно перспективными и актуальными являются методы интенсивной пластической деформации, так как в этом случае за счет больших сдвиговых деформаций удается получить структуры с субмикро- и нанозернами. Примерами технологических схем реализации методов интенсивной пластической деформации (ИПД) могут быть такие процессы обработки металлов давлением как продольно-поперечная деформация, знакопеременный изгиб, различные схемы прессования, поперечно винтовая прокатка, а также комбинированные схемы нагружения. Использование комбинированного нагружения по схемам «осадка с кручением» и «кручение с растяжением» позволяет локализовать деформацию на определенных участках образца и получать структуры градиентного типа. В магнитотвердых материалах, которые являются хрупкими и имеют низкие прочностные характеристики, градиентные структуры могут обеспечить повышение прочности на участках со сверхмелким зерном при удовлетворительном уровне магнитных свойств в целом, за счет сохранения крупнокристаллической структуры в малодеформированных частях образцов.

Настоящая работа посвящена сравнению структуры образцов магнитотвердого сплава 30X8K, полученных при использовании двух схем комбинированного нагружения - «осадка с кручением» и «кручение с растяжением».

Показано, что в процессе деформации образцов по схеме «осадка с кручением» формируется градиентная структура с постепенным переходом от крупнозернистой в центральной части образца к УМЗ структуре в периферийной части. При этом с увеличением угла закручивания размер зерна уменьшается по всему сечению образца. Использование схемы деформирования и «кручение с растяжением» позволяет получать образцы цилиндрической формы с градиентной структурой, что дает возможность пластифицировать поверхностные слои заготовки для последующего волочения в предварительно состаренном состоянии с целью получения сильной одноосной текстуры, обеспечивающей максимальные магнитные свойства данного сплава. Уменьшение размера зерен в зонах локализации деформации в обоих случаях приводит к заметному повышению микротвердости.

ФРАГМЕНТАЦИЯ КАК СТРУКТУРНЫЙ МЕХАНИЗМ СОВМЕСТИМОСТИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

Утяшев Ф.З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
ufz1947@mail.ru

Возникающая при произвольной пластической деформации твердого тела несовместность приводит к повышению внутренних напряжений вплоть до значений, вызывающих его разрушение. В поликристаллических материалах несовместность деформации характеризуют одноименным тензором $\hat{\eta}$ и связывают с наличием невязок на границах зерен. В пластичных металлах и сплавах рост внутренних напряжений ограничивается проходящей при деформации фрагментацией, в ходе которой напряжения снижаются. Полностью напряженное состояние в металлических материалах задает тензор несовместности [1]. Вместе с тем, если $\hat{\eta}$ определять уравнением, зависящим от тензора пластической деформации $\hat{\epsilon}$, то это уравнение не пригодно для решения задач, связанных с параметрами состояния материала, поскольку $\hat{\epsilon}$ таким параметрам не является [2]. Кроме того, фрагментация наблюдается не только в деформированных поликристаллах, но и при деформации монокристаллов, а также в телах с некристаллическим строением, где нет ни границ зерен, ни невязок.

В данной работе показано, что способность фрагментироваться в понимании - образовывать при деформации некоторые обособленные друг от друга части, отличающиеся ориентировкой, и в тоже время оставаться жестко связанными в рамках единого агрегата, присуще всем реальным твердым материалам, в которых целостность и последеформационная стабильность обеспечиваются силами межатомных связей. Эта способность является следствием фундаментального закона сохранения (массы, объема).

В пластически деформируемом твердом теле следствием этого закона является условие совместности деформации. В механике сплошных сред и в теории обработки металлов давлением это условие сводится к шести уравнениям, полученным дифференцированием известных деформационных соотношений Коши и исключением из них компонент вектора перемещения. В реальных твердых телах, в том числе в поликристаллах, деформированное и, в конечном счете, структурное состояние в обобщенном представлении характеризует не $\hat{\epsilon}$, а тензор дисторсии - $\hat{\beta}$, и условие совместности для них имеет вид:

$$\text{rot} \hat{\beta} = \nabla \times (\hat{\epsilon} + \hat{\omega}) = 0 \quad (1)$$

где $\hat{\omega}$ - тензор поворота.

В кристаллических материалах совместность деформации отражает также уравнение

$$\text{div} \hat{\alpha} = \nabla \cdot \hat{\alpha} = 0 \quad (2)$$

где $\hat{\alpha}$ - тензора плотности дислокации

На основании уравнений (1) и (2) и теоремы Остроградского - Гаусса в отношении вектора Бюргера дислокаций \vec{b} :

$$\iiint_V \text{div} \vec{b} \, dV = \iint_A \vec{b} \, dA$$

в работе выявлены условия, обеспечивающие выполнение принципа совместности деформации в металлах на макро-, мезо- и микро-уровнях, в том числе приводящие к предельной фрагментации [3].

1. Фридель Ж. Дислокации. / пер. с англ. М.: Мир. 1967, 643.
2. Р. Де Витт. Континуальная теория дисклинаций / пер. с англ. М.: Мир, 1977, 288 с.
3. Утяшев Ф.З. Современные методы интенсивной пластической деформации Уфа, УГАТУ, 2008, 313 с. ISBN978-5-96911-907-0.

ИНТЕНСИВНАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СТАЛЕЙ: ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

Зарипов Н.Г., Валиев Р.З., Караева М.В.

*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
nzaripov@mail.ru*

В последние годы большое внимание уделяется исследованиям фундаментальных основ одновременного повышения прочности и пластичности различных металлических материалов. В частности возрос интерес к такому классу материалов как стали, так как развитие методов интенсивной пластической деформации (ИПД) дает новые возможности для улучшения свойств даже относительно малолегированных сталей. Для высокоуглеродистых сталей эти возможности остаются практически не исследованными.

Для реализации ИПД в таких сложных объектах, как заэвтектоидные стали, необходимо исследование их деформационного поведения, т.к. кривые «напряжение – деформация» являются интегральной характеристикой структурных процессов, происходящих в процессе деформирования.

В данной работе рассматриваются деформационное поведение и структурные изменения в малоуглеродистых (доэвтектоидных) и высокоуглеродистых (заэвтектоидных) сталях при их деформации с использованием методов ИПД в зависимости от исходного состояния материалов.

Рассмотрены процессы формирования нанокристаллической структуры и формирование механических свойств в низко- и высокоуглеродистых сталях при равноканальном угловом прессовании (РКУП) и кручения под высоким давлением. Изучено влияние исходной микроструктуры сталей (ферритно-перлитной, бейнитной, мартенситной), на их деформируемость и возможность формирования субмикро- или нанокристаллической структуры. Показано, что преобразование микроструктуры при интенсивной пластической деформации позволяет достичь рекордно высоких прочностных характеристик при сохранении их удовлетворительной пластичности. Например, в высокоуглеродистых сталях наблюдается значительное повышение предела текучести – в 2,4 раза по сравнению с отожженным состоянием. Исследования показали, что причиной такого изменения свойств является наклеп ферритной матрицы, изменение морфологии и количественных характеристик карбидной фазы. Изменяется и вид кривых упрочнения стали после РКУП по сравнению с исходным отожженным состоянием. Свойства стали зависят также от числа проходов при РКУП.

На основе анализа микроструктур ряда нанокристаллических сталей предложены оптимальные схемы взаиморасположения структурных составляющих сталей с точки зрения достижения высокого комплекса эксплуатационных свойств. Приведены сравнительные данные о влиянии температуры и степени деформации на структурные параметры различных сталей (размеры зерен, фазовый состав, размеры и объемная доля карбидов и т.д.). Обсуждаются возможные механизмы формирования микроструктуры в ходе интенсивной пластической деформации.

Рассматриваются также преимущества, возможности и перспективы использования низко- и высокоуглеродистых сталей с субмикро- и нанокристаллической структурой в различных областях.

ОСОБЕННОСТИ АМОРФИЗАЦИИ И НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ИСХОДНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И ИСХОДНО-АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Nd-Fe-B и Ti-Ni ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИПД.

Гундеров Д.В.

Институт физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа
dimagun@mail.rb.ru

В серии работ было исследовано действие интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) на исходно-крупнозернистые (КЗ) магнитотвердые сплавы системы Nd-Fe-B, сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) Ti-Ni и их аморфные аналоги, полученные быстрой закалкой расплава (БЗС) [1]. В результате воздействия ИПДК как на исходно-КЗ, так и на исходно-аморфные сплавы Nd-Fe-B в них происходят структурно - фазовые превращения, определяемые расслоением сплавов и нанокристаллизацией α -Fe в формирующейся аморфной матрице состава Fe 50% Nd 50 вес %. При ИПДК КЗ сплавов Ti-Ni, TiNiCu в них происходит формирование структуры с распределенными в аморфной фазе нанокристаллами B2 фазы. Можно отметить, что метастабильные к мартенситным превращениям сплавы Ti-Ni (с температурами превращений близких к комнатной) имеют большую склонность к аморфизации при ИПД, чем другие сплавы двух металлов, а так же сплавы на основе Ti-Ni с низкой температурой мартенситных превращений. Способность к аморфизации сплавов Ti-Ni обусловлена высокими значениями энергии активации кристаллизации, мартенситным превращениями и низкими упругими модулями при температуре ИПД, что обеспечивает относительно низкую свободную энергию аморфных состояний Ti-Ni, и в свою очередь - относительно низкую движущую силу релаксационных процессов.

Действие ИПДК на аморфный сплав TiNiCu, полученный быстрой закалкой расплава, приводит к нанокристаллизации в аморфной фазе B2 -кристаллитов размерами 2-3 нм. Таким образом, в сплавах системы Ti-Ni, Ti-Ni-Cu при ИПД расслоение не происходит, и релаксационные процессы идут по механизму полиморфной кристаллизации фазы B2 с размером 2-3 нм, имеющих такой же состав, как и аморфная матрица.

ИПД изменяет кинетику кристаллизации аморфных БЗС при последующих отжигах, в результате чего удастся сформировать более однородные и дисперсные НК структуры, обеспечивающие повышенные служебные свойства. В частности, в результате комбинации ИПД и отжига в БЗС R-Fe-B достигнуты более высокие магнитные свойства, чем в недеформированных БЗС.

Литература

1. Р.З. Валиев, В.Г. Пушин, Д.В. Гундеров, А.Г. Попов Использование интенсивных деформаций для получения объемных нанокристаллических материалов из аморфных сплавов Доклады РАН, 2004, том 398 № 1 с 54

ФОРМИРОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАНОСТРУКТУР ТРИБОМОДИФИЦИРОВАНИЕМ В СРЕДЕ СМАЗКИ С ТВЕРДЫМИ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ДОБАВКАМИ

Витязь П.А., Жорник В.И., Кукареко В.А.

Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь
zhornik@inmash.bas-net.by

В процессе трибовзаимодействия контактирующие поверхности подвергаются воздействию широкого спектра физико-химических факторов, приводящих к разрушению поверхностных слоев элементов пары трения. К эффективным способам повышения работоспособности элементов тяжело нагруженных трибосопряжений относится формирование в их тонких поверхностных слоях наноразмерной субзеренной структуры, характеризующейся увеличенной адгезией к смазочным материалам и высоким сопротивлением зарождению и распространению микротрещин при трении.

В качестве материала покрытия выбрана медь М1. Нанесение тонкого покрытия из меди осуществлялось методом деформационного плакирования гибким инструментом (вращающейся металлической щеткой). Для формирования износостойкой ячеистой структуры в нанесенном медном слое применен метод трибомеханической обработки, заключающийся в приработке трибосопряжения в среде смазочного материала (пластичная смазка Литол-24), содержащего твердые наноразмерные добавки в виде ультрадисперсной алмазно-графитовой шихты УДАГ. С целью оптимизации параметров технологического процесса проведен многофакторный эксперимент, в котором в качестве критерия оптимизации была выбрана толщина формируемого покрытия, а параметрами оптимизации являлись величина натяга щетки, число проходов, соотношение линейных скоростей вращения детали и щетки и величина осевой подачи щетки.

Исследование триботехнических характеристик сопряжений «медь М1–сталь 45» показало, что модифицирование смазочного материала алмазосодержащими наноразмерными добавками наиболее эффективно при давлениях свыше 10–20 МПа. При этом модифицированную смазку достаточно применять только на начальной стадии эксплуатации, поскольку после подобной приработки использование стандартной смазки обеспечивает достаточно низкий коэффициент трения ($f=0,04-0,05$) и высокую износостойкость ($I_h \cong (3,5-4,0) \cdot 10^{-9}$).

Установлено, что в результате трибовзаимодействия микротвердость поверхностного слоя меди возрастает в 2,2–2,4 раза и увеличивается ширина дифракционных линий от матричной α -фазы. Это указывает на повышение плотности дислокаций в поверхностных слоях в результате их интенсивной пластической деформации в процессе фрикционного взаимодействия. Фактически в процессе испытаний со смазкой, модифицированной УДАГ, в поверхностном слое пластичного материала формируется наноразмерная ячеистая субструктура, характеризующаяся размером субзерен $d \leq 100$ нм. Эффективное измельчение формирующейся в поверхностях трения субзеренной структуры при использовании смазки, модифицированной УДАГ, способствует повышению триботехнических свойств подобных фрикционных сопряжений. Образующаяся в поверхностях трения наноразмерная субзеренная структура вследствие присущих ей чрезвычайно высоких пластических свойств облегчает приработку контактирующего сопряжения, а возникающие в процессе трибоконтакта микротрещины тормозятся на границах зерен, не достигая критических размеров. Это способствует уменьшению скорости образования частиц износа и снижению интенсивности изнашивания поверхности трения.

Установлены режимы формирования износостойких поверхностных структур на стадии приработки сопряжений. Показано, что для элементов трибосопряжений типа «медь М1 – сталь 45» при удельной нагрузке 10 МПа и скорости скольжения 0,5 м/с длительность фрикционной обработки соответствует 350–450 м пути трения, а при удельной нагрузке 20 МПа – 200–250 м пути трения. Разработана технология формирования антифрикционного покрытия на рабочей поверхности элементов шарнирных сопряжений механизмов копирования жаток зерноуборочных комбайнов, позволяющая в 1,3–1,4 раза повысить быстродействие механизмов копирования, в 2 раза увеличить срок до проведения очередного технического обслуживания шарнирных сопряжений и снизить потери зерна за жаткой с 0,78 до 0,52 %.

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМО-МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА СТРУКТУРУ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВОВ НА Ni-Cr И Co-Ni ОСНОВАХ

Ерболатулы Д.

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

В настоящее время значительный интерес у исследователей вызывает проблема сверхпластичности (СП) сплавов. Исследования в этом направлении актуальны в связи с применением СП в процессах обработки металлов давлением. Экспериментальных данных о влиянии различных факторов на СП материалов недостаточно. С этой точки зрения особый интерес представляют аустенитные дисперсионно-твердеющие сплавы на Ni-Cr и Co-Ni основах, которые недостаточно пластичны после закалки и хрупки после стандартных обработок.

Для получения структуры со свойствами СП нами был выбран метод термомеханической обработки сплавов: закалка, проведенная с целью получения разупрочненного пересыщенного γ -твердого раствора; холодная деформация прокаткой для измельчения зеренной структуры; высокотемпературная деформация, при которой происходят распад и рекристаллизация с образованием мелкозернистых сверхпластичных структур.

Исследовали дисперсионно-твердеющие сплавы 40ХНЮ (39,5%-Cr, 3,75%-Al, ост. Ni) 47ХНМ (47%Cr, 5%Mo, осн. Ni), 67КН5Б (67%-Co, 28%-Ni, 5%-Nb) и нержавеющей сталь 12Х18Н10Т. Установлено влияние температуры выдержки перед закалкой на фазовый состав, размеры зерен, микротвердость, прочность и СП сплавов.

Степень прокатки 20 и 40% недостаточна для протекания процесса первичной рекристаллизации при последующем высокотемпературном растяжении сплава 67КН5Б, то есть для измельчения зеренной структуры, что не позволяет обнаружить эффекта СП (относительное удлинение $\delta < 60\%$). Сплав 67КН5Б, прокатанный на 60%, проявляет СП в интервале 870-970°C и скоростях деформации $\dot{\epsilon} = 1,2 \cdot 10^{-4} \div 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. После прокатки сплава 67КН5Б на 90% и сверхпластической деформации (СПД) при 870°C на 300% формируется двухфазная структура, состоящая из γ -зерен размерами $d \approx 1-2 \text{ мкм}$ и наночастиц ГПУ-фазы. Установлено, что сплав 67КН5Б, прокатанный на 90% проявляет наибольшую СП ($\delta = 1143\%$), как и сплав 40ХНЮ, в начальный момент растворения частиц второй фазы в матрице.

При СПД сплава 40ХНЮ, прокатанного на $\epsilon = 20, 40, 60$ и 90% установлено, что даже прокатанные на 20% образцы при растяжении в интервале $T = 900-1100^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon} = 2-9 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ проявляют СП ($\delta_{\text{max}} = 550\%$). Повышение степени прокатки до 60% приводит к возрастанию δ до 1160%. Максимальные значения $\delta = 1730\%$ и $m > 0,6$ сплава 40ХНЮ достигаются после закалки от 1200°C, прокатки на 90% и СПД при 980°C и $\dot{\epsilon} = 1,7 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, при формировании двухфазной наноструктуры. Впервые обнаружен эффект СП в сплаве 47ХНМ. В отличие от сплава 47ХНМ сплав 40ХНЮ имеет более низкую температуру начала прерывистого распада. Установлено, что наибольшая СП сплавов наблюдается при температуре начала растворения частиц фаз в матрице. Изучены механизмы СПД сплава 67КН5Б, установлено влияние начального размера зерна на вклады различных механизмов в общую деформацию. Показаны отличительные особенности проявления СП в стали 12Х18Н10Т.

Таким образом, в работе показано влияние режимов предварительной обработки на структуру и СП сплавов 40ХНЮ, 47ХНМ и 67КН5Б. Формированием наноструктуры улучшена СП сплава 40ХНЮ почти в 2 раза, а сплава 67КН5Б в 1,5 раза, понижены деформирующие напряжения и увеличены оптимальные скорости деформирования.

На основании полученных результатов при поддержке ОФ «Фонд Первого Президента РК» разрабатывается проект «Разработка технологии получения деталей из сплавов в режиме сверхпластичности», предполагающий применение равноканального углового прессования.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ СОСТАВА НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ, ФОРМИРУЕМЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ, В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ

Дерягин А.И.¹, Гапонцев В.Л.², Гапонцева Т.М.¹

¹*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*

²*Российский государственный профессионально-педагогический университет,
г. Екатеринбург*

deryagin@prm.uran.ru

При интенсивной пластической деформации сплавов замещения обнаружены аномальные зависимости диффузионного перераспределения химического состава от температуры и скорости деформации. При понижении температуры распределения состава отклоняются от равновесного. У сплавов с неограниченной растворимостью компонентов действие интенсивной пластической деформации приводит к возникновению расслоения в первоначально однородном сплаве, увеличению при понижении температуры и, в последующем, к его уменьшению.

Перераспределение состава при интенсивной пластической деформации сплавов замещения охватывает объем зерен, поэтому его следует характеризовать, как диффузионный эффект, возникающий при движении вакансий. В данной работе мы связываем диффузию вещества с генерацией и движением вакансий, как следствие внешних воздействий. В сплавах с различной подвижностью компонентов диффузия вакансий приводит к расслоению сплава из-за обратного эффекта Киркендалла. Эффекты перераспределения состава при интенсивной пластической деформации сплавов замещения возникают при достижении средним размером зерна значений ниже 500 нм, когда активизируются механизмы зернограничного проскальзывания и разворотов зерен.

В работе представлены экспериментальные результаты, свидетельствующие об образовании микро неоднородностей состава сплавов при интенсивной пластической деформации. Зависимости их концентраций от температуры деформации, скорости деформации. Приводится интерпретация экспериментальных зависимостей распределения состава в наноструктурных сплавах замещения, сформированных действием интенсивной пластической деформации на основе феноменологической модели диффузионной подвижности вакансий, источники возникновения которых при интенсивной деформации представлены на разных стадиях пластической деформации. При пластической деформации сдвигом под давлением в качестве возможных источников вакансий рассматриваются докритические микропоры. Они могут возникать при раскрытии микротрещин, их частичном заполнении веществом и последующем захлопывании.

Проводится сравнительный анализ результатов других авторов по данной тематике.

ФРАКТОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ КЕРАМИКИ Al_2O_3 С СУБМИКРОННОЙ СТРУКТУРОЙ

Дерягина И.Л.², Хрустов В.Р.¹, Паранин С.Н.¹, Бекетов И.В.¹

¹Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург,

²Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
deryagina@mail.ru

Повышение износостойкости керамики на основе Al_2O_3 реализуется путем создания высокоплотного материала с минимальным размером зерен [1-3]. В связи с этим важным становится вопрос контроля структуры керамики. Атомно-силовой микроскоп (АСМ) является инструментом, который позволяет изучать структуру материала с наноразрешением по трем координатам и, как показывает наш опыт, успешно может применяться для фрактографии (исследования поверхности скола) керамик. Исследованные в работе образцы керамики спекались из смеси ультрадисперсных порошков $\alpha-Al_2O_3$, и металлического Al (последний был получен в ИЭФ УрО РАН методом электрического взрыва проволоки [4]). Алюминиевый порошок состоит из частиц размером 100 - 130 нм с металлическим ядром и оболочкой из аморфного оксида толщиной 2 - 4 нм. Порошок Al_2O_3 представляет собой агрегаты (до 40 мкм) из частиц $\alpha-Al_2O_3$ (150 нм). Композитный УДП компактировался одноосным прессованием при давлении 330 МПа в диски диаметром 10мм и толщиной 0,3 мм и спекался при 1550°C в течение 30 мин. Структура керамики исследовалась на АСМ Solver P47 в полуконтактном режиме с использованием зондов NSG10S с силовой константой 5,5 – 22,5 Н/м.

АСМ исследования показали наличие разнородных по структуре скола участков. Большинство сколов имели кристаллическую структуру, сформированную на основе микронных (1,5 мкм) и субмикронных (200–250 нм) зерен с хрупким характером излома по межкристаллитным границам. В области тройных стыков крупных зерен (рис. 1а) и на гранях отдельных зерен (рис. 1б) обнаружены локальные кристаллиты с размерами 100-150 нм (OX-OY) и 30 – 50 нм (OZ), которые, являясь частицами недоокисленного при спекании металлического алюминия, могут приводить к снижению плотности керамики, а также служить концентраторами напряжений. Наличие подобных отдельных мелких зерен создает условия для возникновения напряжений, «расклинивающих» керамику изнутри и тем самым облегчает зарождение и развитие трещины при приложении внешней нагрузки. Методом АСМ также были обнаружены участки с различным рельефом поверхности скола и неоднородным составом керамики (следствие недостаточного перемешивания порошков исходной смеси). В результате еще на стадии спекания в объеме керамики образуются внутренние микротрещины, снижающие ее прочностные характеристики. Таким образом, АСМ может успешно использоваться как метод фрактографии сколов керамик с микронными и субмикронными зернами.

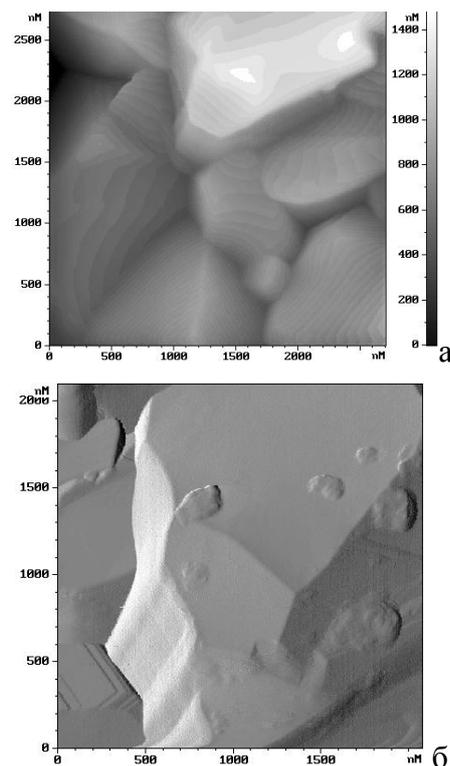


Рис. 1. АСМ-изображение скола керамики Al_2O_3 : а - 2Т; б - 2G.

[1] В.В.Иванов, А.С.Кайгородов, В.Р.Хрустов, и др. // Российск. нанотехнологии, **1** (2006), с. 201.

[2] В.Kerkwijk, E.Mulder, H.Verweij// Advanced Engineering Materials, **1** (1999) 69.

[3] В.Б.Брагин, В.В.Иванов, О.Ф.Иванова, и др.// Перспект. матер., **6** (2004). С. 48.

[4]. Ю.А.Котов, И.В.Бекетов, А.И.Медведев, О.Р.Тимошенкова// Российские нанотехнологии, **т.4**, № 5-6. 2009. С. 126-130.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Дитенберг И.А.^{1,2}, Малахова С.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Корзников А.В.³

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

²Томский государственный университет, г. Томск,

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

ditenberg_i@mail.ru

Проведено обобщение результатов структурной аттестации и данных по измерению параметров микротвердости металлических материалов после кручения в наковальнях Бриджмена в зависимости от степени деформации. Исследование микроструктуры и измерение значений микротвердости проведено в сечениях параллельном и перпендикулярном плоскости наковален на различных расстояниях от оси кручения.

Установлено, что в высокопрочных ОЦК материалах (V-4%Ti-4%Cr (вес. %), V-Mo-ZrO₂, Mo-47%Re (вес. %), Mo-47%Re-0,4%Zr (вес. %), Ta (99,99 %), сплавы ниобия ВН-2АЭ и 5ВМЦ) уже после кручения на один оборот формируется сильная анизотропия микроструктуры. Размеры зерен в направлении оси кручения (перпендикулярном плоскости наковален) не превышают 100 нм, что в несколько раз меньше, чем размер зерен в направлениях параллельных плоскости наковален, достигающий 250 – 500 нм. При этом отличительными параметрами для каждого материала являются размеры зерен и субзерен, а также характеристики упруго-напряженного состояния.

В субмикроструктурной Cu (99,98 %) анизотропная структура характеризуется высокой плотностью микродвойников и полос локализованной деформации, расположенных параллельно плоскости наковален в направлениях максимальных сдвиговых напряжений. В то же время, в ГПУ Ti (99,99 %) и ГЦК Ni (99,999 %) даже после кручения на пять оборотов не наблюдается каких-либо признаков анизотропного структурного состояния. Формирующиеся в процессе деформации никеля наноразмерные двойники не имеют какой-либо преимущественной ориентации, а структура титана представлена практически равноосными зернами размерами менее 100 нм.

В процессе измерения микротвердости во всех изученных в работе материалах после кручения на один оборот обнаружен неоднородный характер упрочнения центральной и периферийной частей образцов. Установлено, что только при достижении характерных для каждого материала степеней деформации наблюдается выравнивание параметров микротвердости на различных расстояниях от центра.

Проведен анализ влияния прочностных характеристик и релаксационной способности изученных в работе материалов на особенности формирования анизотропии микроструктуры и механических свойств.

Рассмотрены возможные механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки при формировании нанокристаллических и субмикроструктурных состояний в условиях интенсивного деформационного воздействия.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-658.2009.8. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ ТАНТАЛОМ, РЕНИЕМ И РУТЕНИЕМ

Кузнецов В.П.^{1,2}, Лесников В.П.^{1,2}, Конакова И.П.^{1,2}

¹Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

²ООО «ТУРБОМЕТ», г. Екатеринбург
turbomet@e1.ru

Для современных теплонапряженных газотурбинных двигателей рабочие лопатки турбины высокого давления изготавливаются из монокристаллических жаропрочных сплавов (ЖНС) со специальным легированием разработки ФГУП «ВИАМ» [1,2].

В работе приведен анализ структуры, фазового состава и ликвационной неоднородности монокристаллических ЖНС ЖС32, ЖС36 и опытного сплава типа ВЖМ4 с кристаллографической ориентацией [001]. Химический состав сплавов и режимы их термической обработки (ТО) приведены в [1,2].

Следует отметить, что при ТО в процессе растворения неравновесной эвтектики ($\gamma+\gamma'$) происходит образование микропор в сплавах, ликвационная неоднородность не устраняется. По кривым сканирующей дифференциальной калориметрии определены температуры фазовых переходов в ЖНС, а также температурный интервал стабильного двухфазного ($\gamma+\gamma'$) состояния сплавов. В безуглеродистых предельно легированных монокристаллических ЖНС после проведения ТО происходит формирование наноструктурных частиц γ'_n -фазы размером 20...60 нм, а прослойки γ -фазы между частицами γ'_n -фазы имеют толщину 5...10 нм. Подробно исследованы механические свойства ЖНС в интервале температур 20...1200°C и длительная прочность сплавов при различных температурах и напряжениях (рис. 1, 2).

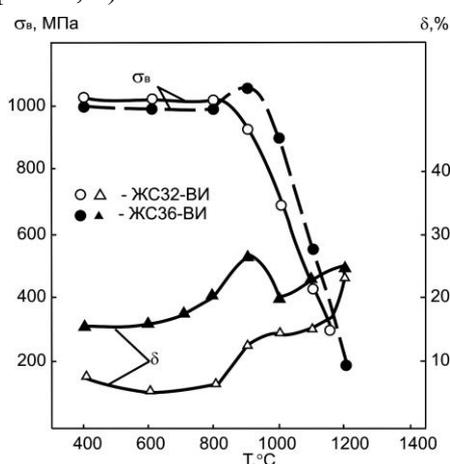


Рис. 1. Температурная зависимость предела прочности (σ_B) и пластичности (δ) сплавов ЖС32 и ЖС36

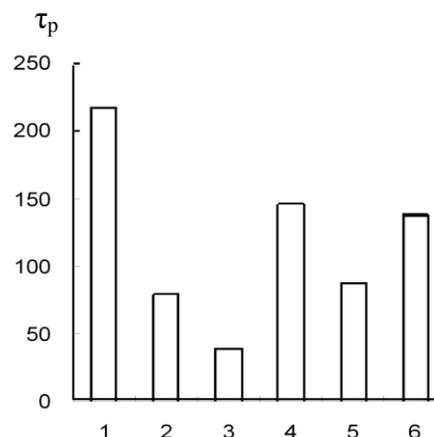


Рис. 2. Длительная прочность сплава ЖС36
1— $T=975^\circ\text{C}$, $\sigma = 300\text{МПа}$; 2— $T=975^\circ\text{C}$, $\sigma=340\text{МПа}$;
3— $T=975^\circ\text{C}$, $\sigma = 360\text{МПа}$; 4— $T=900^\circ\text{C}$, $\sigma=475\text{МПа}$;

Литература

1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.А. и др. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТО// Технология легких сплавов. 2007. №2, С. 6-16.
2. Петрушин Н.В., Светлов И.А., Самойловы А.И. и др. высокотемпературные фазовые и структурные превращения в монокристаллах жаропрочного никелевого сплава, содержащего рений и рутений// Материаловедение. 2008. №10, С.13-18.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРОЦЕССЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРОКАТКОЙ МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Литовченко И.Ю.¹, Тюменцев А.Н.², Захожева М.И.²

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

²Томский государственный университет, г. Томск
litovchenko@spti.tsu.ru

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследована дефектная структура, и фазовый состав метастабильной аустенитной стали типа 304 после больших (до $\varepsilon = 98\%$) пластических деформаций прокаткой. Фазовый состав стали изучался также методом рентгеноструктурного анализа. Методом измерения удельной намагниченности исследовано изменение содержания магнитной фазы (α' – мартенсита).

Показано, что в процессе пластической деформации происходит формирование α' и ε мартенситных фаз. При этом объемное содержание ε – мартенсита не превышает 2%, в то время как содержание α' – мартенсита возрастает с увеличением степени деформации и составляет десятки процентов.

Показано, что основными механизмами пластической деформации γ - аустенита являются механическое двойникование и образование полос локализации деформации. Полосы локализации деформации имеют фрагментированную структуру и преимущественные разориентировки кристаллической решетки, с векторами, разориентации, близкими к $\sim 60^\circ \langle 110 \rangle$ и $\sim 35^\circ \langle 110 \rangle$. В работах [1, 2] для объяснения указанных особенностей переориентации полос локализации деформации были развиты представления о механизме прямых плюс обратных превращений мартенситного типа.

Формирование частиц α' – мартенсита наблюдается в полосах локализации деформации. В процессе пластической деформации происходит слияние отдельных частиц α' – мартенсита с образованием протяженных областей α' – фазы. В α' – мартенсите наблюдается формирование пластин ε – мартенсита. Результатом пластической деформации прокаткой до $\varepsilon = 98\%$ является формирование двухфазного ($\gamma + \alpha'$) субмикроструктурного состояния.

Магнитные исследования показали немонотонный характер зависимости объемного содержания α' – фазы от степени деформации. Содержание α' – мартенсита возрастает с увеличением степени деформации до $\varepsilon = 90\%$. При увеличении степени деформации до $\varepsilon = 98\%$, происходит снижение объемного содержания α' – фазы. Предполагается, что указанный результат связан с реализацией механизма прямых плюс обратных $\gamma \rightarrow \alpha(\alpha') \rightarrow \gamma$ превращений мартенситного типа [1, 2], в котором стадии прямого $\gamma \rightarrow \alpha'$ и обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращений разделены во времени. При этом α' – мартенсит, сформированный на предыдущих стадиях деформации, частично испытывает обратное мартенситное превращение.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы деформации и фазовых превращений в процессе больших пластических деформаций метастабильной аустенитной стали.

Литература

1. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжсин Ю.П. и др. Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. I. Модель неравновесных фазовых (мартенситных) превращений в полях высоких локальных напряжений // ФММ. 2003. Т. 95. № 2. С. 86-95.

2. Тюменцев А.Н., Литовченко И.Ю., Пинжсин Ю.П. и др. Новый механизм локализации деформации в аустенитных сталях. II. Влияние двойникования на закономерности переориентации кристаллической решетки в полосах локализации деформации // ФММ. 2003. Т. 95. №3. С. 88-96.

ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ $ZrO_2-Al_2O_3-Y_2O_3$ МЕТОДАМИ РАСТРОВОЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ И АДСОРБЦИОННОГО АНАЛИЗА

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

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

В данной работе представлены исследования ультрадисперсных плазмохимических керамических порошков, полученных на Сибирском химическом комбинате. Порошок имеет сложное морфологическое строение и низкие технологические свойства (низкая насыпная плотность, плохая прессуемость). Для улучшения технологических свойств порошка с целью получения из него плотной и прочной керамики были проведены отжиги в интервале температур 400-1200°C и низкоэнергетическая механическая обработка порошка отожженного при температуре 1100°C в шаровой мельнице от 5 до 100 часов. Порошки после отжигов и механической обработки исследовали методами растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, а так же построением изотерм адсорбции-десорбции, из которых вычисляли такие характеристики порошков как общая площадь удельной поверхности ($S_{y\partial}$), внешняя площадь удельной поверхности ($STSA$), объем нанопор разного радиуса и их распределение по размерам.

Площадь удельной поверхности исходного порошка составляет 12 м²/г. Увеличение температуры отжига порошков до 1000°C практически не влияет на $S_{y\partial}$, а при температурах отжига выше 1000°C происходит резкое уменьшение значений $S_{y\partial}$ до 3 м²/г. Морфологическое строение порошка до температуры отжига так же остается неизменным. В исходном виде порошок состоит из непрозрачных шарообразных частиц, полых сфер, пленок, чешуек, и частиц «пенообразного» вида. При температурах отжига 1100-1200°C морфологическое строение порошка резко меняется. Наряду с полыми сферами и частицами «пенообразной» формы в структуре порошка появляются частицы «хлопьевидной» формы. Вероятно, эти частицы образовались в результате распада частиц «пенообразной формы» вследствие тетрагонально-моноклинного фазового превращения в ZrO_2 и выделением из неравновесного пересыщенного твердого раствора самостоятельной фазы Al_2O_3 , что подтверждается данными рентгенофазового анализа. Изменение $S_{y\partial}$ и морфологического строения порошка сопровождается увеличением насыпной плотности с 0,17 до 0,27 см³/г уменьшением объема нанопор на поверхности порошка. Еще одной причиной уменьшения площади удельной поверхности и объема нанопор на поверхности порошка при температурах отжига 1100-1200°C может являться частичное припекание частиц порошка друг к другу.

С увеличением времени механической обработки в шаровой мельнице порошка отожженного при температуре 1100°C площадь удельной поверхности монотонно возрастает с 5 до 9,5 м²/г. При этом величины $S_{y\partial}$ (БЭТ) и $S_{y\partial}$ (STCA) близки по своим значениям. При механической обработке наблюдается процессы агломерирования частиц разной формы, при этом происходит разрушение стенок частиц «пенообразной» формы и спекшихся агломератов, что приводит к образованию новых поверхностей. Увеличение объема нанопор разного радиуса так же влияет на повышение значений $S_{y\partial}$. Еще одной причиной увеличения $S_{y\partial}$ при мехобработке порошка является фазовый переход в диоксиде циркония. Тетрагонально-моноклинное превращение в диоксиде циркония происходит с увеличением объема на 3-5%, что вызывает разрыхление материала с образованием новых поверхностей. Помимо фазового превращения при механической обработке порошка происходит уменьшение размера областей когерентного рассеяния (D) в тетрагональной и моноклинной фазе диоксида циркония.

СТРУКТУРА И СВЕРХПРОВОДЯЩИЕ СВОЙСТВА ВТСП КЕРАМИК Bi2212 И Bi(Pb)2223 , ПОДВЕРГНУТЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Имаев М.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
marcel@imsp.da.ru

Проведено систематическое исследование влияния горячей пластической деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) на структурно-фазовое состояние и сверхпроводящие свойства ВТСП керамик Bi2212 и Bi(Pb)2223 . Показано, что в обеих керамиках существует два температурных интервала, различающихся типом формирующейся микроструктуры. Границей интервалов является температура плавления первой эвтектики. При деформации в низкотемпературном (твердофазном) интервале развивается динамическая рекристаллизация, благодаря которой формируется субмикронная равноосная микроструктура. В высокотемпературном (твердожидком) интервале происходит формирование и рост пластинчатой микроструктуры. Указанные температурные интервалы отличаются механизмами деформации. В твердофазном интервале деформация осуществляется за счет внутризеренного движения дислокаций и проскальзывания по «твердым» границам зерен/колоний зерен. В твердожидком интервале главным механизмом деформации является проскальзывание зерен/колоний друг относительно друга по жидкой пленке.

При деформации в твердофазной области благодаря формированию мелкозернистой равноосной микроструктуры острая текстура не формируется. Это объясняется тем, что при проскальзывании зерен/колоний зерен друг относительно друга (главный механизм деформации) равноосные зерна/колонии зерен произвольно ориентируются в пространстве. При деформации в твердожидкой области, напротив, формируется острая базисная текстура. Текстура растет с увеличением температуры деформации, достигая максимума в предплавленной области. Основными механизмами формирования базисной компоненты текстуры являются разворот и укладка пластинчатых зерен/колоний зерен осью $[001]$ параллельно оси сжатия, а также направленный рост зерен.

Подробно исследованы сверхпроводящие свойства керамики Bi2212 . Керамика Bi2212 деформированная в твердожидкой области демонстрирует сильно неравномерную зависимость сверхпроводящих свойств (плотность критического тока J_c , поле необратимости B_{irr} и средняя энергия пиннинга магнитного потока $\langle E \rangle$) от температуры деформации. Для объяснения такой неравномерной зависимости предложена концепция совместного действия трех основных типов центров пиннинга магнитного потока: 1) внутризеренные решеточные дефекты; 2) малоугловые межколониальные границы; 3) частицы вторичных фаз, возникшие при распаде метастабильной фазы Bi2212 вблизи температуры плавления. Плотность каждого из типов центров пиннинга зависит от температуры деформации. Локальные максимумы сверхпроводящих свойств возникают тогда, когда вклад дают центры пиннинга не менее двух типов. Максимальные свойства Bi2212 формируются в предплавленной области благодаря большой протяженности малоугловых границ и высокой плотности частиц, возникших при распаде фазы Bi2212 .

Развитый в работе метод КГД можно использовать для изготовления объемных осесимметричных изделий с улучшенными сверхпроводящими свойствами, которые найдут применение в криогенных электротехнических устройствах.

ДИФРАКЦИОННЫЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ГРАНИЦ ЗЕРЕН В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Даниленко В.Н.

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

Взаимосвязь структуры и свойств в конденсированных средах особенно наглядно проявляется в ультрамелкозернистых и наноструктурных материалах. Для описания уникальных свойств таких материалов предложены различные структурные модели, суть которых состоит в представлении о структуре как о двухкомпонентной системе: зерна (кристаллы, фрагменты) и играющие ключевую роль границы зерен между ними. В [1] вводят зеренную и зернограничную фазы, в [2] более детально рассматривается поверхность раздела с различными дефектами, композитная модель зерна в [3] также включает в себя границы зерен с упрочненной приграничной зоной.

В докладе рассмотрены современные возможности дифракционных методов в изучении границ зерен в ультрамелкозернистых и наноструктурных материалах: рентгеноструктурный анализ [4,5], дифракция обратно рассеянных электронов, получаемая в растровом электронном микроскопе [6], методики просвечивающей электронной микроскопии: метод одиночных рефлексов [7], метод использующий дифракцию в сходящемся пучке [8].

Представлены результаты использования дифракционных методов просвечивающей электронной микроскопии для исследования границ зерен и тройных стыков в ультрамелкозернистых материалах полученных кручением под квазигидростатическом давлении в наковальне Бриджмена.

Литература

1. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. - Екатеринбург: Уральское отделение РАН, 2003, 279 с.
2. Валиев Р.З. Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000, 272 с.
3. Конева Н.А., Жданов А.Н., Козлов Э.В. Физические причины высокой прочности ультрамелкозернистых материалов // Известия РАН. Серия физическая, т.70, № 4, с. 577 (2006).
4. Ермакова Н.Ю., Золоторевский Н.Ю., Титовец Ю.Ф. Анализ распределения разориентировок в отдельных зернах пластически деформированного поликристалла на основе данных рентгеновской дифрактометрии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, т.66, № 7, с. 26 (2000).
5. Славов В.А., Наумова О.М., Яковлева Т.П. Способ дифракционного анализа спаренных спецграницами зерен поликристаллов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, т.65, № 11, с. 15 (1999).
6. Миронов С.В., Даниленко В.Н., Мышляев М.М., Корнева А.В. Анализ пространственного распределения ориентировок элементов структуры поликристаллов, получаемого методами просвечивающей электронной микроскопии и обратно рассеянного пучка электронов в сканирующем электронном микроскопе // Физика твердого тела, т. 47, в.7, с. 1217 (2005)
7. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.
8. Даниленко В.Н., Жилев А.П., Герцман В.Ю., Валиев Р.З. Применение дифракции в сходящемся пучке для определения разориентировок зерен в поликристаллических материалах // Заводская лаборатория, т.57., № 9, с. 41 (1991)

ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ КАК КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА СТЕПЕНИ НЕРАВНОВЕСНОСТИ СТРУКТУРЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОМ ТИТАНЕ

¹Дударев Е.Ф., ²Кашин О.А., ¹Почивалова Г.П., ¹Скосырский А.Б., ²Лотков А.И.

¹Сибирский физико-технический институт ТГУ, Томск, Россия

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
okashin@ispms.tsc.ru

Существенное влияние структуры границ зерен на свойства ультрамелкозернистых материалов, полученных различными методами интенсивной пластической деформации, отмечается во многих исследованиях. Одной из особенностей границ зерен в таких материалах является их высокая неравновесность. Однако отсутствует общепринятый критерий степени неравновесности границ зерен. Как правило, об этом судят по размытому контрасту от границ зерен на картинках микроструктуры, полученных методами просвечивающей электронной микроскопии, однако по этой методике провести количественную оценку затруднительно. Предлагается также определять неравновесность границ зерен по изменению свободного объема в границах зерен путем измерения плотности материала. В этом случае нет уверенности, что это изменение обусловлено только изменением структуры границ зерен. В настоящей работе исследована возможность экспериментального количественного определения степени неравновесности границ зерен по зернограничному пику амплитудно-независимого внутреннего трения.

Исследования выполнены на примере титана технической чистоты. Ультрамелкозернистая структура с разной степенью неравновесности границ зерен была получена с использованием методов интенсивной пластической деформации (равноканального углового прессования и *авс*-прессования), прокатки на различные степени деформации и изотермических отжигов при разных температурах. Для аттестации микроструктуры использовали методы просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, дифракции обратно рассеянных электронов, микродеформации.

Исследования температурной зависимости амплитуднонезависимого внутреннего трения показали, что формирование в титане ультрамелкозернистой структуры приводит к смещению начала и интенсивного развития зернограничного пика внутреннего трения в область более низких температур. Причем максимальное смещение наблюдается для материала, подвергнутого максимальной деформации при комнатной температуре, когда диффузионные процессы в титане заторможены. Зернограничное внутреннее трение обусловлено развитием зернограничного микропроскальзывания, и при ультрамелкозернистой структуре с неравновесными границами зерен в титане зернограничное микропроскальзывание реализуется при более низких температурах по сравнению с крупнозернистым материалом с равновесными границами зерен.

По восходящей ветви зернограничного пика внутреннего трения были построены зависимости логарифма внутреннего трения от обратной температуры. Зависимость получилась линейной, что позволяет предположить, что внутреннее трение обусловлено одним релаксационным процессом. По этим зависимостям были определены величины энергии активации зернограничного внутреннего трения. При формировании ультрамелкозернистой структуры энергия активации этого процесса уменьшается в тем большей степени, чем выше неравновесность границ зерен.

На основании результатов этих исследований предложено в качестве критериев степени неравновесности границ зерен использовать величину смещения восходящей ветви зернограничного пика внутреннего трения от равновесного состояния и энергию активации зернограничного микропроскальзывания.

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В УЛЬТРАМИКРОЗЕРНИСТЫХ ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ

Данильченко В.Е.¹, Косицына И.И.², Сагарадзе В.В.²

¹Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев

²Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург
kositsyna@imp.uran.ru

Формирование заданных физико-механических свойств ультрадисперсных метастабильных сплавов, полученных закалкой из расплава или деформацией, во многом связано с возможностью управления характеристиками мартенситных превращений, которые могут протекать в процессе кристаллизации расплава или при последующем охлаждении и воздействии внешних факторов. В частности, характеристики мартенситных превращений в железоникелевых сплавах, полученных в условиях температурных и концентрационных градиентов при закалке из расплава, зависят от скорости охлаждения, перераспределения никеля и размерного эффекта превращения.

Исследованы железоникелевые сплавы Н31 и Н28Т2Ю2, полученные при быстрой закалке расплава (БЗР) на диск-охладитель (скорость охлаждения $10^5 - 10^6$ °/с). Толщина полученных лент составляла у сплава Н31 – 30 мкм, у сплава Н28Т2Ю2 – 18 мкм, ширина – 8 мм и 5 мм, соответственно. После БЗР зеренная структура тонких лент является неоднородной и различается в слоях контактной и свободной поверхностей. Преобладающая часть зерен аустенита на свободной поверхности ленты имела форму, близкую к равноосной. На контактной поверхности зерна имели форму, удлиненную в направлении движения диска-охладителя, а в поперечном сечении ленты наблюдались столбчатые зерна. По ширине ленты размер зерна также изменялся, в центральной части средний размер составлял 2,0-2,5 мкм, на периферии - 1,5-2,0 мкм (краевой эффект), встречались и зерна размером 0,5-1 мкм.

Исследованные сплавы при комнатной температуре находятся в аустенитном микрокристаллическом состоянии. Мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение (МП) развивается при охлаждении в жидком азоте. Температура начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения M_n на 40°C ниже, чем для массивного металла. Полнота МП различна в приповерхностных слоях на разных сторонах ленты. На свободной поверхности ленты сплава Н31 образовалось до 88 об.% мартенсита, на контактной поверхности - около 58 об.%. Для ленты сплава Н28Т2Ю2 разница в объемных долях мартенситной фазы между поверхностями составляла 14-18%. Объемная доля мартенсита в центральной части свободной поверхности ленты сплава Н31 оказалась более высокой по сравнению с краями ленты (краевой эффект составлял 8-11% для свободной и 2-3% для контактной поверхности). Полнота развития МП железоникелевых сплавов зависит также от величины аустенитного зерна (размерный эффект превращения). МП было полностью подавлено в ультрамикродисперсных аустенитных зернах размером (0,5–1,0 мкм).

Дополнительное измельчение структуры получено при прокатке тонких лент. Лента сплава Н31 толщиной 30 мкм была последовательно прокатана до толщины 10, 5 и 3 мкм, а лента сплава Н28Т2Ю2 толщиной 18 мкм – до толщины 6, 4 и 2 мкм. Структура сплава Н31 оставалась аустенитной до 60% деформации, и лишь в прокатанных лентах толщиной 3 мкм образовывалось до 85 об.% мартенсита. При этом ленте формировалась ячеистая субмикроструктура с размером фрагментов от 1 до 0,1-0,4 мкм. Прокатка ленты сплава Н28Т2Ю2 до 8 мкм вызывала развитие МП, а после прокатки до 6, 4 и 2 мкм структура ленты трансформировалась в однофазный ОЦК мартенсит. Индуцирование мартенситного превращения в сплаве Н28Т2Ю2 в результате прокатки связано с более низкой ЭДУ, чем в сплаве Н31, а также с развитием интерметаллидного старения.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФФИУ (проект № Ф28.2/040) и РФФИ (проект № 09-03-90422).

ВЛИЯНИЕ КОВКИ И КОМБИНАЦИИ КОВКИ С РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ НА ПРОЧНОСТЬ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Иванов А.М., Петрова Н.Д.

Учреждение РАН Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, г. Якутск
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

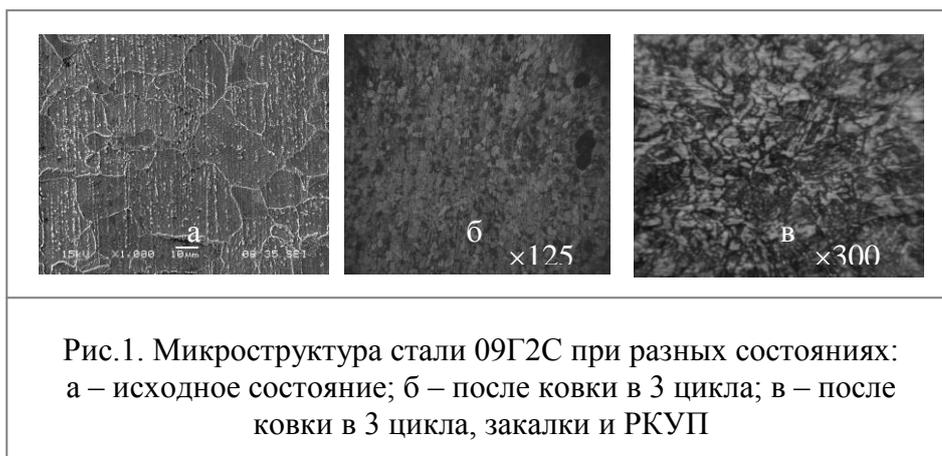
Одним из важных направлений современного материаловедения, наряду с созданием новых, является улучшение служебных свойств существующих материалов. Для этих целей применяются различные методы, в том числе интенсивная пластическая деформация.

Для более эффективного управления структурой материала, а значит и его свойствами, перспективно сочетание различных методов, например, деформационного и термического воздействия. Представляет интерес комбинация различных методов ИПД, что может привести к более эффективному измельчению структуры, улучшению технологических и физико-механических свойств материалов, что очень важно.

Представлена экспериментальная методика упрочнения и формирования ультрамелкозернистой структуры в стали ковкой и комбинированной интенсивной пластической деформацией, сочетающей ковку и равноканальное угловое прессование (РКУП). Приведены результаты исследования микроструктуры и определения микротвердости низколегированной стали 09Г2С послековки, а такжековки, закалки и РКУП.

В процессе работы проводилась всесторонняя ковка в три цикла объемных заготовок $\varnothing 20 \times 60$ мм из стали 09Г2С. При этом начало температурыковки - 900 °С, окончание - 750 °С. Послековки цилиндрические заготовки подвергали закалке в воде от 930 °С. Затем заготовки были подвергнуты РКУП по маршруту «В_С» в n=4 прохода при температуре 400 °С. Угол пересечения каналов использованной оснастки при РКУП составляет 120°. Степень деформации заготовки при РКУП за 4 прохода составляет $\epsilon_4 = 2,67$ %.

Результаты исследования микроструктуры (рис.1) показали, что после обработки заготовок по режимам «ковка» и «ковка + закалка + РКУП» формируется мелкозернистая структура со средним размером зерна 3-5 мкм. При обработке заготовки по режиму «ковка + закалка + РКУП» образец был деформирован неравномерно, о чем свидетельствует присутствие зерен размером как 2-3 мкм, так и 7-8 мкм.



Более существенное увеличение (в ~3,6 раза) микротвердости обеспечивает обработка по режиму «ковка, закалка в воде от 930 °С и РКУП (В_С, Т=400 °С, n=4)».

Работа выполнена при финансировании проекта 11.3 Программы №11 фундаментальных исследований Президиума РАН.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕР ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ СМК НИКЕЛЯ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Кузнецов П.В.¹, Васкович З.А.¹, Петракова И.В.¹, Батулин А.А.¹, Корзников А.В.²

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

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
kpv@ispms.tsc.ru

Известно, что свойства нано и субмикроструктурных (СМК) материалов, многие из которых весьма привлекательны для практического использования, обусловлены их особой дефектной структурой – большой протяженностью границ разнообразного типа и их неравновесностью. В связи с этим, исследование особенностей дефектной структуры, ее эволюции при нагреве и связь с характером локализации деформации при механических испытаниях является актуальной задачей. Целью настоящей работы являлось исследование влияния отжига на структуру, механические свойства и характер деформационного рельефа, формирующегося при активном растяжении СМК никеля

Исследовали образцы субмикроструктурного никеля, полученного методом равноканального углового прессования по маршруту В_С (4 прохода) при комнатной температуре. Полученные образцы подвергали прокатке до толщины ~1 мм. Образцы вырезали методом электроэрозионной резки поперек направления прокатки. Исследовали образцы в состоянии поставки и после термического отжига при температурах 60° и 120°, 180° и 240°. Образцы подвергали механической шлифовке, полировке, а затем электролитической полировке. Для выявления зеренно-субзеренной структуры образцы подвергали электролитическому травлению. Испытание образцов активным растяжением проводили на установке ИМАШ 7078 со скоростью 0.0003~ мм/сек до разрушения с записью диаграммы напряжение – деформация « $\sigma - \epsilon$ »

Исследование зеренно-субзеренной структуры проводили с помощью сканирующего туннельного микроскопа SMM 2000. Анализ СТМ сканов с размерами 1.752×1.752 мкм, 876×876 нм, 438×438 нм позволил построить функции распределения зерен и субзеренной структуры по размерам, которые описывали логнормальными распределением. Исследование локализации деформации проводили на разрушенных образцах с помощью профилометра-интерферометра белого света NewView 6200.

Предел прочности образцов в состоянии поставки $\sigma_b \sim 530$ МПа, полная деформация до разрушения $\epsilon_n \sim 1.5\%$. Отжиг приводит к существенному повышению предела прочности образцов и небольшому увеличению пластичности. Например, $\sigma_b \sim 990$ МПа, $\epsilon_n \sim 2.5\%$; $\sigma_b \sim 900$ МПа, $\epsilon_n \sim 2.5\%$ для образцов отожженных при 60° и 120° С, соответственно. Характер локализации деформации на разрушенных образцах также существенно зависит от термообработки. На поверхности образцов наблюдаются полосовые структуры, нормальные к оси растяжения с различным периодом, а также периодические полосы локализованной деформации (ПЛД) имеющие различный период и ориентацию к оси растяжения. Так, ПЛД для образцов в состоянии поставки направлены в сопряженных направлениях максимальных касательных напряжений и имеют период ~6 мкм, тогда как для образцов, отожженных при T~60°С, наблюдаются две системы ПЛД под углом ~45° к оси растяжения с периодом ~30 и ~6 мкм. Полученные результаты обсуждаются с учетом влияния отжига на распределение зеренно-субзеренной структуры по размерам.

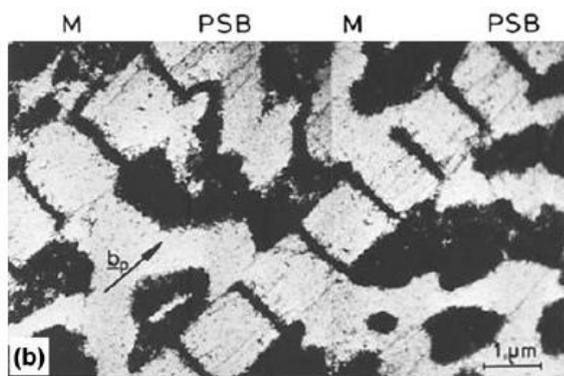
МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ЛЕСТНИЧНОЙ СТРУКТУРЫ В УСТОЙЧИВЫХ ПОЛОСАХ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Свирина Ю.В., Перевезенцев В.Н.

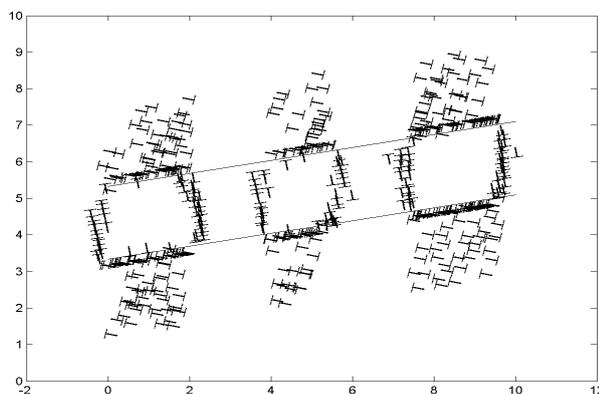
Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,
г. Нижний Новгород
svirina@phys.unn.ru

Известно, что при циклических испытаниях на растяжение – сжатие в материале формируются устойчивые параллельные плоскостям первичного скольжения полосы скольжения (УПС), распространяющиеся через все поперечное сечение образца [1,2] (см. Рис.1 а). В свою очередь, внутри УПС формируется тонкая лестничная субструктура, состоящая из регулярно расположенных стенок краевых дислокаций. Имеющиеся в литературе теоретические модели дислокационной структуры УПС [2] посвящены нахождению равновесной дислокационной структуры, оставляя открытым вопрос о причинах и кинетике ее формирования в процессе нагружения.

В настоящей работе предложена модель формирования лестничной структуры в устойчивых полосах скольжения (УПС) при циклическом нагружении монокристаллов, основанная на предположении о важной роли дислокационных реакций между дислокациями первичной системы скольжения в УПС и вторичной системы скольжения дислокаций матрицы. Показано, что этот процесс в условиях неоднородного скольжения в матрице приводит к формированию на границах УПС периодически расположенных мезодефектов, поля напряжения которых формируют внутри УПС лестничную субструктуру. Компьютерное моделирование эволюции ансамбля дислокаций в рамках кинетического подхода [3] показывает, что структура УПС представляет собой чередующиеся стенки дислокаций разного знака, ориентированные перпендикулярно к плоскости скольжения дислокаций (рис. 1 б), расстояние между стенками соответствует ширине бездислокационных каналов в матрице, что согласуется с экспериментальными данными [1].



а) Лестничная структура в устойчивых полосах скольжения [1]



б) Дислокационная структура УПС, полученная методом компьютерного моделирования

Рис.1

Литература

1. Mughrabi H., Metallurgical and Materials Transactions A, V. 40A, 2009, 1257-1279
2. Man, J., Obrtlík, K. and Polák, J., Philosophical Magazine, (2009) 89:16,1295 — 1336
3. Perevezentsev V.N., Sarafanov G.F., Materials Science and Engineering A, Volume 503(2009) pp.137-140

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ

Плехов О.А., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь
roa@icmm.ru*

Современный прогресс в создании высокочувствительных инфракрасных детекторов привел к возрождению интереса к исследованию процессов диссипации и накопления энергии в металлах при пластическом деформировании. Данная работа посвящена исследованию термодинамики деформирования крупнозернистых и субмикроструктурных металлов при пластическом деформировании. Субмикроструктурное состояние в титановых образцах с характерным размером зерна 300 нм было получено методом равноканального углового прессования. Для наноструктурирования алюминия (сплав В95, размер зерна 200 нм) использовался метод динамического равноканального углового прессования.

Изменение поверхностной температуры проводилось инфракрасной камерой CEDIP Silver 450M (спектральный диапазон 3-5 микрон, чувствительность 0.025K). В работе разработана методика проведения инфракрасного санирования в динамических задачах, алгоритмы обработки экспериментальных данных и определения величины диссипированной энергии.

В результате работы получено пространственное распределение температуры на поверхности образцов в процессе динамического сжатия, оценены максимальные температуры и, показано, что:

- отличие механических характеристик субмикроструктурных и крупнозернистых при динамических нагрузках существенно меньше, чем при квазистатическом деформировании,
- размер зерна существенно влияет на особенности диссипации энергии в материале (мелкозернистый материал обладает существенно большей диссипативной способностью).

Наиболее интересным с точки зрения практических применений данных материалов является изготовление конструкций, испытывающих циклическое деформирование. Особенности поведения материалов исследовались по схеме Лионга, включающий в себя пошаговое нагружение образца несимметричным циклом (коэффициент асимметрии цикла 0.1) с увеличением амплитуды напряжения на 10 МПа на каждом шаге. В отличие от состояния с крупным размером зерна, в субмикроструктурном состоянии не возникало существенного скачка в скорости диссипации энергии при переходе через предел усталости. Субмикроструктурный материал демонстрировал эффективную диссипацию энергии в широком диапазоне амплитуд приложенных напряжений.

Результаты обоих циклов экспериментальных исследований свидетельствуют о способности нанокристаллического материала более эффективно задействовать структурный (конфигурационный) канал поглощения энергии при его деформировании, вовлекая в этот процесс весь деформируемый объем.

СКОРОСТНОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ СЖАТИИ

Перевезенцев В.Н.¹, Щербань М.Ю.², Брагов А.М.², Константинов А.Ю.², Карнавская Т.Г.¹

¹ Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

² Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, г. Н. Новгород
pevn@uic.nnov.ru

Рассмотрены результаты исследований закономерностей пластического течения промышленных алюминиевых субмикро- и нанокристаллических сплавов 1570 (Al–5,6Mg–0,4Mn–0,32Sc (вес. %)), АМГ6 с добавкой циркония (Al–6Mg–0,08Zr) и модельного сплава Al–6Mg–0,3Sc–0,08Zr при динамическом сжатии.

Испытания проводились на установке РСГ-20, со скоростями деформации от 10^3 до $3 \cdot 10^4$ с⁻¹. Субмикрокристаллическая структура была сформирована методами равноканального углового прессования (РКУП) по схеме Вс при температуре 200 °С (число циклов РКУП для сплава АМГ6 и модельного сплава - 6, для сплава 1570 - 8), и интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК) (10 оборотов) под давлением 6 ГПа при той же температуре. Средний размер зерна в этих сплавах составил – 400, 300 и 200 нм соответственно. Нанокристаллическая структура, со средним размером зерна 90 нм, формировалась методом ИПДК при том же числе оборотов и давлении при комнатной температуре.

Обнаружено, что во всём исследованном диапазоне скоростей деформации напряжение пластического течения у нанокристаллического сплава 1570 приблизительно вдвое выше, чем у субмикрокристаллического аналога. При этом величина остаточной деформации при одной и той же скорости деформации у нанокристаллического сплава выше, чем у субмикрокристаллического.

Весьма интересным оказалось поведение зависимости напряжения пластического течения от скорости деформации при одной и той же величине истинной деформации. В определённом, достаточно широком интервале скоростей деформации, она имеет спадающий участок, характеризующийся отрицательным коэффициентом скоростной чувствительности (рис.1). Другими словами, исследованные СНК сплавы в условиях динамического сжатия демонстрируют эффект скоростного разупрочнения, не наблюдающийся у крупнокристаллических аналогов.

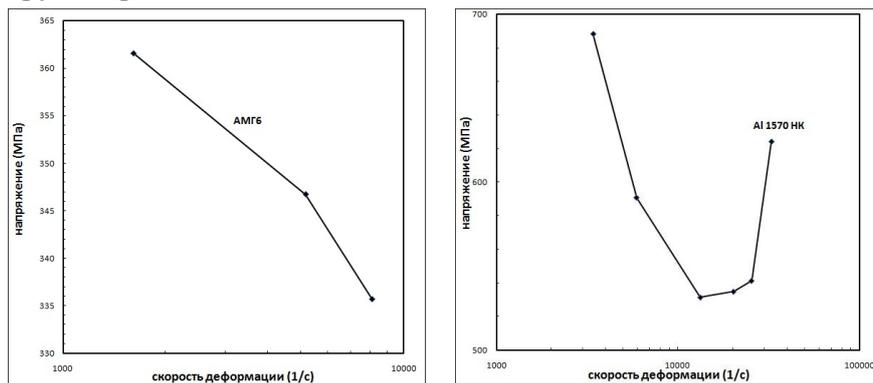


Рис. 1. Зависимость напряжения от логарифма скорости деформации субмикрокристаллического модельного сплава Al–6Mg–0,3Sc–0,08Zr (при 300°С) и нанокристаллического сплава 1570 (при комнатной температуре).

Электронно-микроскопическое изучение структуры деформированных образцов, показывают, что размер и форма зёрен не претерпевают заметных изменений, что может свидетельствовать о существенном вкладе зернограничного проскальзывания в общую деформацию. При увеличении температуры зернограничное проскальзывание становится более выраженным. Так, например, на полированной поверхности субмикрокристаллического сплава АМГ6 обнаружен характерный извилистый рельеф («кора дерева»), связанный с образованием ступенек при выходе на поверхность сдвигов, осуществляющихся вдоль границ конгломератов зёрен.

Работа выполнена при поддержке РФФИ и Нижегородской области (проект 09-02=97032-р).

КЛАССИФИКАЦИЯ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ДИСПЕРСИОННО-ТВЕРДЕЮЩИХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

Валитов В.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Valitov@imsp.da.ru

В настоящей работе обобщены некоторые результаты многолетних систематических исследований закономерностей структурообразования при пластической деформации никелевых сплавов [1-3].

На примере однофазного сплава Х20Н80, являющегося основой (γ -фаза) большинства никелевых сплавов, проведен детальный анализ развивающихся в процессе обработки в широком температурно-скоростном интервале механизмов деформации и рекристаллизации. Показана корреляция между механизмами деформации и формирующейся ультрамелкозернистой структурой. Полученные результаты позволили установить закономерности деформационного поведения и рекристаллизации, протекающие в γ -фазе, и тем самым более четко выявить роль упрочняющей γ' -фазы в развитии указанных процессов в сложнолегированных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавах.

Показано, что контролируемое изменение параметров упрочняющей фазы, ее связи с матрицей и режимов деформационно-термической обработки позволяет управлять процессами структурообразования за счет целенаправленного изменения действующих механизмов деформации и рекристаллизации. Выявлены условия, при которых в дисперсионно-твердеющих никелевых сплавах могут развиваться следующие рекристаллизационные процессы:

- ✓ рекристаллизация с образованием структуры матричного типа и последующим выделением частиц по непрерывному механизму;
- ✓ комплексная реакция рекристаллизации и прерывистого выделения упрочняющей фазы;
- ✓ огибание частиц границами рекристаллизованных зерен;
- ✓ формирование субзернистой структуры;
- ✓ рекристаллизация с образованием структур типа микродуплекс, субмикродуплекс и нанодуплекс;
- ✓ формирование структуры типа «ожерелье»;
- ✓ Формирование крупнозернистой структуры с извилистыми границами зерен.

На основе проведенных исследований разработаны материаловедческие принципы управления структурой, технологическими и служебными свойствами никелевых сплавов, осуществляемые посредством комплексного регламентированного изменения состояния и морфологии упрочняющих фаз, режимов сверхпластической деформации и окончательной термической обработки.

Литература

1. *Кайбышев О.А., Валитов В.А., Салищев Г.А.*, Влияние состояния γ' -фазы и условий горячей деформации на формирование структуры микродуплекс в жаропрочном никелевом сплаве// ФММ. -1993. - Т.75.- Вып.4. - С.110-117.
2. *Дудова Н. Р., Кайбышев Р.О., Валитов В. А.* Механизмы деформации сплава Х20Н80 при повышенных температурах// ФММ.- том 107, №4, 2009, с.438-448.
3. *Валитов В.А.* «Сверхпластичность жаропрочных никелевых сплавов с микро-, субмикро- и нанокристаллической структурой и перспективы ее использования для получения сложнопрофильных деталей»/// Тяжелое машиностроение.- 2007.-№4.- С.23-28.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЬЖЕЛЕЗНОГО СПЛАВА С СУБМИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРАМИ

Мухтаров Ш.Х., Ермаченко А.Г.

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

В работе приведены исследования структуры и механических свойств никелевого сплава Inconel 718 со средним размером γ -зерен 500, 300 и 80 нм. Исследуемая структура в поковках и листах была подготовлена интенсивной пластической деформацией методом всесторонней изотермическойковки и прокатки из исходной крупнозернистой структуры при постепенном понижении температуры деформации с 950 до 575°C [1].

Исходная структура сплава содержала зерна γ - фазы с выделениями γ'' - фазы в виде дисков диаметром 50-75 нм и толщиной 20 нм. После всесторонней изотермическойковки и прокатки в полученных структурах сплава содержится большое количество некогерентных выделений δ -фазы, преимущественно по границам зерен, которые благоприятно сказываются на сверхпластических свойствах сплава [1]. В дуплексной ($\gamma+\delta$) структуре зерна γ - фазы имеют высокую плотность дислокаций и большое количество неравновесных границ, характерных для нанокристаллической структуры [1].

Результаты исследования механических свойств сплава с субмикро- и нанокристаллической структурами показали, что временное сопротивление разрыву при комнатной температуре сплава со средним размером зерен 80 нм в 1,5 раза выше в сравнение с субмикрокристаллическим и крупнозернистым состояниями.

Стандартная термическая обработка [2] сплава с нанокристаллической структурой приводит к формированию однородной структуры со средним размером γ -зерен 4 мкм. Микроструктурные исследования показали, что различие исходных структурных состояний сохраняется в процессе проведения термической обработки. Так в структуре после термообработки присутствуют глобулярные зернограницные выделения δ -фазы, которые сдерживают рост зерен при высокотемпературном отжиге.

Определены механические свойства при температурах 550 и 650°C исходного и наноструктурного состояния сплава после упрочняющей термической обработки. Результаты испытаний свидетельствуют, что исходная нанокристаллическая структура формирует максимальные прочностные свойства при комнатной температуре. При уменьшении среднего размера зерен γ -фазы при температуре 650°C наблюдается тенденция понижения кратковременной, длительной прочности и увеличения пластичности.

Усталостные испытания образцов проведены при комнатной температуре на базе 10^5 циклов [2]. Испытаны образцы с исходной крупно-, микро- и нанокристаллической структурами после стандартной термической обработки. Результаты показали, что усталостная прочность сплавов с микро- и нанокристаллической структурами более, чем в 1,6 раза выше, по сравнению с крупнозернистым сплавом.

Полученные в данной работе механические свойства субмикро- и наноструктурного сплавов, подвергнутых термической обработке, превышают требования указанные в аэрокосмической спецификации на материал.

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).
2. <http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20718.pdf>

ОСОБЕННОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ Al-Mg-Sc СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО ОБРАБОТКОЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Автократова Е.В., Ситдигов О.Ш., Маркушев М.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
lena@imsp.da.ru

Исследовали термическую стабильность и сверхпластическое поведение алюминиевого сплава системы Al-Mg-Sc (Al-5%Mg-0,2%Sc-0,18%Mn-0,08%Zr), подвергнутого интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП). Слиток с исходной крупнозернистой структурой со средним размером зерна ~ 24 мкм подвергали горячему РКУП до степени деформации $\varepsilon \sim 10$. Термическую стабильность структуры сплава оценивали после отжигов в интервале температур 350...520 °С длительностью до 12 часов. Механические испытания проводили на универсальном динамометре «INSTRON-1185». Микроструктуру сплава анализировали на оптическом микроскопе «Nikon-L150», просвечивающем микроскопе «JEOL-2000EX», растровом микроскопе «TESCAN VEGA 3 LMU», оснащенного системой анализа структуры «HKL Channel 5 EBSD», а также характеризовали по изменению микротвердости сплава, определяемой с помощью микротвердомера ПМТ-3.

Установлено, что в результате обработки методом РКУП в сплаве была сформирована ультрамелкозернистая (УМЗ) структура со средним размером рекристаллизованных зерен ~ 1 мкм. Такая структура была стабильна даже после 12 часового отжига в интервале температур 350...425°С. При этом средний размер рекристаллизованных зерен увеличивался лишь до $\sim 2,5$ мкм, а микротвердость сплава снижалась со 115 до 105 НВ. Отжиг сплава при температурах выше 425°С приводил к заметному снижению микротвердости и ее стабилизации на уровне 95...90 НВ. Средний размер зерна при этом увеличивался незначительно после отжига и при температуре 475°С составлял ~ 4 мкм. С повышением температуры отжига до 520°С наблюдался более интенсивный рост зерен, но и в этом случае их средний размер не превышал 7 мкм.

Исследования сверхпластического поведения сплава в интервале температур 350...520°С и скоростей деформации $10^{-3} \dots 10^{-1} \text{ c}^{-1}$ показали, что высокая термостабильность УМЗ структуры обеспечивает достижение рекордных сверхпластических удлинений, причем при высоких скоростях деформации. Наибольшее сверхпластическое удлинение $\sim 4100\%$ сплав продемонстрировал при температуре 450°С и скорости деформации $\sim 5,6 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ (рис. 1). Следует отметить, что достигнутые параметры удлинений на сегодняшний день являются уникальными для структурной сверхпластичности алюминиевых сплавов.

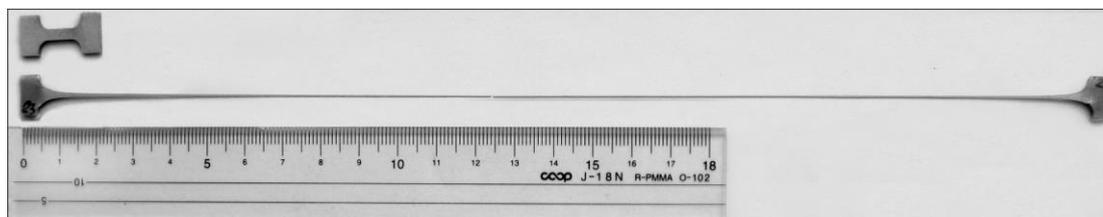


Рисунок 1 – Внешний вид образцов до и после испытаний ($T=450^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} \sim 5,6 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$)

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 № П11065).

ОБ ЭФФЕКТЕ СОВМЕЩЕНИЯ СТРУКТУРНОГО И ДИСПЕРСИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИОПРОКАТАННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16

Маркушев М. В., Автократова Е. В., Крымский С. В., Мурашкин М. Ю., Ситдииков О. Ш.

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

Разработка новых методов упрочнения металлических материалов обусловила заметный интерес последних лет к их пластической деформации при низких температурах. С ее помощью удастся сформировать развитую дефектную структуру материала, а при больших степенях трансформировать ее в нанокристаллическую, и придать ему уникальную прочность. Однако такой подход, как правило, реализует лишь потенциал структурного упрочнения материала, вызванный сильным измельчением его зерен, и фиксированием высокой плотности дефектов их строения. Поэтому представляло интерес оценить синергетический эффект от наложения на структурное упрочнение дисперсионного твердения при реализации схемы обработки, сочетающей интенсивную низкотемпературную деформацию материала и его упрочняющую термическую обработку.

Исследования проводили на промышленном горячепрессованном прутке термоупрочняемого сплава Д16 стандартного состава. Для реализации поставленной цели прутки закаливали в воду и прокатывали при температуре жидкого азота с суммарной степенью $\epsilon \sim 2$. Затем сплав подвергали естественному и искусственному старению, а также упрочняющей термообработке по режиму Т1. Параметры статической прочности сплава при растяжении при комнатной температуре оценивали по испытаниям образцов с рабочей частью 1x5x15 мм, твердость – по стандартной процедуре.

Обнаружено, что криопрокатка сформировала в исходно грубоволокнистой структуре сплава развитую ячеистую структуру с размером ячеек ~ 200 нм. При этом его твердость достигала 180 Нv. По изменениям твердости сплава от температуры и длительности старения установлено, что прокатка заметно активизирует распад алюминиевого твердого раствора. В отличие от серийной обработки Т1, после которой сплав обладал твердостью ~ 150 Нv, прокатка и искусственное старение придали ему еще более высокую твердость - 195-210 Нv, причем после старения при более низких температурах и меньших выдержках.

Прокатанный сплав также обладал заметно большей прочностью, чем после обработок Т1 и Т1Н. При этом предел его текучести был близок к пределу прочности при удлинении всего лишь несколько процентов. В отличие от обычно наблюдаемого поведения пластически наноструктурированных сплавов, криопрокатанный и стандартно состаренный сплав Д16 демонстрировал сравнительно высокую пластичность, причем заметно большую, чем в состоянии Т1Н при равной с ним прочности. Старение же по скорректированным режимам обеспечило еще большую пластичность сплава, причем сопровождавшуюся меньшим его разупрочнением, в результате чего был зафиксирован уникальный баланс его свойств.

Рассмотрены причины и природа обнаруженного механического поведения сплава, обусловленные синергетическим эффектом криогенной деформации, его предварительной и пост-деформационной термообработки на структурно-фазовые превращения сплава. В том числе, на особенности возврата и рекристаллизации сильно деформированной структуры, сопровождаемые распадом алюминиевого твердого раствора с формированием наноразмерных зерен и нанодисперсных упрочняющих частиц.

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.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ НАНОСТРУКТУР В МЕЛКОЗЕРНИСТОМ СТЕКЛЕ, НАСЫЩЕННОМ ДИОКСИДОМ УГЛЕРОДА В КРИТИЧЕСКОЙ ОБЛАСТИ

Гусейнов Г.Г.

*Учреждение РАН Институт физики им. Х.И. Амирханова Дагестанского научного центра РАН, г. Махачкала
guseinovgg@mail.ru*

Исследование материалов с наноразмерными структурами, обладающими рядом уникальных свойств, является актуальным для понимания природы и механизма молекулярных взаимодействий и фазовых превращений. Этой задаче отвечает экспериментальное исследование теплопроводности (λ) микропористого - мелкозернистого стекла, насыщенного диоксидом углерода (CO_2).

Работа была проведена с целью изучения поведения λ для CO_2 в микропористом - мелкозернистом стекле, в частности, в критической области.

Объектами исследования выбраны: пористое стекло, имеющее твердый каркас и взаимопроникающие поры, который является модельным объектом исследования и чистое вещество – CO_2 , у которого λ достаточно хорошо изучена в широкой области параметров состояния, включая критическую область. Диоксид углерода стабилен, имеет низкие критические параметры и не разлагается в исследованной области температур и давлений.

Исследования эффективной теплопроводности ($\lambda_{\text{эф}}$) пористого стекла, насыщенного CO_2 проведены при помощи высокоточного устройства, погрешность которого не превышает $\pm 1,2\%$.

В работе, впервые приводятся результаты экспериментального исследования $\lambda_{\text{эф}}$ микропористого – мелкозернистого стекла, со средним размером пор $16 \cdot 10^{-6}$ м, насыщенного CO_2 в интервале температур 290-370К и давлении 7,379МПа.

Результаты исследования следующие: впервые экспериментально исследована $\lambda_{\text{эф}}$ микропористого – мелкозернистого стекла, насыщенного CO_2 по критической изобаре, впервые обнаружен резко выраженный максимум теплопроводности (λ_{max}) микропористого – мелкозернистого стекла, насыщенного CO_2 в критической области.

Впервые, в результате эксперимента по $\lambda_{\text{эф}}$ в критической области обнаружено: уменьшение амплитуды λ_{max} , смещение температуры максимума в сторону низких температур, проявление максимума в более широком интервале температур, чем для чистого CO_2 . В работе приводится объяснение различного поведения λ для CO_2 внутри пор, и в свободном объеме. Показано, что у находящегося внутри микропористого – мелкозернистого стекла CO_2 изменяются термодинамические условия фазового перехода.

Обнаруженные эффекты объясняются: неоднородностями в нанометровом масштабе, свойственной стеклу; соотношением между энергиями молекул в поле поверхности стекла и свободного CO_2 ; образованием двухфазных аморфно-кристаллических структур – наноструктур в CO_2 (с толщиной слоя в 10-1000нм.).

Для выяснения поведения CO_2 внутри пор, была рассчитана его λ .

Выяснено, что λ для CO_2 внутри пор в исследованных стеклах на 18,64% больше, чем в свободном объеме. По нашему мнению это тоже связано с тем, что CO_2 внутри пор, у поверхности стекла (на определенную толщину), более структурирован и обладает большей λ , чем в свободном объеме.

Таким образом, предлагается новый подход к изучению свойств наноразмерных образований - по исследованию их теплофизических свойств, которые открывают новые пути к пониманию физико-химических процессов в наноструктурах.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРАМИ

Сафин Э.В.¹, Малышева С.П.², Измайлова Н.Ф.³, Щипачев А.М.¹, Ильясова А.Х.¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

³ОАО «Уфимское моторостроительное производственное объединение», г. Уфа
standcert@mail.rb.ru

Проведено сравнительное исследование механических свойств титанового сплава ВТ6 в субмикрокристаллическом (СМК) и микрокристаллическом (МК) состояниях. Рассмотрено влияние модифицирования поверхности сплава ионами азота на характеристики прочности. Показано, что сплав в СМК состоянии имеет более высокие показатели прочности и микротвердости поверхности. Дополнительное повышение микротвердости СМК и МК сплава достигнуто модифицированием поверхности ионами азота.

Исследование выполнялось на примере широко применяемого в авиационной промышленности двухфазного титанового сплава ВТ6 (6,5%Al; 5,1%V; 0,1%Fe; 0,03%Si; 0,02%C; 0,01%N). Сравнивались два типа микроструктур: упрочненная по стандартной технологии МК (бимодальная с размером частиц α -фазы 3,5 мкм) и нанокристаллическая СМК (размер зерен α -фазы 0,85 мкм). Образцы с СМК структурой были подготовлены методом многократной всестороннейковки. МК структура была получена всестороннейковкой с последующей упрочняющей термообработкой: закалкой и старением. Половина исследуемых образцов была подвергнута ионной модификации азотом (ИМ). ИМ поверхности образцов выполнялось на бессепарационном ионно-плазменном ускорителе модели «ПИНК» с энергией ионов $E = 250-300$ эВ.

Полученные данные приведены в таблице.

Состояние	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	ψ , %	δ , %	H_c , МПа (P= 0,1 Н)
МК (3,5 мкм)	1163	1036	47,7	14,9	3660
МК+ИМ	1189	1104	45,4	14,7	4539
СМК (0,85 мкм)	1329	1166	41,5	14,8	3786
СМК+ИМ	1177	1128	45,1	14,2	4875

Экспериментальные данные позволяют сделать вывод, что титановый сплав ВТ6 с СМК структурой имеет повышенную прочность и микротвердость поверхности по сравнению с МК упрочненным состоянием, хотя показатели пластичности в СМК состоянии несколько ниже. После модификации поверхности ионами азота образцов с СМК структурой наблюдается небольшое снижение характеристик прочности, что вероятно является следствием нагрева образцов в процессе ИМ и может свидетельствовать о более низкой термической стабильности субмикрокристаллических структур.

Ионное модифицирование привело к увеличению микротвердости поверхности образцов как в СМК, так и в МК состоянии – в 1,29 и 1,24 раза соответственно. Это можно объяснить тем, что при ионном азотировании титанового сплава ВТ6 вначале происходит образование твердого раствора внедрения азота в α - и β -фазах титана, затем протекает инициированное азотом $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение с образованием на поверхности фаз нитридов титана состава от Ti_2N до TiN . В НК сплаве наблюдается большее увеличение микротвердости после ИМ по сравнению с МК состоянием, вероятно, из-за более глубокого проникновения ионов азота в поверхностные слои.

СТРУКТУРИРОВАНИЕ МЕЖЗЕРЕННОЙ ПРОСЛОЙКИ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ И ЭФФЕКТ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

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

*Мордовский государственный университет, г. Саранск
belav@mail.ru*

Одним из условий проявления эффекта сверхпластичности (СП) в литых сплавах системы кадмий-свинец [1] является способность наследования сиботаксического строения их расплавов межзеренными прослойками. На основе данного положения можно объяснить появление трех локализованных по составу максимумов пластичности на кривой концентрационной зависимости пластичности $\delta(C)$ литых сплавов при температуре 200⁰С.

Проведенные авторами исследования пластичности предварительно прокатанных образцов (методика эксперимента та же, что и в работе [2]) показали, что предварительная прокатка не приводит к изменению вида кривой $\delta(C)$. При сохранении положения максимумов пластичности на оси концентраций, лишь усиливаются проявления СП состояния. Это может означать, что оно уже заложено в литых сплавах в межзеренных прослойках ввиду их доминирующего значения при СП деформации.

Очевидно, СП сплавы представляют собой смесь зерен α - и β -фаз, разделенных (или соединенных) прослойкой способной сохранять черты жидкого состояния, и её состояние термодинамически близко к замороженному жидкоподобному или аморфизированному состоянию [2].

По-видимому, при нагревании внутренние границы раздела СП сплавов претерпевают фазовый переход, переходя в неравновесное жидкоподобное состояние, или, другими словами, размораживается их аморфизированное состояние. Следовательно, при нагревании до оптимальной для СП деформации температуры, переходные области сопряжения зерен представляют собой (по крайней мере в каких-то своих частях) аморфизированные жидкоподобные образования, в которых присутствуют группировки атомов, свойственные расплавленному состоянию.

Результаты экспериментов указывают на то, что состав химически упорядоченных группировок из разнородных атомов соответствует следующим стехиометриям: Cd_2Pb ; $CdPb$; $CdPb_2$. Следовательно, можно предположить, что в закристаллизованных сплавах кадмий-свинец в зонах сопряжения (межзеренные прослойки), в зависимости от состава, находятся кластеры с определенной концентрацией разноименных атомов, достигая своего максимального количества в сплавах, состав которых совпадает с их составом, т.е. Cd_2Pb ; $CdPb$; $CdPb_2$.

Существование кластеров в расплавах системы кадмий-свинец подтверждено в работах [3,4]. Установлено, что их концентрация зависит от состава сплава, а размер изменяется в пределах от 1 до 5 нм.

Корреляция между свойствами расплавов и вещества в твердом состоянии должна наблюдаться, если рассматриваются те характеристики поликристаллического материала, которые детерминированы внутренними границами раздела, т.е. границами зерен.

Литература

1. Белянушкин А.В., Мальцева Г.К. Эффект сверхпластичности в сплавах Cd-Pb и свойства их расплавов. Изв. РАН. Металлы. 1996. № 5. с.169-172.
2. Мальцева Г.К., Белянушкин А.В. Эффект сверхпластичности в системе Cd-Pb. Изв.АН СССР. Металлы.1988. № 5. с.134-137.
3. Pelzel. Kadmium. Z.Metallkunde. 1960 v.14, № 6, p.562-563.
4. Kumar R., Swaramakrishnan C.S. Stability of liquid Pb-Cd system.Mater.Ski.1969.№ 4, p.377-382.

НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ И ТВЕРДОФАЗНАЯ СВАРКА ТРУДНООБРАБАТЫВАЕМЫХ СПЛАВОВ

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

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

Развитие современного машиностроения связано с изысканием новых технологий формообразования деталей сложных конфигураций при экономии дорогостоящих материалов и энергоресурсов. Одним из перспективных путей решения технологических проблем обработки труднодеформируемых и жаропрочных материалов является сварка давлением с использованием эффекта обычной и низкотемпературной сверхпластичности (СП) [1]. При этом основополагающим условием реализации указанного направления является подготовка регламентированной ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической структуры, в частности, методами интенсивной пластической деформации.

Известно, что наноструктурирование позволяет эффективно повысить, прежде всего, технологические свойства, такие например как твердофазную свариваемость и сверхпластическую формуемость. В машиностроении указанные технологические свойства особенно остро востребованы для изготовления авиационных узлов и деталей, таких как диски и лопатки из титановых сплавов, жаропрочных сплавов на никелевой основе, интерметаллидных сплавов на основе TiAl и Ti₃Al.

В работе рассмотрены результаты системных экспериментов на твердофазную свариваемость однородных и разнородных материалов из титановых сплавов, никелевого суперсплава Inconel 718 и интерметаллидного соединения TiAl в различных структурных состояниях.

Для УМЗ сплавов показана связь первоначальных очагов схватывания с деформацией локализованной в полосах кооперированного зернограничного проскальзывания (ЗГП) и по границам зерен.

Выявлена зависимость качества твердофазного соединения (ТФС) от степени деформации при сварке давлением по схеме одноосного сжатия. С уменьшением среднего размера зерен возможно достижение качественного ТФС при меньшей деформации и пониженной температуре.

На основе анализа экспериментальных результатов по твердофазному соединению исследованных материалов сделан вывод об универсальной возможности сварки давлением с использованием сверхпластической деформации, в частности, локализованной в наноструктурированной прокладке между соединяемыми заготовками с более крупным размером зерен.

Эффективным способом получения наноструктурированных листов в качестве технологических прокладок для твердофазного соединения является изотермическая прокатка. Изотермической прокаткой при 550°C промышленных прутков сплава ВТ6 на специализированном стане ЛИС-6/200 впервые экспериментально получены наноструктурированные листовые заготовки со средним размером зерен 0,3 мкм.

Литература

1. *Lutfullin R. Ya.* Superplasticity and Solid-State Bonding of Materials, pp. 381-398, in Monograph: "Severe plastic deformations: Towards Bulk Production of Nanostructured Materials", Eds. Altan, Burhanettin. New York: Nova, 2006.

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПОЛЫХ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКОЙ ИЗ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Круглов А.А.

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

Создание новой техники связано с использованием высокопрочных материалов, в частности титановых сплавов. Сверхпластическая формовка (СПФ) благодаря возможности реализовать преимущества СП деформации признана эффективным методом обработки листовых материалов. СПФ по сравнению с традиционными методами формоизменения обеспечивает высокую деформируемость при сравнительно небольших усилиях.

Существенно расширяет технологические возможности СПФ использование сварных полуфабрикатов, состоящих из двух, трех и более листовых заготовок, предварительно соединенных друг с другом сваркой давлением.

Для изготовления сферических и цилиндрических оболочек используют, соответственно, круглые и прямоугольные пакеты, сваренные по периметру. Гофрированные конструкции, состоящие из обшивок и наклонных ребер жесткости, получают из трехслойных пакетов, внутренняя заготовка в которых соединена с наружными заготовками в регламентированных местах, диктуемых рисунком противосварочного покрытия. В процессе СПФ пакета происходит растяжение внутренней заготовки с образованием ребер жесткости между обшивками. Использование четырехслойных полуфабрикатов дает возможность получения ячеистых конструкций, состоящих из обшивок и прямых ребер жесткости. Такие ребра жесткости образуют стенки ячеек, которые образуют две внутренние листовых заготовок полуфабриката, предварительно соединенные рисунком сварных швов.

Следует отметить, что изготовление конструкций гофрированного и ячеистого типа с тонкостенным набором ребер жесткости возможно только методом СПФ. Изготовление сферических оболочек из двух полусфер возможно только путем сварки плавлением.

Несмотря на уже накопленный опыт в области СПФ, задача гарантированного получения полых сварных конструкций высокого качества продолжает оставаться актуальной.

Прежде всего, это связано с тем, что при изготовлении сварного полуфабриката следует учитывать особенности его формообразования. В первую очередь это касается выбора размеров полуфабриката и параметров сварного соединения.

Процесс формоизменения указанных четырех типов сварных полуфабрикатов имеет принципиальные отличия, также отличаются и дефекты, возникающие в процессе СПФ полых конструкций. В тоже время требования к размерам и параметрам сварных соединений одинаковы для каждого типа. Исследование закономерностей формоизменения полуфабрикатов указанных типов и разработка рекомендаций по изготовлению из них полых сварных конструкций является целью настоящей работы.

Кроме того, прогресс, достигнутый в изготовлении наноструктурных листов из титановых сплавов, требует разработки технологических рекомендаций для СПФ полых конструкций, учитывающих специфические свойства таких материалов [1]. Поскольку применение наноструктурных листов в технологии СПФ оправдано, если это дает существенный эффект и повышает качество изделий.

Литература

1. Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Перспективы применения наноструктурных титановых сплавов в машиностроении // Проблемы машиностроения и надежности машин, №1. с. 69-72 (2009).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ И СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Сафиуллин Р.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
dr_rvs@mail.ru

Высокую эффективность при изготовлении многослойных полых конструкций обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки со сваркой давлением (СПФ/СД). В настоящее время данный метод 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%. Метод СПФ/СД позволяет получать жесткие тонкостенные конструкции сложного профиля с высоким коэффициентом использования материала при относительно низких энергетических и капитальных затратах. Изделия, изготавливаемые по технологии СПФ/СД находят применение в таких отраслях машиностроения как авиакосмическая, автомобилестроение, нефтехимическая, судостроение, транспорт, строительство и т.д. Этот метод используется для изготовления силовых конструкций типа крыльевые и корпусные узлы, перегородки, стенки, панели, ребра, балки, сложные оболочки, баки, сосуды давления, вращающиеся части двигателя. В производстве элементов конструкций методом СПФ/СД широкое распространение получили титановые сплавы, обладающие хорошими сверхпластическими и высокими прочностными свойствами. Совмещенный процесс СПФ/СД позволяет использовать преимущества, создаваемые необыкновенными особенностями титановых сплавов – склонностью к сверхпластичности и свариваемостью в твердом состоянии. Сочетание таких двух качеств позволяет получать титановые детали, которые не могут быть изготовлены другими способами. В настоящее время ведущие авиакосмические компании США, Великобритании, Франции, Германии, Японии и Китая развивают и используют технологию СПФ/СД для изготовления крупногабаритных изделий ответственного назначения [1].

В работе описаны результаты многолетних исследований по разработке технологии сверхпластической формовки и сварки давлением (СПФ/СД), проводимых 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. Обсуждены последние результаты и перспективы развития технологии СПФ/СД.

Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. 176 с.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИТОВ ПОСРЕДСТВОМ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ И ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Шагиев М.Р., Галеев Р.М., Валиахметов О.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
marat@imsp.da.ru*

Развитие современного машиностроения невозможно без использования передовых конструкционных материалов, имеющих более высокие эксплуатационные свойства по сравнению с существующими материалами. В этой связи значительный интерес представляют слоистые композиты, обладающие уникальными характеристиками, что обеспечивается сочетанием свойств материалов - компонентов композита. В ИПСМ РАН разработан комплексный подход к созданию таких материалов, включающий предварительную подготовку структуры в компонентах композита, сварку давлением разнородных материалов и их последующую деформационно-термическую обработку для придания композитам заданного уровня механических свойств (жаропрочности, сопротивления усталости и других) и требуемой формы (например, прокатка для получения листовых полуфабрикатов).

Предварительная подготовка ультрамелкозернистой или наноструктуры в свариваемых материалах осуществляется для того, чтобы обеспечить однородность и высокий уровень прочностных и технологических характеристик в заготовках, а также близость механических свойств в разнородных материалах и, соответственно, равномерное распределение деформации между компонентами композита в процессе их изготовления и последующей обработки. Формирование в материалах однородной наноструктуры также позволяет снизить температуру сварки давлением и повысить качество твердофазного соединения. В случае, когда формирование наноструктуры в компонентах композита невозможно или нерационально, сварка давлением может проводиться через наноструктурную прокладку, наличие которой способствует активизации диффузионных процессов в зоне соединения при пониженных температурах.

Данный подход был успешно применен при разработке опытной технологии изготовления композитов из различных титановых сплавов, титанового сплава и нержавеющей стали, а также титанового сплава и интерметаллида на основе Ti_2AlNb (Рис.1).

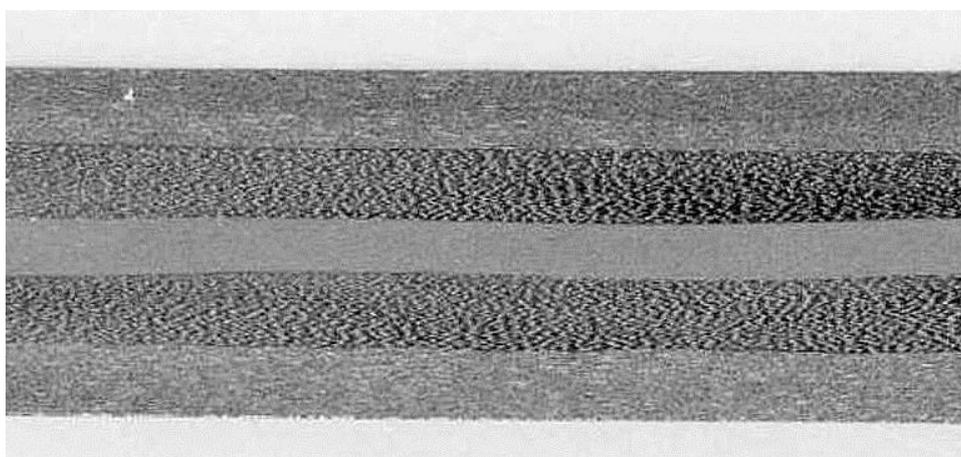


Рис.1. Макроструктура поперечного сечения композита, состоящего из чередующихся слоев титанового сплава BT25У и интерметаллида на основе Ti_2AlNb .

ПОЛУЧЕНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ, ОБЛАДАЮЩИХ АНТИАДГЕЗИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ, В КАБЕЛЬНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

Смоланов Н.А., Имайкин М.В.

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

Актуальной задачей в области адгезии является создание методов регулирования адгезионных взаимодействий, так как в одних случаях требуется по возможности высокая, а в других — низкая адгезия [1-3]. В кабельном производстве полимерная изоляция наносится на провода и кабели методом экструзии. В процессе экструзии полиэтилен прилипает к рабочим частям экструдера, что затрудняет дальнейшую эксплуатацию оборудования без соответствующей очистки.

Целью настоящей работы является создание и исследование покрытия, обладающего улучшенными свойствами износостойкости, коррозионностойкости и **слабыми адгезионными свойствами** на рабочих поверхностях изделий для производства кабеля. Покрытия создавались методом ионно-плазменной модификации поверхности на установке типа ННВ-6 методом конденсации с ионной бомбардировкой (метод КИБ), который позволяет наносить тонкопленочные (1-10 мкм) наноструктурированные упрочняющие покрытия, обладающие высокой твердостью, теплостойкостью, износостойкостью. Получаемые покрытия должны снизить силу трения и повысить стойкость инструмента с одновременным уменьшением адгезии.

Исследовались образцы из стали-45 с нанесенным покрытием TiNC различного состава, которые помещались в печь Snol 10/11-B, располагаясь таким образом, что полиэтилен марки 153-02К (адгезив), являлся промежуточным слоем. Образцы сжимались с усилием 1кгс на площади 3 см². Нагрев осуществлялся в два этапа: 1-нагрев до рабочей температуры (220⁰С), 2- выдержка при данной температуре в течении 20 минут, что соответствует параметрам реального технологического цикла.

В таком же режиме исследовались образцы без покрытия и пара «покрытый - не покрытый». Адгезия оценивается при помощи объективного показателя — адгезионной прочности, которая определяется экспериментально различными методами. В наших исследованиях адгезия определялась экспериментально методом растяжения соединенных внахлестку образцов с покрытиями, между которыми находится расплавленный полиэтилен (метод сдвига). Усилие производилось разрывной машиной Р-05, оснащенной специальными захватами, со скоростью 1см/мин. Регистрация приложенного усилия и время деформации регистрировалось самописцем Н-306.

Наилучшие антиадгезионные свойства проявили образцы с покрытиями из карбонитрида титана, полученные из плазмы дугового разряда с повышенным содержанием углеродосодержащего газа (ацетилен). Учитывая, что адгезия вызвана взаимодействием между молекулами (атомами) контактирующих тел, полученные результаты обсуждаются с использованием данных о фазовом составе и атомно-кристаллическом строении полученных пленок, которые определялись рентгеновскими методами на дифрактометре ДРОН-6.

Литература

1. Зимон А.Д. Адгезия пленок и покрытий. М., Химия, 1977, 352 с.
2. Берлин А.А., Басин В.Е. Основы адгезии полимеров. М., Химия, 1974, 391 с.
3. Ройх И.Л., Колтунова Л.Н. Защитные вакуумные покрытия на стали. М. Машиностроение, 1971, 280 с.

ОТЛАДКА ТЕПЛОВЫХ РЕЖИМОВ ШТАМПОВКИ

Иванов В.И.

*Научно-производственная корпорация «Иркут», г. Москва
ivaslav@yandex.ru*

Тепловые режимы являются одним из основных факторов, обеспечивающих качественную штамповку. В отдельных случаях соблюдение данных режимов определяет саму возможность получения штамповки требуемой геометрической формы и нужного качества.

С теплофизической точки зрения штамповая оснастка является несплошным анизотропным телом – из-за наличия контактного термического сопротивления в месте касания штампового блока и подвижной матрицы. При использовании индукционного нагрева теплопроводность в оснастке осложняется наличием внутренних источников теплоты. Внутренние источники теплоты имеются и при штамповке.

Эти факты несколько затрудняют исследования теплофизических процессов и отладку тепловых режимов штамповки в условиях серийного производства.

С целью обеспечения возможности проведения исследований и осуществления отладки в сжатые сроки, диктуемые серийным производством, была разработана двумерная математическая модель нестационарной теплопроводности с наличием источников теплоты в анизотропных средах и создана, отлажена и зарегистрирована программа (программа “HEATAN”) расчёта нестационарных температурных полей в, том числе, и в рассматриваемых условиях.

С использованием этой математической модели были исследованы тепловые процессы штамповки и разработаны рекомендации, большая часть которых применена в рабочих технологических процессах серийного производства.

Было доказано, например, что наиболее рациональным способом нагрева штамповой оснастки является индукционный нагрев.

Для этого нагрева, с использованием других программных средств, были разработаны оптимальные управления нагревом штамповой оснастки прессов различных типов.

Кроме того, выбраны координаты установки датчиков температуры, обеспечивающие наиболее достоверное отображение информации – с учётом ограничений, имеющих в реальных условиях - как во время разогрева оснастки, так и во время процесса штамповки.

Были внесены корректировки в рекомендуемые температурные режимы для каждого типа штампуемых заготовок серийного авиационного производства.

В целом проведённая работа позволила расширить номенклатуру штамповок, изготавливаемых в условиях сверхпластичности, улучшить их качество, сократить издержки производства и увеличить производительность труда.

Например, время нагрева оснастки 160 т пресса было сокращено с 4-х часов до одного часа.

Понятно, что при таких результатах повышается не только производительность труда, но и существенно сокращаются затраты на электроэнергию.

После отладки тепловых процессов отмечено снижение количества бракованных штамповок – с признаками брака, типичными для изотермической объёмной штамповки в условиях сверхпластичности.

При отлаженных тепловых процессах увеличивается ресурс работоспособности дорогостоящей оснастки.

Замечено также некоторое улучшение пластичных свойств заготовок, помещённых в гравюру матрицы, разогретой индукционными нагревателями.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ МОНООКСИДОВ ПРЕХОДНЫХ 3d-МЕТАЛЛОВ

Валеева А.А., Ремпель А.А.

Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург
valeeva@ihim.uran.ru

Нестехиометрические оксиды представляют собой широкий класс соединений, которые широко используются в качестве катализаторов, мембран, электродов топливных элементов, магнитных материалов и т.д. Особый интерес в последнее время вызывают наноструктурированные состояния [1], поскольку в этом состоянии наблюдаются заметные изменения не только в свойствах, но и в кристаллической структуре этих материалов, распределение структурных вакансий и их концентрация зависит от степени деформации. В связи с этим вызывают интерес способы формирования и стабилизации образующейся нанокристаллической структуры, а также механизмы структурных превращений [2], происходящие в нестехиометрических монооксидах переходных металлов.

В данной работе нанокристаллические монооксиды титана и ванадия были получены с помощью интенсивной деформации методом сдвига под давлением при различных степенях деформации и методом высокоэнергетического размола в шаровой планетарной мельнице Retsch PM-200.

Интенсивной пластической деформации методом сдвига под давлением при различных степенях деформации были подвергнут монооксид титана $TiO_{1.23}$. На всех рентгеновских спектрах деформированных образцов наблюдается значительное уширение отражений. Причиной уширения рефлексов может служить как очень малый размер кристаллов, так и микродеформации кристаллической решетки. Размерный и деформационный вклады в уширение рефлексов определены методом Вильямсона-Холла [3,4]. Экстраполяция зависимости приведенного уширения β^* от длины вектора рассеяния s на значение s , равное нулю, позволил определить средний размер кристаллов, а величину микродеформации нашли из наклона этой зависимости.

Анализ уширения дифракционных отражений показал, что проведенная интенсивная пластическая деформация поликристаллического нестехиометрического монооксида титана $TiO_{1.23}$ ведет к уменьшению областей когерентного рассеяния до 37 нм, к значительному увеличению микродеформаций в монооксиде титана до 1.4 % и периода решетки на 0.0004 нм [5]. Зависимость величины микродеформаций от угла поворота, обнаруженная для $TiO_{1.23}$, является немонотонной. При больших степенях деформации и малых размерах кристаллитов величина микродеформаций уменьшается, что может быть связано с более эффективной релаксацией напряжений решетки путем зернограничного проскальзывания при уменьшении размеров кристаллитов. В то же время наблюдался рост параметра решетки от 0.4168 до 0.4172 нм при увеличении степени деформации. Такое поведение можно объяснить изменением дефектности кристаллической решетки монооксида титана при интенсивной пластической деформации.

Методом оптической микроскопии показано, что макроскопические участки (размером до 100 мкм) монооксидной фольги, полученной кручением, не содержат пор и трещин. Электронной микроскопией с разрешением до 10 нм, подтверждено, что размеры зерен находятся в пределах нескольких десятков нанометров. Показано, что на поверхности и краях фольги, а также на изломах монооксидной фольги (Рис. 1) наблюдается агломерирование наночастиц. Кроме того, сканирующая электронная микроскопия обнаружила слоистую микроструктуру фольги. Слоистая структура перпендикулярная оси кручения образцов, связана с высокоэнергетическим проскальзыванием нанозерен монооксида. Проскальзывание зерен имеет существенное значение для сверхпластичных свойств оксидной нанокерамики при высоких температурах.

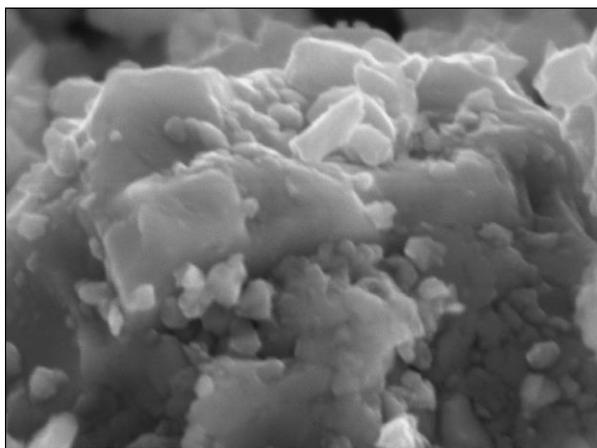


Рис. 1. Анализ порошков показал, что на поверхности и краях фольги, а также на изломах монооксидной фольги $TiO_{1.23}$ после деформации при 8 ГПа наблюдается агломерирование наночастиц

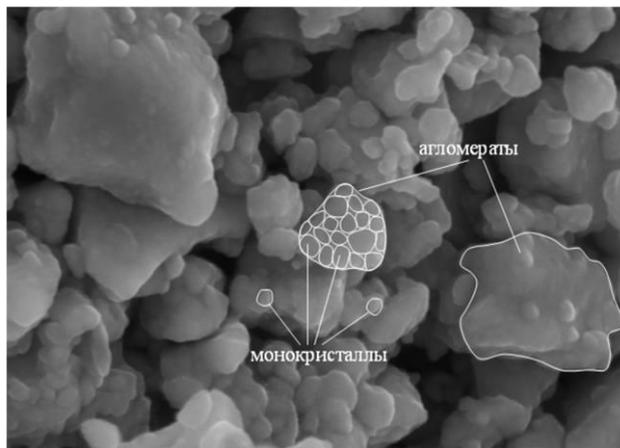


Рис. 2. Порошки монооксида ванадия после размол в мельнице Retsch PM-200 в течение 4 часов: видны агломераты, состоящие из большого количества монокристаллических частиц размером 20-30 нм

Проведенный высокоэнергетический размол крупнокристаллического порошка нестехиометрического монооксида ванадия VO_y , показал, что на спектрах монооксида ванадия наблюдалось значительное уширение всех дифракционных отражений, но кристаллическая структура монооксида ванадия $VO_{1.00}$ остается кубической (типа $B1$). Показано, что дезинтеграция крупнокристаллического порошка монооксида VO_y при скорости 500 об/мин в течение более 2-х часов приводит к быстрому уменьшению размера частиц, а зависимость размера частиц порошка D от продолжительности размол t хорошо описывается функцией $D(t)=a/(1+b \cdot t)$ с параметрами $a = 2321.35$, $b = 0.4418$. Размерный и деформационный вклады в уширение рефлексов также были определены методом Вильямсона-Холла. Средний размер частиц, определенный экстраполяцией зависимости приведенного уширения от длины вектора рассеяния в зависимости от времени размол, составил от 23 до 311 нм. Размер частиц, определенный из рентгено-дифракционных данных, по порядку величины совпадает с размером частиц, наблюдаемых сканирующей электронной микроскопией высокого разрешения (Рис. 2). Из рисунка видно, что мелкие гранулы размерами 20-30 нм налипают друг на друга и образуют плотные поликристаллы (агломераты), размеры которых варьируются от 40 до 300 нм.

Исследование поддержано проектами РФФИ № 10-03-00035а и № 10-03-00023а, проектами УрО РАН № 09-С-3-1014 (совместно с СО РАН), № 09-М-23-2001 (совместно с ИФМ УрО РАН) и № 70-3-2010 (молодежный).

Литература

1. Ремпель А. А. Нанотехнологии, свойства и применение наноструктурированных материалов // Успехи химии, Т. 76, № 5, С. 474-500 (2007).
2. Rempel A.A., Valeeva A.A. Thermodynamics of atomic ordering in nonstoichiometric transition metal monoxides // Mendeleev Communication, V.20, № 2, P.101-103 (2010).
3. Hall W. H., Williamson G. K. The diffraction pattern of cold worked metals: I. The nature of extinction // Proc. Phys. Soc. London, Sect.B, V. 64, part 11, № 383B, P. 937-946 (1951)
4. Hall W. H. X-ray line broadening in metals // Proc. Phys. Soc. London, Sect.A, V. 62, part 11, № 359A, P. 741-743 (1949)
5. Валеева А.А., Гижевский Б.А., Пилюгин В.П., Ремпель А.А. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру поликристаллического монооксида титана // Физика металлов и металловедение, Т.99, № 1, С. 62-68 (2005).

АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРОЦЕССОВ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ СТРУКТУР В МЕТАЛЛАХ

Рааб Г.И.¹, Утяшев Ф.З.²

¹ *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа*

² *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*
giraab@mail.ru

В работе представлены исследования по разработке теоретических основ процессов интенсивной пластической деформации (ИПД). При этом особая роль отведена анализу геометрических параметров очага деформации при РКУП и степени монотонности деформационного воздействия. Проведенные исследования позволили вывести ряд закономерностей, связывающих деформационное поведение и структурообразование в металлических материалах. В основе развиваемого научного подхода лежит постулат, показывающий, что при пластической деформации, независимо от используемой схемы (растяжение, сжатие, сдвиг), происходит изменение площади поверхности заготовок. При этом очаг деформации можно охарактеризовать, используя отношение площади поверхности к его объему $A_y = A_0/V_0$, а изменения, проходящие с увеличением деформационного воздействия в процессе обработки, выразить через приращение этой величины - ΔA_y . В работе проанализированы физические процессы, приводящие к появлению новых поверхностей, и прослежена связь параметра ΔA_y с плотностью дислокаций, прочностью и размерами формирующихся фрагментов. Установлено, что вновь образованная поверхность, являясь следствием пластической деформации, может быть критерием эффективности структурообразования и учитывать масштабный фактор. Также показано, что кинетика фрагментации и кинетика формирования структуры зёрненного типа являются конкурирующими процессами и зависят преимущественно от характера изменения параметра ΔA_y . Выявлено, что не монотонные процессы более эффективны для формирования УМЗ структур в металлах.

ДИСПЕРГИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ РАЗНЫМИ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Петрова А.Н.

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

Несмотря на большое число исследований по измельчению структуры и улучшению свойств промышленных алюминиевых сплавов, эта проблема остаётся актуальной.

В данной работе для получения объёмных образцов из сплавов АМц и В 95 с субмикро- и нанокристаллической структурой, предлагается использовать новый метод динамического канально-углового прессования (ДКУП), при котором, используя энергию пороховых газов, достигаются сверх высокие скорости деформации ($V=10^3-10^5 \text{ с}^{-1}$). Для сравнения такие же по составу и структуре материалы подвергались другому экстремальному воздействию – кручению в наковальнях Бриджмена (КГД), что позволило реализовать сверхвысокие степени деформации ($\epsilon=4,1-6,9$). Методами оптической и электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализировано исследование особенностей фазовых и структурных превращений в алюминиевых сплавах, реализуемых при данных способах деформации, и определены механизмы формирования ультрамикро- и нанокристаллических состояний в этих сплавах. Установлено, что в результате КГД было получено нанокристаллическое состояние материалов, а в результате ДКУП сформировалась ультрамикрокристаллическая структура.

Оценка дислокационной структуры и картин микродифракции позволила заключить, что в результате ДКУП образование УМК структуры с большеугловыми неравновесными границами в сплаве В95 происходит вследствие кристаллографического сдвига, осуществляемого перемещением решёточных дислокаций, и некристаллографического сдвига при перемещении зернограничных дислокаций. Благодаря высокому твердорастворному упрочнению исходной А1 матрицы и наличию дисперсных упрочняющих фаз, доминирующим механизмом релаксации упругой энергии с ростом степени деформации остаётся фрагментация, а динамическая рекристаллизация отсутствует. В сплаве АМц ДКУП инициирует динамическую рекристаллизацию, в результате которой формируется ультрамикрокристаллическая структура с размером зерна не более 400 нм.

Образование НК и УМК в алюминиевых сплавах отразилось и на их свойствах. Так, твердость УМК сплава после ДКУП превышает исходную твердость по Бринеллю в 1,6 раза, а НК сплав В95 после КГД имеет твердость еще в 2,5 раза выше. Установлено, что временное сопротивление разрыву σ_B соответствует σ_B в нагорованном состоянии, а пластичность в два раза превышает соответствующий параметр. Такое сочетание достаточной прочности ($\sigma_B=255 \text{ МПа}$) и хорошей пластичности ($\delta=14\%$) открывает широкие возможности для использования этого материала на практике. В УМК сплаве В95 временное сопротивление разрыву повышается на 30%, а предел текучести в 2 раза по сравнению с исходным состоянием. Анализ изломов, выполненный на СЭМ “Quanta-200“, свидетельствует о вязком характере разрушения этого УМК материала.

Таким образом, в результате высокоскоростной деформации при малом числе циклов прессования получены промышленные алюминиевые сплавы с размером зерна 200-400 нм и повышенными механическими характеристиками. Получение этих же материалов в нанокристаллическом состоянии возможно только при сверхвысоких степенях деформации, реализуемых при КГД.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект №08-03-00106) и Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества» (проект № 09-17-2-1017).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СКАНИРУЮЩЕГО ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА TESCAN ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЙ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРИМЕРЕ РЯДА ПРАКТИЧЕСКИХ ЗАДАЧ

Лукашова М.В., Шальнев И.В.

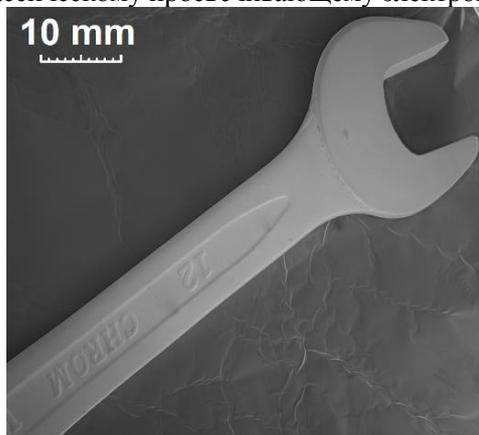
ЗАО «Экситон Аналитик», официальный представитель «TESCAN, a.s.» на территории РФ,
г. Санкт-Петербург

LukashovaMV@exiton-analytic.ru; ivan.shalnev@exiton-analytic.ru

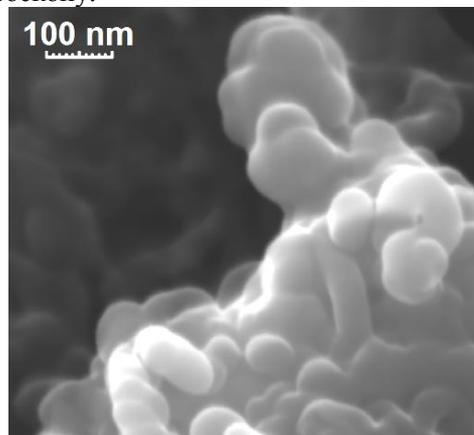
На сегодняшний день рынок сканирующих электронных микроскопов (СЭМ) представлен несколькими европейскими и японскими производителями с мировым именем, в число которых входит и компания «TESCAN, a.s.». В России более 50 пользователей TESCAN, среди которых научные центры РАН, НИИ, ядерные центры, ведущие криминалистические подразделения МВД и др. Лидирующими странами по количеству микроскопов TESCAN (более 100 единиц в каждой стране) являются США, Германия и Южная Корея. Среди пользователей TESCAN ведущие автопроизводители (Porsche, Volkswagen AG, MAN, Skoda, Daimler), такие промышленные гиганты, как BOSCH, Samsung, LG и др., множество научных и учебных учреждений по всему миру. Технические характеристики СЭМ TESCAN по многим параметрам превосходят таковые у других производителей.

Оборудование каждого производителя имеет ряд особенностей, которые отличают его от конкурентов. Одной из особенностей, показывающей внимательное отношение «TESCAN, a.s.» к своим состоявшимся и будущим пользователям, является наличие сети *демонстрационно-методических центров (ДМЦ) TESCAN* по всему миру. Только на территории России таких центров три: в Москве, Санкт-Петербурге и Екатеринбурге. На оборудовании российских ДМЦ за последнее время было решено несколько десятков практических задач из области материаловедения, криминалистики, медицины, фармакологии, металлургии, контроля качества на производстве и др., при этом проявили себя технические решения TESCAN. Например:

- запатентованная TESCAN промежуточная магнитная линза (IML) позволяет работать в таких режимах, как: *Разрешение* (рис. 1б), увеличенная *Глубина фокуса*, *Широкое поле обзора* без искажений (рис. 1а) и т.д., что использовалось при изучении рельефных объектов: кристаллических изломов, кантилеверов, насекомых, пуль и гильз и т.д.;
- запатентованный детектор LVSTD регистрирует вторичные электроны в режиме низкого вакуума, тем самым сохраняя топографический контраст объектов, что оказалось необходимым при исследованиях ниобата лития, нитрида бора, резин и каучуков, нанокорунда, полимерных волокон и многих других непроводящих материалов;
- стереоскопическое изображение в реальном времени необходимо при работе с наноманипуляторами, при модификации поверхности образцов ионным пучком;
- съемный детектор «на просвет» применялся для изучения срезов биологических материалов и углеродных реплик, причем ряд режимов СЭМ с детектором «на просвет» недоступен классическому просвечивающему электронному микроскопу.



а: размер поля обзора **60 мм**



б: размер поля обзора **730 нм**

Рис. 1. От макромира к наномиру в одной камере микроскопа TESCAN

СЕКЦИЯ
«ТЕОРИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ»

ЛЕКЦИИ

МЕТОД КЛАССИЧЕСКОЙ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ: ВКЛАД В ОСНОВАНИЯ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ФИЗИКИ

Норман Г.Э.

*Объединенный институт высоких температур РАН,
Московский физико-технический институт, г. Москва
norman@ihed.ras.ru*

Доклад посвящен принципиальным вопросам классического метода молекулярной динамики, зародившегося полвека тому назад как вычислительное средство решения задач статистической физики и ставшего к настоящему времени одним из важнейших численных методов в теории конденсированного состояния. В то же время метод молекулярной динамики, основанный на решении уравнений движения системы многих частиц, оказался непосредственно связан с базовыми представлениями классической статистической физики, в частности, с проблемой возникновения необратимости.

В докладе проанализированы динамические и стохастические свойства молекулярно-динамических систем, связанные с локальной неустойчивостью траекторий и погрешностями численного интегрирования. Рассматривается теория метода молекулярной динамики: ляпуновская экспоненциальная расходимость траекторий, время динамической памяти, малые, но конечные флуктуации полной энергии, негамильтоновость метода молекулярной динамики, статистический смысл усреднения по траекториям, возникновение необратимости. Проблемы метода молекулярной динамики сопоставляются с задачей динамического хаоса. Обсуждается природа вероятностного характера классической статистики. Предложена концепция, объясняющая конечное время динамической памяти и возникновение необратимости в реальных системах на основе молекулярно-динамических расчетов с учетом реальных физических факторов.

Проанализирована модель вещества, которая на самом деле исследуется в методе молекулярной динамики. На этой основе рассматривается, какое место занимает метод молекулярной динамики в системе основных понятий статистической физики и физической кинетики, изложенных в курсе Ландау и Лифшица, и где он дополняет этот курс, а где даже исправляет некоторые исходные положения.

Сопоставлены возможности методов молекулярной динамики и Монте Карло. Сформулированы требования к проведению молекулярно-динамических расчетов свойств равновесных систем и процессов релаксации.

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОСИСТЕМ МЕТОДАМИ КЛАССИЧЕСКОЙ И КВАНТОВОЙ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Стегайлов В.В.

Объединенный институт высоких температур РАН, Московский физико-технический институт, г. Москва
stegailov@gmail.com

Интенсивное совершенствование на протяжении последних десятилетий теоретических и вычислительных методов описания физико-химических процессов на наномасштабах обеспечивает фундаментальную методическую основу средств анализа и предсказания, необходимых для развития нанотехнологий. Одновременный непрерывный взрывной рост производительности компьютерной техники предоставляет уникальные возможности по моделированию наносистем на беспрецедентном ранее уровне точности, позволяющем формулировать и решать задачи инженерно-технологического уровня в различных областях нанотехнологий. Метод молекулярно динамики (МД) является основным инструментом моделирования наносистем на атомистическом уровне.

МД модели различаются по уровню точности описания потенциалов межатомного взаимодействия. В начале лекции будет кратко рассказано об области применимости классических моделей потенциалов межатомного взаимодействия. Будет описано развитие методов расчета электронной структуры вещества (методы основанные на приближении Хартри-Фока, метод функционала электронной плотности).

Будет рассказано о классических и квантовых МД моделях структурных превращений в экстремальных состояниях и процессов, сопровождающие отклик среды при энерговкладах различной мощности: эволюция твердой фазы после импульсного энерговклада в электронную подсистему, пластическая деформация и разрушение твердых тел при высокоскоростной деформации, кавитация и разрыв в метастабильных жидкостях, объемное и поверхностное плавление при высоких давлениях и температурах, распад возбужденных состояний молекулярных систем, взаимодействие электролита с графитовыми нанопорами в перспективных суперконденсаторах.

В лекции будет затронут вопрос параллельных высокопроизводительных вычислений на суперкомпьютерах применительно к задачам классической и квантовой МД. Будет рассказано о существующих программных средствах и предельно достижимых для прямого моделирования пространственных и временных масштабах.

САМООРГАНИЗАЦИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА НА НАНОУРОВНЕ ПРИ ВНЕШНИХ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ. КОМПЬЮТЕРНЫЕ ЭКСПЕРИМЕНТЫ

Старостенков М.Д.

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

Выделяются два основных метода компьютерного моделирования, выполняемые на микроскопическом, атомном уровне. Это метод молекулярной динамики и метод Монте-Карло. В компьютерных экспериментах, посвященных структурно-энергетическим изменениям атомных конфигураций, моделируются внешние интенсивные воздействия соответствующие интенсивным деформациям, высокоинтенсивным энергетическим воздействиям, имеющим место при облучении, ионной имплантации, импульсном разогреве.

При конструировании компьютерного эксперимента в каждом случае важной проблемой является выбор адекватной модели представления межатомных связей и взаимодействий. В последнее время предпочтение отдается первопринципным методам описания межатомных связей в конденсированных средах. Однако при моделировании внешних высокоинтенсивных воздействий на материал представляется допустимым применение простых модельных потенциалов. Состояние исследуемых систем в динамике внешнего воздействия оказывается далеким от равновесного. Процессы, моделируемые в таких случаях, оказываются нелинейными, и характер структурных изменений во многом зависит от точности представлений относительно «жесткости» межатомных связей. Это условие может быть достаточно надежно представлено подгонкой параметров потенциалов по экспериментальным данным по упругим модулям и параметрам решеток.

Дан обзор результатов компьютерных экспериментов, выполненных с использованием методов молекулярной динамики и метода Монте-Карло. При использовании метода молекулярной динамики выделяются следующие эффекты самоорганизации.

При стартовом задании направлений скоростей движения атомов случайными, но при условии, что суммарный импульс атомов расчетного блока должен быть равен нулю, за счет самоорганизации устанавливается распределение скоростей, соответствующих Максвелловскому за очень короткое время, порядка 0,1 пс. Через некоторое время возникают динамические коллективные смещения атомов, которые играют важнейшую роль в структурных изменениях материала на наномасштабе. Обнаруживаются факторы агрегатизации точечных дефектов и перехода их в дислокации, дислокационные петли с образованием планарных дефектов, дефектов объема.

Последовательность самоорганизации элементов структуры материала на наномасштабе зависит от интенсивности, типа и характера внешнего воздействия, присутствия в стартовом блоке исследуемого материала различных типов дефектов: точечных, планарных и объемных. Важную роль играют такие дефекты, как граница зерен и фаз. Обнаружено, что такие комплексы точечных дефектов, как вакансии и межузельные атомы в зависимости от их структуры и концентрации могут взаимодействовать между собой, при этом скорости коллективных согласованных перемещений могут превышать скорость звука в материале.

Метод Монте-Карло был применен для исследования структурных и сверхструктурных изменений в упорядочивающихся сплавах, происходящих по вакансионному механизму в двумерных и трехмерных структурах. При использовании данного метода обнаруживаются эффекты самоорганизации, приводящие к образованию отдельных кластеров структуры или сверхструктуры, образованию антифазных доменов и их росту в процессе упорядочения. Исследуется также роль самоорганизации точечных дефектов в процессах термоактивированного разупорядочения.

СЕКЦИЯ
«ТЕОРИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ»

ПРИГЛАШЕННЫЕ ДОКЛАДЫ

ATOMISTIC MODELING OF MECHANICAL INSTABILITY: UNSTABLE DEFORMATION MODE INDUCED BY INHOMOGENEOUS STRUCTURE

Umeno Y.

Institute of Industrial Science, the University of Tokyo, Tokyo, Japan
umeno@iis.u-tokyo.ac.jp

To fully understand the mechanism of plasticity, it is important to elucidate the fundamental of structural instability in the atomic level. In this study atomistic modeling simulation of tension of a metal thin film containing inhomogeneous structure, such as a notch, interface of dissimilar materials, surface steps, is performed using an embedded atom method potential and dislocation nucleation is observed. The mechanical stability during tension is analyzed by solving the eigenvalue problem of the Hessian matrix taking into account all the degrees of freedom of the atoms in the system. Since an eigenvalue designates the curvature of the potential energy landscape in the direction of the corresponding eigenvector, which indicates the deformation mode, the system is unstable under vanishing temperature ($T = 0$) at the critical strain when any eigenvalue is zero or negative.

At a strain smaller than the critical strain under $T = 0$, where all the eigenvalues are positive, thermal fluctuation of atoms may cause structural instability under a finite temperature. We have revealed that the path of the activated instability (dislocation emission) can be written by a linear combination of the eigenvectors having small eigenvalues. The energy landscape can have a much lower hill along the mixed-mode path than along any single-mode paths. In a molecular dynamics simulation under a finite temperature, components of deformation modes having large eigenvalues fluctuate at high frequency (short cycle). Components of small eigenvalues, which have relatively long cycle of fluctuation, dominate the activation of the instability.

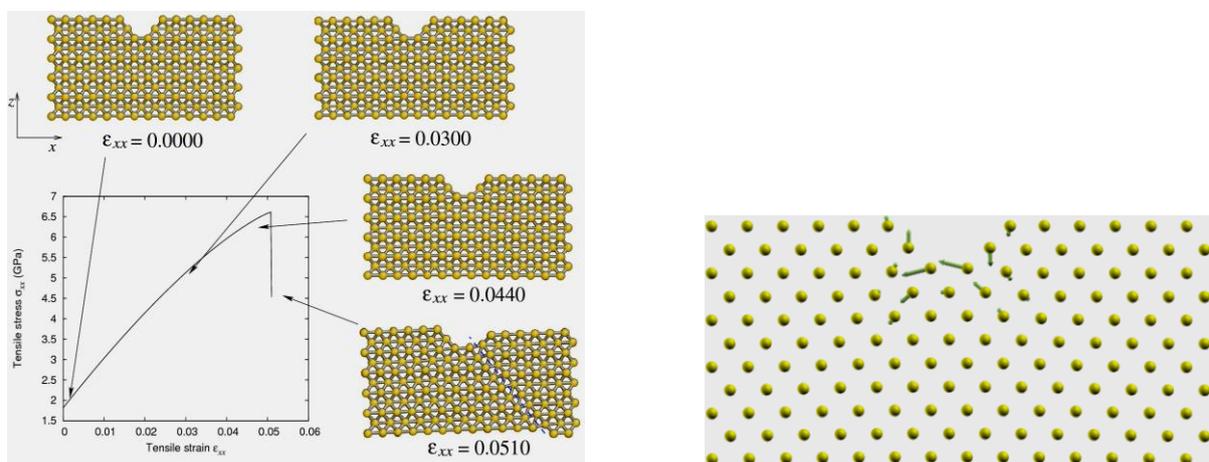


Figure: (Left) stress-strain curve and change in atom configuration in tension of a Cu thin film model with a notch. (Right) instability mode of the notch model, which indicates the direction of atom motion at the onset of the instability.

ЭЛЕМЕНТАРНЫЕ ПРОЦЕССЫ ФРАГМЕНТАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н.

*Нижегородский филиал Учреждения Российской академии наук Института машиноведения им.А.А. Благонравова РАН, г. Нижний Новгород
sarafanov@sinn.ru*

Представлен обзор оригинальных теоретических работ авторов, посвященных исследованию процессов фрагментации. В соответствии с основными положениями физики больших пластических деформаций, развитых в работах В.В. Рыбина предполагалось, что первопричиной диспергирования материала являются мощные упругие напряжения, источники которых (мезодефекты) возникают на межзеренных границах. Среди мезодефектов, образующихся при пластической деформации, можно выделить три типа характерных мезодефектов, представляющие собой "строительные" блоки процесса фрагментации. Во-первых, это стыковая дисклинация, которая формируется в процессе деформации в стыках или изломах исходных границ в результате накопления на них дополнительных разориентировок. Вторым типичным зародышем фрагментации является дисклинационный диполь, возникающий при пластической деформации на двойном изломе границы зерна. Третьим характерным мезодефектом является планарный мезодефект типа плоского скопления эквидистантно распределенных компонент краевых дислокаций ориентационного несоответствия..

В проведенных авторами исследованиях развит кинетический подход к описанию формирования разориентированных областей кристалла вблизи указанных мезодефектов. В рамках континуального описания показано, что мезодефекты в пластической зоне вызывают расслоение однородного потока дислокаций и формируют области повышенной плотности дислокационного заряда. В рамках дискретного описания на основе разработанной компьютерной программы проведено моделирование кинетики дислокационного ансамбля в упругих полях мезодефектов и установлено, что мезодефекты (дисклинации) формируют области сгущений дислокаций определенного знака, которые перестраиваются посредством скольжения в оборванные субграницы. Показано, что субграницы представляют собой динамические стационарные образования. Средняя разориентировка отдельной субграницы оказывается равной половине мощности дисклинации. Показано, что образование субграниц приводит, во-первых, к снижению упругой энергии системы за счет эффекта экранировки полей напряжений дисклинаций ансамблем дислокаций; во-вторых, к снижению упругой энергии системы за счет расщепления исходных дисклинаций; в-третьих, к уменьшению градиентов внутренних полей напряжений, создаваемых дисклинациями и, как следствие, выравниванию скорости пластической деформации в объеме зерен.

Установлено, что в конгломерате зерен (бикристалле, трикристалле) формирование оборванных дислокационных границ обусловлено аккомодационным движением решеточных дислокаций в упругом поле мезодефектов, возникающих в результате накопления пластических несовместностей на межкристаллитных границах, а также с коллективными эффектами в ансамбле сильно взаимодействующих дислокаций в окрестности наведенных мезодефектов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 09-02-97032-р_поволжье_a, № 10-02-00508-а).

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ПРОЦЕССОВ В МАТЕРИАЛАХ: НОВЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИНТЕРЕСНЫЕ ПРОБЛЕМЫ

Назаров А.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
nazarov@imsp.da.ru

Атомная структура границ зерен (ГЗ) и процессы в них, такие как зернограничная диффузия, проскальзывание, миграция, поглощение и генерация границами решеточных дислокаций, играют большую роль во всех механических и термодинамических свойствах материалов, в особенности наноструктурных. В связи с быстрым развитием компьютерной техники и математических методов моделирования в последние годы наблюдается значительный прогресс в понимании атомной структуры и механизмов и кинетики указанных процессов.

В докладе будет сделана попытка критического анализа полученных к настоящему времени результатов в области атомистического моделирования структуры границ зерен и зернограничных процессов в материалах, а также нерешенных проблем и возможных путей их решения.

Атомная структура ГЗ в бикристаллах и нанокристаллах рассматривается в исторической ретроспективе, в которой красной нитью проходит конкуренция двух моделей: модели аморфного цемента и кристаллоподобной упорядоченной структуры ГЗ. Обсуждаются недостатки прежних схем молекулярно-динамического моделирования и пути их преодоления, возможная роль внутренних напряжений, дефектов дислокационного и дисклинационного типа в атомной структуре ГЗ. Приводятся результаты моделирования квазидвумерного нанокристалла с ГЗ, содержащими внесенные дислокации.

Пока плохо исследованы особенности зернограничной диффузии в нанокристаллах. Рассматриваются экспериментальные данные, демонстрирующие связь коэффициента зернограничной диффузии с состоянием ГЗ, анализируются полученные к настоящему времени результаты и описываются возможные направления исследования этой проблемы с помощью моделирования.

Рассматривается одно из замечательных явлений в металлах – размытие решеточных дислокаций, захваченных при пластической деформации границами зерен. Это явление, механизм которого определяется структурой ГЗ и контролируется зернограничной диффузией, хорошо исследовано в континуальных моделях, но атомистическим моделированием пока не исследован. Моделирование этого процесса могло бы дать много полезной информации о процессах возврата в ГЗ, в том числе в наноструктурных материалах. Обсуждаются проблемы, возникающие при таком моделировании, возможные пути их решения и способы анализа результатов моделирования.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Александров И.В., Чембарисова Р.Г.

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

Доступные к настоящему времени экспериментальные данные свидетельствуют о том, что пластическая деформация поликристаллических металлических материалов при достаточно низких температурах происходит в основном в результате активизации дислокационных процессов. Пространственно-временная эволюция ансамбля дислокаций может быть описана в рамках кинетической теории, согласно которой дислокации и вакансии управляют прочностью и пластичностью металлических материалов, крупнокристаллических, ультрамелкозернистых и нанокристаллических. Уравнения дислокационной кинетики описывают эволюцию плотности дислокаций в зависимости от степени деформации как в границах зерен, служащих стоками и источниками для решеточных дислокаций, а также являющихся барьерами для скольжения дислокаций, так и в их внутренних областях. Эти уравнения, дополненные характеристиками структурных факторов, например, концентрацией вакансий и процентным составом примесей, объемной долей двойников и т.д., позволяют получить деформационную кривую $\sigma = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, d, T)$ для рассматриваемого поликристаллического образца. Полученная зависимость может служить основой для теоретического анализа задач механики материалов, а также для моделирования с целью прогнозирования свойств металлов и сплавов при разработке технологии улучшения их эксплуатационных свойств.

В основу кинетического моделирования, выполненного в настоящей работе, положен дислокационно-кинетический подход, использованный в работах Kocks-Mecking-Estrin, S. Kok, Y. Estrin и L.S. Tóth, M. Zehetbauer, Г.А. Малыгина, F.B. Printz и A.S Argon и развитый с учетом особенностей микроструктуры объемных ультрамелкозернистых (УМЗ) металлических материалов, полученных методом интенсивной пластической деформации (ИПД). Разработанная модель была использована для кинетического моделирования деформационного поведения чистых металлов и сплавов с различным размером зерен. На примере УМЗ Cu было показано, что повышенная по сравнению с крупнокристаллическим состоянием чувствительность напряжения течения к температуре и скорости деформации вызваны активностью диффузионных процессов, протекающих в границах зерен. При этом как понижению температуры, так и повышение скорости деформации способствуют накоплению дислокаций в границах зерен, что связано с подавлением аннигиляционных процессов в них. В то же время приложенное давление способствует накоплению дислокаций в границах зерен и ограничивает аннигиляцию зернограничных дислокаций при их неконсервативном движении.

Установлено, что высокие прочность и пластичность УМЗ Cu могут быть вызваны наличием высокой плотности когерентных границ двойников, сформированных в процессе ИПД. Эти двойниковые границы служат барьерами на пути скользящих дислокаций в зернах, содержащих двойники, что повышает предел текучести. В то же время в зернах без двойников сохраняется возможность протекания пластической деформации. Показано, что размер зерен влияет на активность деформационного двойникования в деформационного старения, определяющих высокопрочное состояние и деформационное поведение технически чистого Ti. Установлены причины формирования сверхвысокопрочных состояний в УМЗ Al сплавах. Показано, что немонотонный характер зависимости прочностных свойств от размера зерен в области УМЗ микроструктур вызван сегрегацией атомов примеси на границах зерен, а также выделением частиц β (Al_3Mg_2)-фазы в области границах зерен.

СЕКЦИЯ
«ТЕОРИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ»

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

SHEAR DEFORMATION UNDER NORMAL STRESS IN COVALENT CRYSTALS: AB INITIO STUDY

Yoshinori Shiihara*, Yoshitaka Umeno, Nobuhiro Yoshikawa

Institute of Industrial Science, the University of Tokyo, Tokyo, Japan

* nori@telu.iis.u-tokyo.ac.jp

Crystals with covalent bondings are important materials in recent semiconductor technology. The onset of such crystals, which have diamond or zinc-blend structures, have been attracting attention since nucleation of a dislocation may severely deteriorate their functions. However, the mechanism of the elementary process of their plasticity has not yet been fully understood. The mechanism of dislocation nucleation is still an open question even in silicon, for which a number of experimental and theoretical studies have been carried out thus far. For example, little is known about whether a dislocation likely occurs in the shuffle set or glide set (Fig. 1a).

In this study, to better understand the elementary processes of plasticity in diamond/zinc-blend structured materials, shear deformation in C, Si, Ge, and SiC cubic crystals was investigated by using ab initio calculations. We focused on the effect of normal stress on the critical shear stress or strain because areas of dislocation nucleation are subject to multiaxial loading in experiment such as nanoindentation. Here, $\langle 112 \rangle$ and $\langle 110 \rangle$ shear directions were considered as both the partial and perfect dislocations are found in experiment; the former favors to appear on the glide set while the latter does on the shuffle set. We used VASP for calculations with a computational cell shown in Fig. 1b. Figure 2 shows that the critical shear stress (CSS) in $\langle 112 \rangle$ shear is always lower than that in $\langle 110 \rangle$ shear under compression in all the systems. The difference in CSS between $\langle 112 \rangle$ and $\langle 110 \rangle$ shear increases the compressive stress increases. These results indicate that, at low temperature under compression, the $\langle 112 \rangle$ shear along the direction of the partial dislocation on the glide set is preferred to the $\langle 110 \rangle$ shear. In the presentation, the results of the CSS curves under normal stress will also be shown and discussed.

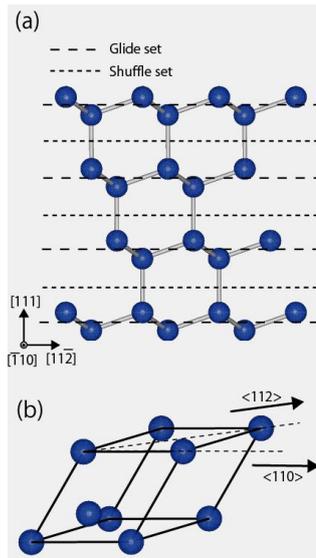


Fig. 1 $(\bar{1}10)$ projection of the diamond cubic structure (a), and the computational cell with two shear directions (b).

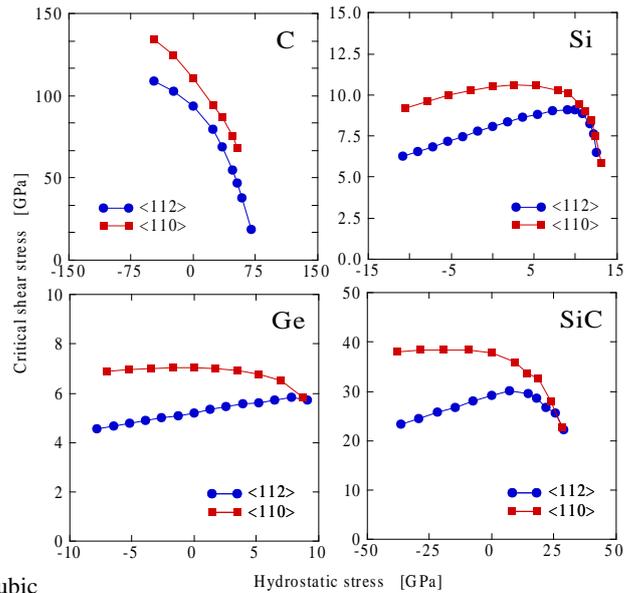


Fig. 2 CSS curves under hydrostatic stress in C, Si, Ge, and SiC crystals.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ НАКЛОНА ОБЩЕГО ТИПА В ГЦК МЕТАЛЛАХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Батайкина И.А., Тихонова Н.П.

*ГОУВПО «Мордовский государственный университет им. Н.П. Огарева», г. Саранск
battia@mail.ru*

Большинство металлов используется в виде поликристаллов, неотъемлемой частью структуры которых являются границы зерен. Границы зерен оказывают определяющее влияние на многие физико-механические свойства поликристаллов, такие как пластичность, диффузия, высокотемпературная и структурная ползучести, рекристаллизация, разрушение, плавление и др. Моделирование атомных структур в кристаллах и их перестроек стало важным методом исследования в физике твердого тела. Машинный эксперимент ценен тем, что в нем полностью отсутствуют неконтролируемые факторы и можно проверить влияние всех заложенных в модель взаимодействий. По своему существу метод машинного моделирования является орудием теоретического исследования. С другой стороны, ему присущи и характерные черты экспериментального метода, поскольку он обычно представляет собой серии последовательных опытов на модели. Несмотря на большое число исследований границ зерен, в настоящее время остается ряд вопросов, касающихся как структуры границ, так и структурных изменений вблизи них в процессе температурно-силовых воздействий.

Цель работы заключается в изучении динамики атомной структуры вблизи границ зерен наклона общего типа в ГЦК металлах методом молекулярной динамики. Границы зерен оказывают существенное влияние на деформационное поведение поликристаллов. Экспериментально установлено, что при микропластической деформации они являются источниками дислокации. В работе предложена модель, объясняющие зарождение дислокаций на межзеренных границах, а также механизмы внутривзеренного скольжения и зернограничного проскальзывания.

Решение подобных вопросов с помощью реальных экспериментов в настоящее время весьма затруднительно, поскольку для этого необходимы исследования динамики структуры на атомном уровне. В данном случае наиболее эффективным оказывается применение метода компьютерного моделирования, который позволяет с достаточной точностью в рамках модели учитывать и контролировать параметры исследуемого явления, изучать в динамике процессы, протекающие на атомном уровне с использованием различных наглядных визуализаторов структуры. Данный метод является дополнением к известным экспериментальным и теоретическим методам исследования. Компьютерная модель может служить средством апробации теоретических представлений, а может объяснять или прогнозировать явления, ранее не освещенные теорией и экспериментом в полной мере.

В работе описывается построение двумерной и трехмерной моделей ГЦК металлов с границами зерен наклона с осями разориентации [111] и [100]. Приводятся описания используемых визуализаторов и основных характеристик динамики атомной структуры. Рассматриваются структурные перестройки в области границ зерен в процессе низкотемпературной релаксации при сопряжении зерен. Проводится анализ распределения локальных напряжений вблизи границ, выявляются особенности строения границ в зависимости от направления оси разориентации и угла наклона зерен, рассчитывается энергия границ. Изучаются особенности протекания диффузии при деформации сжатия и растяжения вдоль различных направлений в зависимости от взаимной ориентации зерен. Рассматриваются особенности структурных изменений при пластической деформации сжатия и растяжения вблизи границ зерен с осями разориентации [111] и [100].

КВАНТОВАЯ НАНОДИНАМИКА НЕРАВНОВЕСНЫХ НАНОСИСТЕМ

Жуковский М.С., Жуковская Т.М., Старостенков М.Д., Безносюк С.А.

ГОУ ВПО «Алтайский государственный университет», г. Барнаул
bsa1953@mail.ru

Квантовое движение неравновесной наночастицы конденсированного состояния имеет схожесть как с квантовой динамикой молекулы в процессах её активированного движения в зоне химической реакции, так и с классической динамикой микрочастицы в зоне фазового превращения. В данной работе для построения нового метода компьютерного моделирования неравновесной нанодинамики использован гибридный подход квантовой химии молекул и молекулярной динамики микрочастиц. Его суть состоит в том, чтобы учесть неадиабатические эффекты, типичные в квантовой химии активированной молекулы, в рамках метода молекулярной динамики микрочастицы. Для этого время неравновесного процесса наносистемы разбивается на чередование интервалов (квантов) времени неадиабатического t_{na} и адиабатического t_a характера движения. На интервалах времени «жизни» t_a адиабатичности имеет место классическая динамика ядер в адиабатическом силовом поле электронной компоненты метода молекулярной динамики. На интервалах времени «жизни» неадиабатичности t_{na} имеет место квантовая динамика ядер в адиабатическом силовом поле электронной компоненты плюс квантовое стохастическое электрическое силовое поле электронной компоненты наночастицы, участвующей в неадиабатических процессах обмена энергией с «внешней» средой конденсированного состояния.

В нанодинамике появляется динамическое «квантование» времени неравновесного процесса стадиями неадиабатичности и адиабатичности движения. Соотношение между временами жизни адиабатических и неадиабатических неравновесных процессов меняется в зависимости от близости характера движения неравновесной наносистемы к активированной молекуле ($t_{na} \gg t_a$) или к неравновесной микрочастице ($t_{na} \ll t_a$). Нами рассмотрены наночастицы содержащие от десятков до нескольких тысяч атомов. Этот диапазон нуклеарности близок к активированным молекулам, поэтому нами для простоты реализации компьютерной имитации был выбран предельный случай «нулевой скважности» адиабатических процессов: $t_a \rightarrow 0$. В этом «квантово-химическом» пределе нанодинамики время неравновесного движения состоит из квантов времени жизни неадиабатических процессов. В ходе этих временных актов наносистема диссипирует свою энергию в термостатическую среду конденсированного состояния. В рамках концепции термополевой динамики и квантово-полевой химии конденсированного состояния роль среды конденсированного состояния выполняют кванты и вакуумы различных физических полей (электромагнитного, фононного, магнетонного, экситонного и тд. полей.). Анализ показал, что особую роль в диссипации энергии малых наночастиц играет физический вакуум экситонов – представляющий конденсат виртуальных релятивистских пар квазипозитрониев $|e^- e^+\rangle$. Время жизни виртуальных квазипозитрониев составляет десятые доли фемтосекунды, а их протяжённость – длина Комптона – порядка десяти нанометров. Эти параметры задают нижнюю границу квантов времени $t_{na} > 0.1$ фс неадиабатичности процессов наночастиц с $L < 10$ нм., В нанодинамике существует фемтосекундный ритм диссипации энергии в среду физических полей виртуальных квазичастиц $|e^- e^+\rangle$ конденсированного состояния, зависящий от нуклеарности, температуры, химического состава, структуры, морфологии начального состояния. Он определяет выход наносистемы на различимые стационарные неравновесные состояния (аттракторы), что определяет появление у малых неравновесных наночастиц информационного свойства стационарной мультитрасформерности.

Фемтосекундный шаг по времени используется и в методах молекулярной динамики. Однако, он задает квант длительности адиабатического движения в противоположном к нашему случаю пределе $t_{na} \rightarrow 0$. Длительность диссипации энергии микрочастицы в среду принята равной нулю и её физический механизм не конкретизируется.

ФОКУСИРУЮЩИЕСЯ И КРАУДИОННЫЕ СТОЛКНОВЕНИЯ АТОМОВ Cu В УПОРЯДОЧЕННОМ СПЛАВЕ CuAu СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1₁

Медведев Н.Н.¹, Старостенков М.Д.², Пожидаева О.В.²

¹*Бийский педагогический государственный университет, г. Бийск*

²*Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул*
nmm42@rambler.ru

Проблема фокусировки атомных столкновений в твердых телах, подробно изученная в середине прошлого века [1, 2], не теряет актуальности и в настоящее время [3, 4]. В 1957 году Р. Силсби [1] было показано, что при определенных условиях в плотноупакованной цепочке равноотстоящих атомов возможна фокусировка удара. Сущность этого явления заключается в том, что движущаяся частица, таким образом передает свой импульс неподвижным атомам плотноупакованной цепочки, что он распространяется вдоль цепочки под углом к оси цепочки с меньшим при каждом столкновении. Краудионные и фокусирующие столкновения тесно связаны друг с другом. Отличие в том, что при фокусирующих столкновениях передается только импульс, а при краудионных столкновениях передается и вещество - межузельный атом, с возникновением вакансии и краудиона [2].

Свойства атомных столкновений изучались главным образом в одноатомных кристаллах. Однако, появившиеся относительно недавно упорядоченные сплавы со сверхструктурами, в которых легкие атомы плотноупакованных рядов окружены более массивными соседями, очевидно, должны иметь особенности при краудионных и фокусирующихся столкновениях атомов.

В настоящей работе предлагаются результаты исследований, полученные методом молекулярной динамики фокусирующих и краудионных столкновений атомов Cu в упорядоченном сплаве CuAu со сверхструктурой L1₁. Для сравнения компьютерные эксперименты проводились также с кристаллической решеткой одноатомного Cu.

Обнаружено, что результаты для кристалла меди достаточно точно совпадают с теми, что были получены в [1, 2]. Краудионные столкновения атомов Cu в упорядоченном сплаве существенно отличаются от краудионных столкновений в кристаллической решетке Cu без примесей. В частности тем, что в результате этих столкновений в одной плотноупакованной цепочке может возникать несколько вакансий, тогда как в чистом металле только одна. Количество вакансий и расстояние между ними зависят от кинетической энергии исходного атома и угла между направлением импульса этого атома и осью плотноупакованной цепочки.

Литература

4. *Silsbee, R.H.* Focusing in Collision Problems in Solids // Journal of Applied Physics, v. 28, p. 1246 (1957).
5. *Гарбер Р.И., Федоренко А.И.* Фокусировка атомных столкновений в кристаллах // Успехи Физических Наук, т. 83, вып. 3, с. 185 (1964).
6. *Rosencrance S.W., Winograd N., Garrison B.J., Postawa Z.* Temperature dependence of polar-angle distributions of atoms ejected from ion-bombarded Au {111} // Physical Review B, v.53, №5, p. 2378 (1996).
7. *Iskandarov A.M., Medvedev N.N., Zakharov P.V., Dmitriev S.V.* Crowdion mobility and self-focusing 3D and 2D nickel // Computational Materials Science, v 47, p. 429 (2009).

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В ДВУМЕРНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

Полетаев Г.М., Кобзарь Л.М., Мартынов А.Н.,
Бердыченко А.А., Старостенков М.Д.

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

Межфазные границы, как и границы зерен, играют важную роль при пластической деформации. Существенное отличие между границами фаз и границами зерен заключается в том, что вторая фаза, как правило, существует в виде изолированного включения в матрице, то есть границы фаз не образуют единой разветвленной сети, подобно границам зерен. Кроме того дислокации, характерные для межфазных границ, образуются не только в результате разориентации контактирующих кристаллов (как в случае границ зерен), но и вследствие несоответствия параметров решеток фаз (так называемые дислокации несоответствия) [1].

Пластическая деформация с участием границы фаз играет ключевую роль, например, при сварке взрывом. В этом случае образуется прочное соединение металлических тел при высокоскоростном соударении со скоростями порядка 0,1–1 км/с [2]. При таких скоростях в зоне контакта имеет место сильная пластическая деформация вплоть до локального плавления. В большинстве случаев отмечается, что шов при сварке взрывом получается бездиффузионный, но очень высокой прочности, что трудно объяснить с позиции простого контакта поверхностей двух фаз [2].

Настоящая работа посвящена исследованию методом молекулярной динамики механизмов пластической деформации вблизи межфазной границы в двумерной модели. Рассматривались границы раздела Ni-Al, Ni-Fe, Cu-Au. Взаимодействия атомов описывались с помощью потенциалов Морза. Упаковка атомов в двумерной модели соответствовала наиболее плотноупакованной плоскости {111} ГЦК решетки. Расчетный блок содержал от 3000 до 8000 атомов. Деформация задавалась путем перемещения с постоянной скоростью приграничного ряда атомов, параллельного межфазной границе. При этом варьировались направление и скорость перемещения. Помимо этого варьировались ориентация межфазной границы, температура расчетного блока.

В работе было выяснено, что пластическая деформация вблизи межфазной границы тесно связана с дислокациями несоответствия. Пластические сдвиги образуются, как правило, с их участием. Кроме того, подобные пластические сдвиги зачастую имеют периодичность, кратную периодичности дислокаций несоответствия (чаще всего равную или большую в два раза). Данные пластические сдвиги, пересекающие межфазную границу, приводят к формированию изломанной границы фаз (зигзагообразной, ступенчатой и т.п. форм), что ведет к увеличению общей площади контакта фаз и прочности их соединения.

Литература

1. *Starostenkov M.D., Poletayev G.M., Starostenkov D.M.* Structure of interphase boundaries in bimetallic thin films // *J. Mater. Sci. Technol.*, V.17, №1, P. 59 (2001).
2. *Захаренко И.Д.* Сварка металлов взрывом. Минск: Наука і тэхніка, 1990, 205 с.

МЕХАНИКА И ФИЗИКА ЗАРОЖДЕНИЯ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛАХ ПОД НАГРУЗКОЙ

Дмитриев С.В.

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

Зарождение дефектов играет весьма важную роль в формировании механических свойств материалов, особенно в случае, когда размер системы уменьшается до субмикронного. В наиболее общем виде зарождение дефектов сводится к процессам разрыва и рекомбинации межатомных связей, которые вызываются, как правило, механическими и тепловыми воздействиями, а также различием в химических потенциалах атомов. Методы атомистического компьютерного моделирования (молекулярная динамика, первопринципные расчеты) завоевывают всё большую популярность как инструмент исследования этих процессов, так как с их помощью можно получить данные, недоступные экспериментальным методам.

Можно выделить несколько взаимосвязанных проблем и соответствующих им подходов при анализе процессов зарождения дефектов. В любом случае, возникновение дефектов в исходно идеальной кристаллической решетке, так или иначе, связано с локализацией энергии, и классификацию механизмов зарождения можно провести, анализируя механизмы локализации энергии. Прежде всего, выделим атермические и термические механизмы. Первые работают при низких температурах и запускаются при достаточно высоких напряжениях, в то время как вторые включаются при повышенных температурах. При весьма низких температурах идеальные кристаллы в условиях однородной деформации должны показывать прочность близкую к теоретической. Задача о появлении дефектов в идеальной, однородно деформированной решетке при нулевой температуре и есть задача на определение теоретической прочности кристалла. Она решается путем вычисления спектра малоамплитудных колебаний кристалла для каждого уровня деформации и критерием неустойчивости является появление в спектре мнимых частот. Соответствующие этим частотам собственные вектора определяют форму потери устойчивости. Локализация энергии здесь возникает в виде синусоидальной волны отклонений атомов от положений равновесия. Изучение послекритического поведения кристаллической решетки не может опираться на предположение о малости отклонений атомов от положений равновесия и должно определяться из решения нелинейных динамических уравнений. Возникает интересная проблема о том, на сколько тепловые колебания атомов понижают теоретическую прочность бездефектных кристаллов при однородной деформации. В докладе будут представлены соответствующие результаты для простого сдвига, одноосного растяжения и сжатия двумерного кристалла. В этой задаче тепловые колебания играют роль возмущений, приводящих к снижению величин критических напряжений. Другим типом возмущения может выступать неоднородность деформации, как, например, при наноиндентировании, где локализация упругой энергии кристаллической решетки возникает естественным образом в силу значительных градиентов полей деформации под наноиндентором. Будет показано, что и в этом случае критические напряжения могут быть оценены с хорошей точностью из линеаризованных уравнений. Особым типом возмущения можно считать наличие свободной поверхности кристалла, влияние которой на критические значения напряжений также станет предметом обсуждения в докладе. При высоких температурах дефекты могут возникать и при отсутствии напряжений. Опираясь на наши свежие результаты, мы обсудим роль дискретных бризеров как центров локализации энергии, которые способны облегчить термофлуктуационное зарождение точечных дефектов при отсутствии макроскопических напряжений в кристалле.

ЭФФЕКТИВНЫЕ СТОХАСТИЧЕСКИЕ ТЕОРИИ И МЕДЛЕННОЕ ВРЕМЯ В МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКЕ

Пшеничнюк А.И.

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

Несомненная привлекательность метода молекулярной динамики (МД) определяется его универсальностью. Однако исследования этим методом “реальных” физических систем с учетом их атомного строения ограничено наносекундными временными интервалами, что не позволяет изучать медленно протекающие процессы. Известно много способов, позволяющих повысить эффективность метода. Например, можно загрузить пространственное описание введением новых структурных элементов, состоящих из групп атомов. Уравнения, построенные в терминах новых коллективных переменных, приобретают элементы стохастической формулировки, что не удивительно, поскольку по способу построения такие модели являются моделями со скрытыми переменными. Увеличение длины временного шага могло бы повысить эффективность, но ограничено скоростями характерными для быстрых степеней свободы изучаемой системы. При описании движения Броуновской частицы с использованием уравнения Ланжевена быстрые степени свободы, отвечающие за взаимодействие частицы с молекулами растворителя, заменяются некоторой эффективной случайной силой – δ коррелированным Гауссовским белым шумом с дисперсией, восстанавливаемой из термодинамических соображений. Существуют и иные мотивировки для замены быстрых степеней свободы подходящим стохастическим процессом, т.е. замене детерминированного описания стохастическими дифференциальными уравнениями, но только с медленными степенями свободы. Однако систематическая процедура получения стохастической модели из детерминированного описания неоднозначна и даже непонятно в каком смысле стохастические уравнения могут аппроксимировать детерминированную систему.

Эффективные методы фильтрации быстрых степеней свободы, основанные на проекционной технике Мори-Цванцига, приведены в работе [1]. Однако метод ограничен тем, что мы заранее должны знать подсистемы быстрых и медленных степеней свободы. В качестве альтернативы проекционной технике предлагаются подходы, основанные на моделях Марковских состояний [2]. Известны также варианты метода МД с адаптивным временным шагом, температурно-ускоренная МД, методы, основанные на априорном задании пути реакции (при исследовании редких событий). Построение эффективных стохастических теорий основано на использовании формализма континуального интегрирования и ренормгрупповой техники, что позволяет аналитически выполнить интегрирование по быстрым Фурье-компонентам Ланжевенской траектории [3]. Другой вариант построения эффективной стохастической теории сводится к построению эффективного коэффициента диффузии, зависящего от времени [4], что позволяет увеличить временной шаг в 20 раз в сравнении с исходной формулировкой. В докладе сравниваются эти два варианта стохастических теорий.

1. *D. Givon, R. Kupferman, A. Stuart.* Extracting macroscopic dynamics: model problems and algorithms. *Nonlinearity* **17** (2004) R55-R127.
2. *G.Hummer, I.J. Kevrekidis.* Coarse molecular dynamics of peptide fragment: Free energy, kinetics, and long-time dynamics computations. *J. Chem. Phys.* **118**, 10762 (2003).
3. *O. Corradini, P. Faccioli, H. Orland.* Simulating stochastic dynamics using large time steps. *Phys.Rev.E***80**, 061112(2009).
4. *P. Faccioli.* Molecular Dynamics at Low Time Resolution. arXiv:1006.5045v1 [cond-mat.soft], 25 Jun 2010.

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

СЕССИЯ С1

ТАБЛЕТИРОВАННЫЕ СОРБЕНТЫ НА ОСНОВЕ СМЕСЕЙ ПОРОШКА ЦЕЛЛЮЛОЗЫ, УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ПОЛИЭТИЛЕНА И УГЛЕРОДА

Акбашева Э.Ф. , Базунова М.В.

Башкирский государственный университет, г. Уфа
dissov2@rambler.ru

При решении задач охраны окружающей среды, в медицине, в процессах очистки и осушки углеводородных газов незаменимыми являются эффективные сорбенты. Следовательно, актуальной является разработка способов получения универсальных сорбентов на основе доступного сырья. Для получения сорбентов, сочетающих и высокую сорбционную активность, и удобство в применении, предложены таблетированные полимерные композиты на основе смесей порошков целлюлозы (ЦЗ) (размеры частиц менее 170 мкм), нанодисперсного полиэтилена (ПЭ) (размеры частиц 80-150 нм), измельченного активированного угля (АУ) и наноуглерода (НУ) (размеры частиц 30-50 нм) [1]. Предполагалось, что разрабатываемые композиты будут сочетать в себе ценные свойства всех четырех компонентов. Так, целлюлоза обладает способностью сорбировать достаточное количество полярных жидкостей, активированный уголь и наноуглерод адсорбируют многие органические и неорганические вещества, полиэтилен обеспечивает гидрофобность и необходимую механическую прочность таблеток.

Порошки ПЭ и ЦЗ получены высокотемпературным сдвиговым измельчением (ВТСИ). Смесевые пресс-порошки получены двумя способами. Первый способ заключается в механическом смешении отдельных порошков ПЭ, ЦЗ и углеродных материалов. Второй способ основан на предварительном ВТСИ гранул ПЭ и древесных опилок в определенном соотношении и последующем перемешивании полученного порошка с порошкообразным АУ и НУ. Смеси формовали в виде таблеток термобарическим прессованием при температуре 120 °С и давлении 127 кПа. Исходя из результатов определения коэффициента влагоудерживания и физико-механических характеристик таблетированных образцов был выбран оптимальный состав композиции ПЭ/АУ/НУ/ЦЗ, равный 20/50/30 % мас.

Для таблеток данного состава определены их величины адсорбции, причём в качестве модельных сорбатов выбраны индикатор метиловый оранжевый и йод. По величине адсорбционной активности йода можно судить о содержании в сорбенте микропор с размерами эффективных диаметров 0,6-1,5 нм, а по адсорбции метилового оранжевого – о содержании мезопор, имеющих большие размеры 1,5-6,0 нм [2]. Т.к. адсорбционная активность образцов составила по метилому оранжевому 26 мг/г и по йоду 27 %, то их целесообразно использовать для адсорбции из водных растворов органических и неорганических веществ с малыми размерами молекул.

Таблетированная механическая смесь ПЭ/АУ/НУ/ЦЗ состава 20/25/25/30 % мас. обладает сорбционной ёмкостью по парам бензола, равной 0,6 см³/г, что существенно превышает ёмкость активированного угля. Суммарный объём пор сорбента на основе смеси ПЭ/АУ/НУ/ЦЗ состава 20/25/25/30 % мас. составляет 1,54 см³/г, значения которого оказались близки к объёму пор активированного угля.

Таким образом, результаты работы позволили рекомендовать способ получения таблеток на основе четырёхкомпонентных смесей порошков целлюлозы, нанодисперсного ПЭ и ультрадисперсных углеродных материалов с заданными сорбционными свойствами и физико-механическими характеристиками.

Литература

1. Патент на изобретение РФ № 2287543 от 20.11.2006
2. Кельцев Н.В. Основы адсорбционной техники. М.: Химия, 1984, 592 с.

ЗАЩИТНО-СМАЗОЧНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ОСНОВЕ ТОНКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА МЕДИ

Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Фазлыяхметов Р.Ф., Барыкин Н.П.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
valeevs@mail.ru

При нагреве под горячую деформацию многие металлы и сплавы активно взаимодействуют с атмосферными газами с образованием на поверхности заготовок газонасыщенного слоя. Твердый газонасыщенный слой удаляется механической обработкой или травлением, что приводит к значительным потерям металла. Для получения качественной поверхности заготовок и деталей при минимальных отходах металла, необходимо применение защитно-смазочных материалов (ЗСМ), предотвращающих газовую коррозию поверхностного слоя. Кроме того, ЗСМ для горячей обработки металлов давлением должны иметь низкое сопротивление деформации в разделительном слое, т.е. снижать трение в процессе деформации. Применяемые ЗСМ не всегда удовлетворяют предъявляемым требованиям и часто сложно наносятся на поверхность заготовок и трудно удаляются после обработки.

Проведены исследования по созданию ЗСМ для горячей деформации металлов и сплавов в интервале температур 700 – 1000°C, сочетающего эффективность при применении, с простотой процесса нанесения и удаления. Для этого изучали свойства ЗСМ для горячей деформации на основе жидкого стекла, содержащего тонкодисперсный порошок меди в количестве 20 – 70 % масс., остальное – жидкое стекло.

ЗСМ приготавливали в виде суспензии и наносили на поверхность заготовки кистью двукратно, с просушиванием слоев на воздухе. Во время горячей деформации наружный слой предлагаемого материала окисляется при взаимодействии с кислородом, защищая основу, а внутренний слой играет роль антифрикционного материала, снижая трение в процессе деформации. После горячей деформации смазочный материал при остывании самопроизвольно осыпается с поверхности изделия.

Контактное трение при горячей деформации с ЗСМ проводили при осадке кольцевых образцов в интервале температур 700 – 1000°C. Для сравнения осаживали образцы, используя в качестве смазочного материала, жидкое стекло и гальванически осажденную медь.

Покрытие жидким стеклом не обладает хорошими антифрикционными свойствами и его использование в чистом виде, без наполнителей, не эффективно. Гальванически осажденная медь обеспечивает эффективную защиту поверхности металла от окисления и достаточно эффективно снижает трение при горячей деформации, однако для ее нанесения и удаления требуется специальное оборудование. Суспензия медного порошка в жидком стекле проявляет себя как отличный смазочный и защитный материал при температурах испытаний 700 и 800°C, коэффициент трения 0.085 и 0.065, соответственно. Столь малое трение обеспечивается за счет низкого сопротивления деформации материала смазки, а также минимального адгезионного взаимодействия между инструментом и образцом в процессе деформирования. С повышением температуры смазочные свойства этого ЗСМ ухудшаются, однако коэффициент трения достигает лишь 0.4 при 1000°C. Такая температурная зависимость, видимо, обусловлена степенью окисления медного порошка, т.к. образующийся оксид меди обладает плохими антифрикционными свойствами.

Таким образом, показано, что защитно-смазочный материал на основе тонкодисперсного порошка меди может эффективно использоваться при горячей деформации металлов и сплавов в интервале температур 700 – 1000°C.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ОЛОВА ДЛЯ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЙ

Валеева А.Х., Валеев И.Ш., Фазлыяхметов Р.Ф., Барыкин Н.П.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
valeevs@mail.ru*

В настоящее время возрастает потребность в покрытиях, состоящих из сплавов и композитных материалов, т.к. они дают возможность получить высокие специальные свойства, такие как повышенная коррозионная стойкость, твердость, износостойкость и антифрикционность.

В работе исследованы сплавы и композит на основе олова, полученные электрохимическим осаждением. Химический анализ полученных покрытий проведен с помощью рентгеновского энергодисперсионного микроанализатора «INCA X-ray microanalysis system», установленного на растровом электронном микроскопе «JEOL JSM 840». Получены покрытия следующих составов: 1) Sn-39.4%Sb-14.7%-Cu; 2) Cu-38.1%Sn; 3) Sn-9%Cu-1%ОК(оксидокерамика). Микроструктура полученных покрытий приведена на рис.

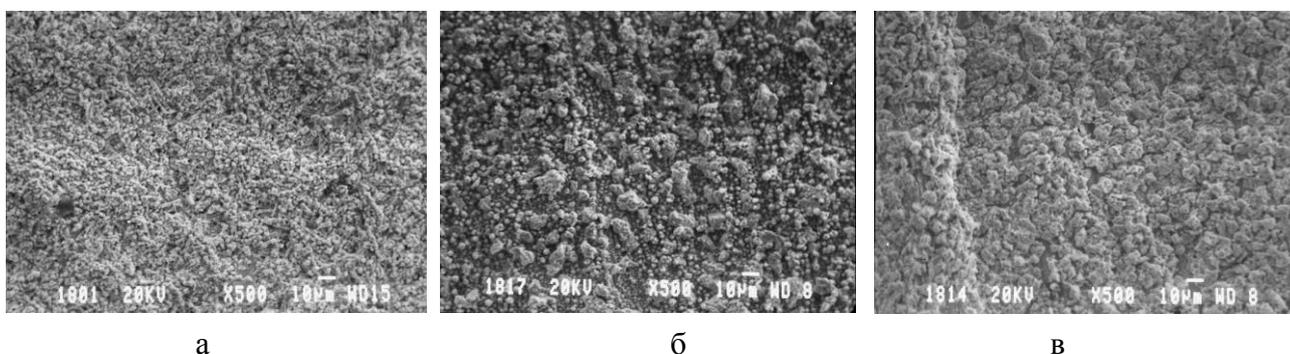


Рис.1. Микроструктура покрытий: а) Sn-39.4%Sb-14.7%-Cu; б) Cu-38.1%Sn; в) Sn-9%Cu-1%ОК

Трибологические испытания выполнены с помощью машины трения СМЦ-2 (USSR). Использована схема «диск – колодка». Колодки изготовлены из бронзы БрОС8-12 3 с нанесенными покрытиями и испытаны на износ при граничной смазке (компрессорное масло КС-19). Интенсивность износа вычисляли по потере массы в зависимости от пути трения.

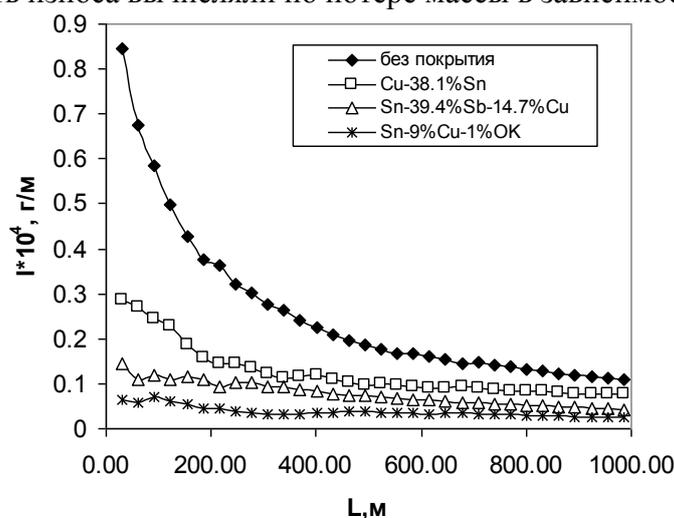


Рис.2. Зависимость интенсивности износа от пути трения

Показано (рис.2), что исследованные покрытия, обладающие мелкозернистой структурой, значительно снижают интенсивность износа на всем пути трения, особенно на этапе приработки.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОВОДИМОСТИ МОЛЕКУЛ ДНК

Шарипов Т.И., Гоц С.С., Бахтизин Р.З.

Башкирский государственный университет, г. Уфа
sha-t@yandex.ru

В последние годы значительно возрос интерес к процессам переноса заряда в молекулах ДНК, что связано с перспективами их использования в нанoeлектронных устройствах. Попытки измерить электрическое сопротивление ДНК дают противоречивые результаты: молекула может проявлять свойства диэлектрика [1], полупроводника [2], металла [3] и даже сверхпроводника [4]. Причинами такой неоднозначности результатов является сложность самой структуры молекулы ДНК, а также неопределенность в трактовке экспериментальных результатов.

Для исследования проводимости молекулы ДНК наиболее часто используется два подхода. В первом случае изолированная молекула ДНК располагается между двумя электрическими контактами. Расстояние между электродами должно быть небольшим, порядка 1-10 нм, но достаточным, чтобы препятствовать туннелированию зарядов. Такой эксперимент достаточно сложно реализовать и особенно трудно контролировать.

Второй подход к измерению проводимости индивидуальных молекул основан на использовании сканирующего туннельного микроскопа (СТМ) [5]. Уже первые эксперименты с использованием СТМ показали, что это наиболее подходящий инструмент для исследований как одиночных молекул ДНК, так и молекул в монослойных пленках, однако, выполнение качественных и достоверных экспериментов по измерению переноса заряда через отдельную молекулу с помощью СТМ чрезвычайно затруднительно, а интерпретация полученных результатов оказывается еще более сложной.

После получения ряда СТМ-изображений и идентификации молекул ДНК на них мы сняли ВАХ (Рис. 1).

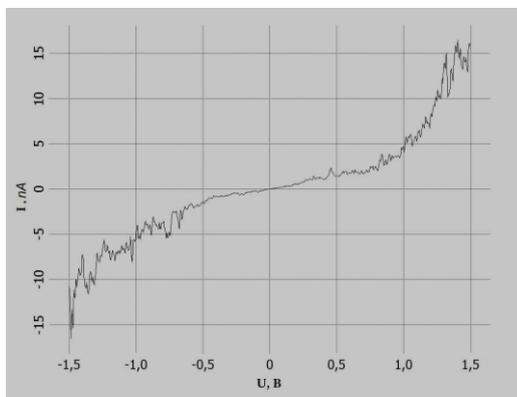


Рис. 1. Вольт-амперные характеристики молекул ДНК.

Кривая ВАХ имеет симметричный вид относительно нулевых значений. Вид кривой зависимости тока от напряжения нелинейный. На участках ВАХ с выраженным проявлением нелинейности заметен рост дисперсии флуктуаций мгновенных значений туннельного тока.

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;
5. H. Cohen, C. Nogues, R. Naaman, D. Porath, Direct measurement of electrical transport through single DNA molecules of complex sequence, PNAS, - 2005, -v. 102, № 33, -pp. 11589-11593.

МЕХАНИЧЕСКИЕ ИСКАЖЕНИЯ В СИСТЕМЕ «НЕМАТИК-ПОДЛОЖКА»

Кондратьев Д.В., Мигранов Н.Г.

Башкирский государственный педагогический университет им. М. Акмуллы, г. Уфа
denisxxx@mail.ru, ufangm@yahoo.co.uk

В последние годы наблюдается рост интереса, связанного с необходимостью исследовать механические дефекты при помощи не разрушающих методов контроля. Количество предлагаемых методов для исследования качества твердотельных образцов (на предмет отсутствия в них дефектов) в машиностроении, судостроении и авиационной промышленности велико и особое место среди них занимают ультразвуковые и рентгеновские методы. Однако, следует отметить, что и анизотропные мезоскопические вещества - жидкие кристаллы (ЖК) также нашли свою нишу среди известных методов диагностики. ЖК очень чувствительны как к механическим, так и термическим воздействиям: например, в холестериках меняется шаг спирали, в смектиках происходит поворот длинных осей молекул в слоях, в нематиках наблюдается появление новых структур, которые хорошо визуализуются. Если к этому добавить способность ЖК улавливать определенные сложные химические газообразные вещества, то становится ясным: насколько велика роль ЖК в диагностировании и оценке качества изготавливаемых образцов.

В данной работе рассматривается структурированная подложка покрытая тонким слоем нематического ЖК. При нагревании образца на доли градуса резко повышается подвижность молекул и энергия сцепления с подложками уменьшается, поэтому происходит размытие распределения молекул на границах, что говорит о разных температурных областях. Для исследования данной задачи на основе работы Атертона [1] рассматривается плотность свободной энергии искажений Франка при условии ограниченности плоского слоя нематика двумя подложками в виде $2f / K_1 = r q_x^2 + q_z^2$, где $r = 1 - (1 - t) \sin^2 j$ и $t = K_2 / K_1$ и взаимодействие нематика с подложками характеризуется энергией сцепления Рапини-Папьюлера [2] $2f_s = W_q \sin^2(q - q_e) + W_j \cos^2(j - j_e)$, где W_q – полярная энергия сцепления, W_j – азимутальная энергия сцепления и углы q_e , j_e определяют легкое направление. Граничные условия предполагаются аналогичными предложенным в [3].

На основе проведенных исследований удалось установить, что дефекты внутри твердотельного образца (их размеры, глубина) довольно неплохо отображаются на поверхности тонкой пленки нематического жидкого кристалла. Чем больше число планарных и гомеотропных молекул на единицу длины, тем ярче картина на поверхности образца покрытого жидким кристаллом.

Литература

8. *Atherton T.J.* Orientational transition in a nematic liquid crystal at a patterned surface / T.J. Atherton, J.R. Sambles // *Phys. Rev. E* – 2006. – Vol. 74. – Id. 022701.
9. *Rapini A.* Distorsion d'une lamelle nematique sous champ magnetique conditions d'ancrage aux parois / A.Rapini, M. Papoular // *J. Phys. Colloques (Paris) C4* – 1969. – Tome 30. – P.54-56.
10. *Кондратьев, Д.В.* Распределение молекул нематического жидкого кристалла в полупространстве, ограниченном структурированной подложкой / Д.В. Кондратьев, Н.Г. Мигранов // *Вестник Поморского университета. Серия «Естественные науки».* – Архангельск: Изд-во ПГУ №3, 2009. – С.91-95.

СИНТЕЗ УЛЬТРАМЕЛКОДИСПЕРСНОГО ГИДРОКСИАПАТИТА И ЕГО ПРОИЗВОДНЫХ

Богданова Е.А.¹, Сабирзянов Н.А.¹, Хонина Т.Г.²

¹*Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург*

²*Институт органического синтеза им. И.Я. Постовского УрО РАН, г. Екатеринбург
chemi4@rambler.ru*

Возросший в последние годы интерес к кальций - фосфатным материалам и, в частности, к апатитам кальция обусловлен их уникальными свойствами и широким спектром применения. Особое место среди материалов данного класса занимает гидроксиапатит (ГАП), являющийся кристаллохимическим аналогом минеральной составляющей костной ткани.

В ИХТТ УрО РАН был разработан и запатентован способ получения ГАП высокой степени дисперсности и чистоты методом осаждения из растворов. Осажденный ГАП наиболее сходен с биологическим ГАП, присутствующим в кости, обладает отличной биосовместимостью и развитой поверхностной областью. Является перспективным материалом для применения в качестве биодеградируемого заместителя костной ткани и носителя лекарств.

Известно, что биологическая активность ГАП в значительной степени зависит от размера его частиц (или зерен) и проявляется тем больше, чем выше дисперсность вещества. Поэтому в коллоидах (суспензиях), где размер частиц не превышает 1 мкм, полезные свойства ГАП проявляются наиболее полно. В связи с этим авторами был предложен способ получения устойчивой к седиментации гелеобразной суспензии ГАП, которая в дальнейшем может быть использована в хирургии и стоматологии как биологически совместимый и активный материал, при разработке новых типов кальций-фосфатных цементов с улучшенным качеством регенерации костной ткани, усиленным лечебным действием.

Поскольку у стехиометрического ГАП ограничена способность формировать поверхность раздела и стимулировать возникновение новой костной ткани, ионное замещение в структуре способствует получению материала с улучшенными механическими свойствами и биоактивностью.

Большой интерес вызывает фторзамещенный ГАП – фторапатит (ФАП). Фтор является микроэлементом, необходимым для роста и обеспечения сохранности костей, а также естественным стимулятором образования костной ткани.

Нами был синтезирован мелкодисперсный ФАП. Ионы фтора сравнительно легко замещают гидроксил в растворах, формируя ФАП на поверхности ГАП, поскольку ФАП менее растворим, чем ГАП. С меньшей растворимостью ФАП связано использование фторсодержащих зубных паст для профилактики кариеса. Включение фтора в структуру позволяет получить материал с улучшенными прочностными характеристиками, поскольку увеличивает устойчивость к биодеградации и воздействию кислот.

Работа выполняется при поддержке Министерства промышленности и науки Свердловской области.

СОЗДАНИЕ ПОРИСТЫХ ЧАСТИЦ СУБМИКРОННЫХ РАЗМЕРОВ С ПОМОЩЬЮ ПОЛИМЕРИЗАЦИИ СМЕШАННЫХ МИЦЕЛЛ

Болдырев И.А.

*Институт биоорганической химии им. М.М. Шемякина и Ю.А. Овчинникова РАН, г. Москва
ivan@lipids.ibch.ru*

Среди областей применения полимерных частиц диаметром в сотые и десятые доли микрона есть и солюбилизация пигментов, и доставка лекарств, и новые катализаторы. Получение таких частиц заданного диаметра и с заданным размером пор является поэтому важной задачей. Один из способов решения этой задачи - использование полимеризующихся поверхностно активных веществ.

Идея состоит в том, чтобы синтезировать соединение, способное в растворе агрегировать с образованием структур нужной формы и размера, которые можно затем стабилизировать полимеризацией. В поисках таких соединений, мы синтезировали короткоцепной липид - ди-(2,4-гексадиеноил)-фосфатидилхолин (DiSorbPC). Гидрофобные цепи этого липида очень жесткие и направлены под углом друг к другу. Это приводит к необычному мицеллообразованию - DiSorbPC в водном растворе образует ассоциаты до нескольких микрометров в диаметре, внутри которых он распределен равномерно. Т.е. в отличие от мицелл, где есть четко выраженные области полярных головок и гидрофобных хвостов, в ассоциатах DiSorbPC молекулы образуют разветвленную трехмерную сеть. Размер таких ассоциатов зависит от концентрации DiSorbPC в растворе и быстро увеличивается с её ростом.

В то же время, размер смешанных мицелл DiSorbPC/DMPC (димиристоилфосфатидилхолин) не зависит от концентрации липидов в растворе, а определяется только долей DMPC. Так, при соотношении DMPC/DiSorbPC 0.5 средний диаметр частиц ~40 нм, а при соотношении 2 - ~200 нм.

Получающиеся ассоциаты можно легко стабилизировать полимеризацией DiSorbPC. DMPC при этом в полимеризации не участвует, а выполняет роль «болванки». Более того, после окончания полимеризации, DMPC можно удалить из полимерных частиц, формируя, таким образом, поры внутри частицы. Количество пор и их размер определяются долей DMPC в исходной смеси.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ TiO_2 , ПОЛУЧЕННОГО ПО ФТОРИДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Галкин К.Н.¹, Гордиенко П.С.², Бакеева Н.Г.², Пашнина Е.В.²

¹ Институт автоматики и процессов управления ДВО РАН, г. Владивосток

² Институт химии ДВО РАН, г. Владивосток
galkinkn@iacp.dvo.ru

Диоксид титана (TiO_2) используется в качестве пигмента в красках, керамике, пластике, бумаге, а также может использоваться в качестве катализатора в некоторых химических производствах. Одной из основных проблем в производстве диоксида титана – является наличие различных видов дефектов в конечном продукте, т.к. они влияют на такие характеристики как белизна и стабильность материала.

Диоксид титана был получен по следующей технологии: гидролиз раствора соли титана ($(\text{NH}_4)_2\text{TiF}_6$) проводили при соотношении NH_3/Ti -8,5. После промывания водой на фильтре осадка содержание фтор-иона в нем составило 6,2%, а аммиака 4,86%. Далее гидролизный продукт ($\text{Ti}(\text{OH})_4$) подвергали термическому отжигу в муфельной печи ступенчато, с выдержкой по 30 минут при температурах от 300 до 800 °С.

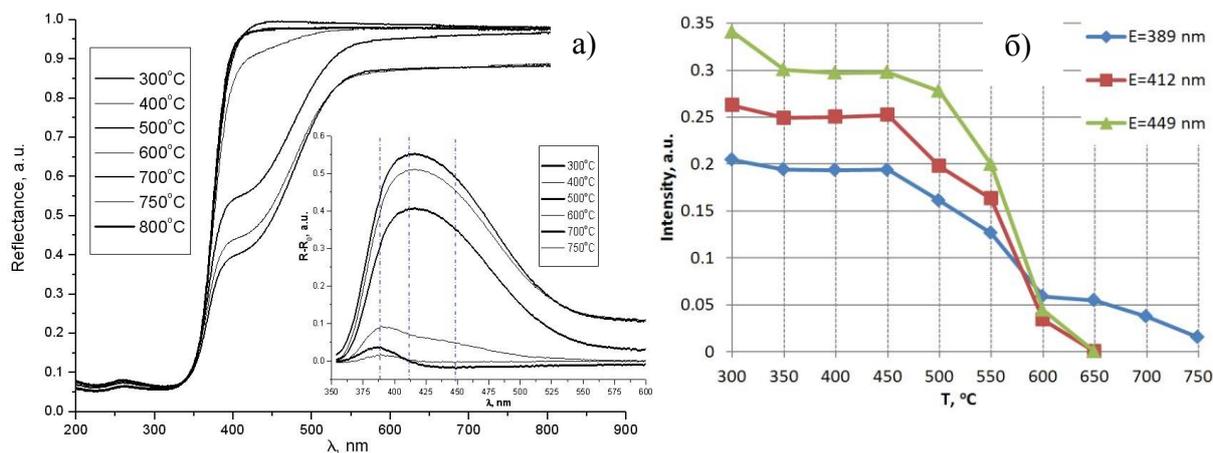


Рис. 1. а) Спектры отражения образцов в диапазоне 200-900 нм, вставка) дифференциальные спектры отражения, б) зависимость амплитуды пика гауссовой функции от температуры отжига образца.

Для исследования оптических свойств из полученного порошка диоксида титана создавали таблетки диаметром 2 см и толщиной 5 мм путем прессования. На рисунке 1а представлены спектры отражения для исследуемых образцов. Из рисунка видно, что при температурах 700 °С и ниже спектры отражения характеризуются дополнительным поглощением в диапазоне 400-600 нм по сравнению с образцом. По данным рентгенофазового анализа и Раман-спектроскопии все образцы характеризуются структурой анатаза. Поэтому дополнительное поглощение обусловлено наличием чужеродного материала (атомов фтора) внутри TiO_2 и несовершенством структуры (различные дефекты). Разностные спектры отражения $R_{800^\circ\text{C}} - R_i$ (Рис. 1а вставка) аппроксимировались гауссовыми функциями, зависимость амплитуды которых от температуры формирования представлена на Рис. 1б. Таким образом, можно предположить, что поглощение при $\lambda=412$ и 449 нм обусловлено наличием атомов фтора, а поглощение при $\lambda=389$ нм – несовершенством кристаллической структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта ДВО РАН №10-III-B-02-002.

НАНОСТРУКТУРНЫЙ ОКСИГИДРОКСИД АЛЮМИНИЯ ДЛЯ СОРБЦИИ МИКРОБИОЛОГИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ

Бакина О.В., Глазкова Е.А., Лернер М.И., Ложкомоев А.С., Сваровская Н.В., Серова А.Н., Псахье С.Г.

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

Одним из основных направлений развития нанотехнологий является создание наноструктурных материалов, способных улавливать и удерживать микробиологические загрязнения, поскольку патогенные микроорганизмы, вирусы и бактериальные эндотоксины, находящиеся в воде, представляют собой главный источник распространения инфекций. Высокой эффективностью очистки воды от микроорганизмов, наряду с достаточно высокой производительностью, обладает электроположительный сорбирующий материал объемного действия, представляющий собой наноструктурные частицы оксигидроксида алюминия, иммобилизованные на волокнах полимерной матрицы из ацетата целлюлозы. В качестве прекурсора для синтеза наноструктурного оксигидроксида алюминия используется нанопорошок алюмонитридной композиции, полученный методом электрического взрыва проводника в атмосфере азота.

Частицы оксигидроксида алюминия, расположенные на поверхности полимерных волокон случайным образом, представляют собой изогнутые пластины толщиной 5-8 нм и длиной 100-200 нм, соединенные в пористые агломераты размером 0,3-5,0 мкм. Следует отметить, что пористые агломераты нанопластин характеризуются высокой величиной удельной поверхности – 270-370 м²/г. Межволоконное поровое пространство сорбирующего материала составляет более 90 %, а размер пор – 7-15 мкм.

Установлено, что сорбирующий материал эффективно улавливает из водных сред микроорганизмы разного вида и морфологии: *Staphylococcus aureus* (стафилококк) правильной шаровидной формы с диаметром 0,5 – 1,5 мкм; *Bacillus pseudoanthracis* (ложная сибиреязвенная палочка) - как представитель спороносной культуры, содержащей кроме бактерий споры; *Saccharomyces cerevisiae* (дрожжи) - одноклеточные грибки (5—10 мкм в диаметре), а также бактериофаг MS2 – вирус размером 30 нм при исходных концентрациях 10⁵ – 10⁶ КОЕ/мл, и бактериальный эндотоксин, образующийся при гибели накопленных на фильтре бактерий, который может стать причиной возникновения аллергических заболеваний. Таким образом, эффективность улавливания микроорганизмов, имеющих близкие размеры, не зависит от их вида, и позволяет прогнозировать сорбцию микроорганизмов других видов в исследованных областях концентраций.

Показано, что разработанный на его основе перевязочный материал обладает высокими впитывающими и сорбционными характеристиками, способен поглощать экссудат из ран и удерживать патогенные микроорганизмы. Кроме того, перевязочный материал препятствует попаданию микроорганизмов в рану, позволяет поддерживать в ране оптимальный влажностный режим. Антибактериальная активность перевязочного материала по отношению к возбудителям гнойно-воспалительных процессов – *Staphylococcus aureus* (стафилококк) и *Pseudomonas aeruginosa* (синегнойная палочка) – делает возможным его использование в качестве ранозаживляющего, антибактериального и противовирусного средства в гнойной хирургии. Перевязочный материал уменьшает период заживления раны и ускоряет санацию инфицированной раны, оказывая положительное влияние на процессы регенерации тканей в ране.

НАНОДИСПЕРСНЫЕ МОДИФИКАТОРЫ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гурьянов А.М.¹, Коренькова С.Ф.¹, Лебедев В.М.², Лебедев В.Т.²

¹Самарский государственный архитектурно-строительный университет, г. Самара

²Петербургский институт ядерной физики, Гатчина

gurjanov@sgasu.smr.ru

На реологические, прочностные и эксплуатационные свойства цемента, бетона и бетонных смесей положительно сказывается применение модифицирующих добавок техногенного происхождения (шламов – отходов процессов водоочистки, водоподготовки и водоумягчения промышленных предприятий), приводящее к изменению структуры конструкционных строительных материалов на надмолекулярном уровне.

Исследовались различные отходы промышленных предприятий: карбонатный, сланцевый, алюмо-щелочной, алюмо-хромистый шламы, силк, пыль уноса идр.

Образцы шламов исследовались методом малоуглового рассеяния нейтронов с помощью дифрактометра «Мембрана-2», установленного на реакторе ВВР-М ПИЯФ. Длина волны нейтронов $\lambda = 0,3$ nm, ширина линии $\Delta\lambda/\lambda = 0,3$. Диапазон переданных импульсов $q = (4\pi/\lambda)\sin(\theta/2)$ от $0,03$ nm⁻¹ до $0,8$ nm⁻¹. Рассеянные нейтроны регистрировались детектором, состоящим из 41 ³He-счетчика, в интервале углов $-2^\circ \leq \theta \leq +2^\circ$. Сечения рассеяния $\sigma(q) = d\sigma/d\Omega$, отнесенные к единице объема вещества и к единичному телесному углу, как функции переданного нейтронного импульса, получались из экспериментальных спектров с учетом фона и вклада прошедшего через образец нейтронного пучка без взаимодействия с ним (трансмиссии) при нормировке данных на интенсивности рассеяния для стандартного образца известного сечения (1 мм H₂O) [1].

С помощью Фурье-преобразования (пакет ATSAS [2]) из полученных экспериментальных данных для сечений рассеяния нейтронов восстанавливались распределения рассеивающих объектов в приближении однородных сфер. При фитировании экспериментальных данных варьировались максимальные радиусы рассеивающих объектов в пределах от 50 до 100 нм. Данные рассеяния описывались достаточно точно, если максимальный размер рассеивающих областей выбирался равным 80 нм.

Получено распределение частиц по корреляционным радиусам для различных образцов. Корреляционная функция $G(R)$ характеризует наличие объемных структур, имеющих радиус R . Функция $G(R)$ имеет вид [3]:

$$G(R) = \gamma(R) \cdot R^2 = \left[\int \frac{d\sigma}{d\Omega} \cdot \frac{\sin(qR)}{qR} \cdot q^2 dq \right] \cdot R^2.$$

График корреляционной функции показывает, имеются ли частицы данного радиуса в исследуемом материале.

Обработка результатов измерений показала, что средний размер частиц в образцах шламов, как сухих, так и влажных, составляет от 30 до 60 нм. В то же время, в образцах с разной вероятностью присутствуют структуры различных размеров. Распределения по радиусам рассеивающих надмолекулярных структур, как у влажных, так и у высушенных образцов оказались одинаковы, что свидетельствует о стабильности материала при различных условиях. Добавка несвязанной воды не меняет структуру материала.

Литература

1. Linder P. J. Appl. Cryst. **33**, 807 (2000)
2. Svergun D. J. Appl. Cryst. **25**, 495 (1992)
3. Свергун Д.И., Фейгин Л.А. Рентгеновское и нейтронное малоугловое рассеяние. М.: Наука, 1986. 279 с.

ПРИМЕНИМОСТЬ МЕТОДА СЕДИМЕНТАЦИИ ДЛЯ КОНТРОЛИРУЕМОГО ВЫДЕЛЕНИЯ УЛЬТРА- И МЕЛКОДИСПЕРСНЫХ ФРАКЦИЙ ПОРОШКОВ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Дворник М.И., Зайцев А.В.

Институт материаловедения ХНЦ ДВО РАН, г. Хабаровск
alex-im@mail.ru

Введение. Твердосплавной инструмент, на основе вольфрам содержащих соединений, играет большую роль в современной обрабатывающей промышленности [1]. Обзор литературных источников [2] указывает на увеличение механических свойств твердосплавных изделий, при уменьшении размеров зерен карбида вольфрама (WC). Наиболее распространенным в отечественной промышленности методом получения мелкодисперсного порошка WC является его измельчение в барабанных мельницах. В данной работе предлагается разделять измельченный порошок на узкие фракции методом седиментации. Исследования применимости данного метода в технологии производства твердосплавных изделий отсутствуют в литературных источниках. В частности не ясны: 1) Возможности контролируемого выделения фракций частиц порошка с пониженной дисперсностью и полидисперсностью из особо крупнозернистых (более 1 мкм) и мелкозернистых (менее 1 мкм) порошков WC методом седиментации; 2) Влияние среды для седиментации, а также концентрации разделяемого порошка на дисперсность и степень полидисперсности выделяемых фракций. Цель исследования: изучение возможности разделения полидисперсных порошков WC, на отдельные фракции методом седиментации с учетом закона Стокса.

Методика проведения эксперимента. Седиментация проводилась для 2-х порошков WC со средним диаметром частиц 1,29 и 10,62 мкм. со следующими сочетаниями параметров: 1) $\bar{d} = 1,29$ мкм., в 95% C₂H₅OH, C_v = 100 гр/л.; 2) $\bar{d} = 1,29$ мкм., в 95% C₂H₅OH, C_v = 12,5 гр/л.; 3) $\bar{d} = 1,29$ мкм., в дистиллированной воде, C_v = 12,5 гр/л.; 4) $\bar{d} = 10,62$ мкм., в 95% C₂H₅OH, C_v = 12,5 гр/л. В каждой серии опытов определялись зависимость от времени седиментации следующих параметров порошка WC: дисперсности, полидисперсности, объемной концентрации.

Выводы.

1) В условиях производства возможно проведение контролируемого разделения особо крупнодисперсного порошка WC на крупнодисперсные и среднедисперсные фракции с пониженной полидисперсностью. При использовании небольшой концентрации (около 12,5 гр./л) и этилового спирта в качестве жидкости производительность процесса будет ограничена лишь законом Стокса.

2) Выделение мелкодисперсных и субмикронных фракций с пониженной полидисперсностью из мелкодисперсного порошка карбида вольфрама возможно лишь частично при небольших концентрациях порошка (около 12,5 гр./л) и с использованием спирта в качестве жидкости. Выделение ультрамелкозернистой и нанодисперсной фракций порошка, а так же разделение на фракции мелкодисперсного порошка карбида в дистиллированной воде или при повышенной концентрации исходного порошка в спирте (100 гр./л) невозможно из-за сильного влияния процесса коагуляции, который вызывает неконтролируемое выпадение в осадок разделяемых фракций порошка.

Литература.

- [1] Твердые сплавы. Киффер Р., Бенезовский Ф. Перев. с нем. Изд-во «Металлургия», 1971, с. 392.
- [2] Z. Zak Fang, Xu Wang, Taegong Ryu, Kyu Sup Hwang, H.Y. Sohn Synthesis, sintering, and mechanical properties of nanocrystalline cemented tungsten carbide – A review // Journal of Refractory Metals & Hard Materials -2009 – vol. 27 - p. 288–299.

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ПОРИСТОГО КАРБИДА ТИТАНА

Зеленский В.А., Анкудинов А.Б., Алымов М.И., Коровкина Н.Ф.

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

Благодаря высокой устойчивости к воздействию кислот, щелочей и высоких (до 1000°C) температур, спеченные пористые материалы на основе дисперсных монокристаллических порошков карбида титана могут использоваться в фильтрах тонкой очистки расплавов металлов, полимеров, агрессивных жидкостей и газов. Целью данной работы являлось получение пористого материала из нанопорошка монокристаллического карбида титана и определение его прочности.

В экспериментах использовался порошок TiC, полученный гидридно-кальциевым методом, со средним размером частиц 0,13 мкм. Для получения прессовок с максимально возможной пористостью порошок карбида титана смешивали с раствором поливинилового спирта (ПВС), после чего сушили и протирали через сито с размером ячейки 0,4 мм. Полученный гранулированный порошок TiC, содержащий 5 масс.% ПВС, прессовали в виде балок с размерами основания 40,0×4,0 мм и высотой 6,3 мм, а затем подвергали спеканию. Плотность прессовок составляла 2,1 г/см³.

Спекание прессовок проводилось в шахтной электропечи СШВ-1.25/24-И1 в вакууме 10⁻² Па в диапазоне температуры 1250-1550°C, что составляет (0,45-0,53)T_{пл}. Это позволило получить материал с пористостью от 28 до 33%, которая представлена, в основном, открытыми порами. Плотность спеченных образцов линейно растет с увеличением температуры спекания, и при повышении от 1250 до 1550°C относительная плотность увеличивается от 67 до 72%.

Исследования механической прочности пористого карбида титана проводились методом испытания на трехточечный изгиб спеченных образцов в виде балок на установке Инстрон-5848 при комнатной температуре. База испытаний составляла 15 мм, скорость деформации — 1 мм/мин. Перед проведением механических испытаний часть образцов пропитывалась водой для определения влияния смачивания водой на прочность пористого материала (эффект Ребиндера).

Было установлено, что прочность спеченных образцов находится в диапазоне 66-95 МПа. Предел прочности спеченных образцов имеет тенденцию к уменьшению с повышением температуры спекания от 1250 до 1550°C, при этом пропитка водой не оказывает заметного влияния на прочность материала.

Электронная растровая микроскопия показала, что при 1250°C происходит спекание исходных частиц порошка карбида титана без роста зерна, наблюдается оплавление частиц и взаимное сплавление между собой. Заметно, также, большое количество пор. При 1450°C происходит более глубокое спекание порошка и появление трещин по телу зерен, вероятно, под действием возникающих при охлаждении температурных напряжений. Эти трещины, по-видимому, являются причиной снижения прочности образцов с ростом температуры спекания. Возможно, что при достаточно низкой скорости охлаждения образцов появление трещин можно предотвратить. При 1550°C происходит спекание частиц порошка с одновременным их ростом. Размер зерен в материале, спеченном при 1550°C, почти на порядок больше, чем в образце, спеченном при 1250°C, что свидетельствует о прохождении рекристаллизации. Излом образцов, спеченных при высоких температурах, происходит не по границам, а по телу зерен, что не наблюдается в материале, спеченном при низких температурах. Таким образом, повышение температуры спекания приводит к уменьшению прочности зерен и, как следствие, к снижению предела прочности материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 08-08-00055, грант № 09-08-00175).

ПОЛИМЕРНЫЕ ОТХОДЫ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Зубко В.И., Лесникович А.И., Зубко Д.В.

Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь

E-mail: Zubko@bsu.by

Увеличение объема полимерных отходов в мире делает актуальной задачу переработки и использования их для производства новой продукции. Получение композиционных материалов на основе переработанных полимерных отходов открывает перспективу для использования их в электротехнической промышленности в качестве электроизоляционных либо электропроводящих материалов. При этом эти материалы будут значительно дешевле, чем материалы на основе первичных полимеров. В результате выполненной работы нами получены композиционные материалы на основе вторичного полиэтилена и исследовано влияние содержания и типа наполнителей (металлического порошка меди, порошкообразного углеродного волокна и др.) на их электрические свойства. Методика определения электрических характеристик (диэлектрической постоянной, удельной электрической проводимости, тангенса угла диэлектрических потерь) основана на раздельном измерении ёмкости и активной составляющих импеданса [1]. Точность измерения ёмкостной и активной составляющих импеданса датчика, заполненного композиционным материалом на основе вторичного полиэтилена составляет 0,5 %. Установлено, что удельная электропроводность композиционного материала возрастает с повышением частоты электрического тока для различных соотношений компонентов порошкообразного углеродного волокна и вторичного полиэтилена. При этом удельная электропроводность композиционного материала на частоте электрического тока 10^6 Гц достигает $1,3 \cdot 10^{-3}$ Ом \cdot л \cdot см $^{-1}$ при соотношении компонентов (мас.%) порошкообразное углеродное волокно/вторичный полиэтилен 50/50. Обнаружено, что удельная электрическая проводимость для композиционного материала при соотношении компонентов (мас.%): вторичный полиэтилен, порошкообразное углеродное волокно и порошок меди соответственно 45/45/10 достигает $2,5 \cdot 10^{-3}$ Ом \cdot л \cdot см $^{-1}$ [2]. На основе установленных закономерностей изменения электрических характеристик в зависимости от содержания и типа наполнителя подобраны оптимальные составы, при которых получены композиционные материалы с заданными/требуемыми электропроводящими свойствами.

Таким образом, применение различных типов наполнителей дает возможность на одной и той же полимерной матрице получать ряд композиционных материалов с существенно отличающимися электрическими свойствами. При этом, изменяя содержание и тип наполнителя, характер его распределения в полимерной матрице, контактное сопротивление между частицами, моделируя таким образом уровень взаимодействия полимер - наполнитель можно в широких пределах варьировать удельную электрическую проводимость наполненных композиционных материалов, превращая вторичный полиэтилен (изолятор) в полупроводник или электропроводящий материал.

Полученные композиционные материалы могут быть использованы для производства электронагревательных элементов сопротивления, эластичных электродов и датчиков, гибких электромагнитных экранов и др.

Литература

1. И.Н. Ахвердов, В.И. Зубко, А.И.Лесникович, Д.В. Зубко //Техническая диагностика и неразрушающий контроль. - 2006. - №4. - С. 40-44.2. В.И. Зубко, А.И. Лесникович, Д.В. Зубко, Г.Н. Сицко // Материалы, технологии, инструменты. - 2009, № 3. - С.22-26.

КЕРАМИКА ИЗ НАНОРАЗМЕРНОГО КАРБОНАТГИДРОКСИАПАТИТА ДЛЯ *IN VITRO* ТЕСТОВ

Климашина Е.С.

Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, г. Москва
kovaleva@inorg.chem.msu.ru

Наноразмерный карбонатгидроксиапатит $\text{Ca}_{10-x}\text{Na}_x(\text{PO}_4)_{6-x}(\text{CO}_3)_x(\text{OH})_2$ (КГА) – перспективный материал для замены костной ткани. Он более точно воспроизводит состав кости по сравнению с немодифицированным гидроксиапатитом (ГАП) и обладает повышенной биорезорбцией вследствие микроискажений, возникающих при вхождении карбонат-иона в структуру апатита. Карбонат-ионы могут занимать две эквивалентные позиции в структуре ГАП, замещая гидроксил и/или фосфат-ионы с образованием карбонатгидроксиапатита А- и Б- типа, соответственно. Однако важной проблемой вследствие внедрения карбонат-иона является снижение температурной стабильности получаемых КГА, что затрудняет получение керамических материалов, применяемых в имплантологии. Существует несколько подходов для решения данной проблемы, один из которых – высокотемпературный отжиг и дальнейшее охлаждение карбонатгидроксиапатитов в токе CO_2 .

Цель данной работы стало получение керамических образцов карбонат замещенных гидроксиапатитов с заданными физико-химическими и биологическими свойствами. В числе задач были (а) синтез наноразмерных карбонат замещенных гидроксиапатитов с разной степенью замещения их физико-химическое исследование; (б) получение керамических образцов при различных температурах спекания в токе CO_2 и изучение тенденции изменения их кристаллографических параметров, ОКР и типа замещения в зависимости от степени замещения, температуры и атмосферы отжига; (в) исследование биоактивности керамических материалов на основе карбонатгидроксиапатита с помощью исследований *in vitro*.

Образцы были исследованы с помощью РФА, ИК-спектроскопии, электронной микроскопии и др.

Синтез порошков наноразмерного карбонатгидроксиапатита смешанного А-В-типа производился по отработанной ранее жидкофазной методике при $80\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 24 часов согласно уравнению: $(10-x)\text{Ca}(\text{NO}_3)_2 + (6-x)(\text{NH}_4)_2\text{HPO}_4 + x\text{Na}_2\text{CO}_3 + (8-x)\text{NH}_4\text{OH} \rightarrow \text{Ca}_{10-x}\text{Na}_x(\text{PO}_4)_{6-x}(\text{CO}_3)_x(\text{OH})_2 + (20-3x)\text{NH}_4\text{NO}_3 + x\text{NaNO}_3 + (6-x)\text{H}_2\text{O}$, где $x=0, 0.25, 1.25, 2$. Полученные замещенные гидроксиапатиты, спрессованные в таблетки, подвергались отжигу при $830, 900, 1000, 1030\text{ }^\circ\text{C}$ и последующему охлаждению в токе CO_2 .

В настоящей работе реализован подход по получению керамического материала из карбонатгидроксиапатита с применением среды CO_2 при отжиге, что позволяет получать однофазные керамические образцы при повышенных температурах, которые могут быть использованы для дальнейших тестирований *in vitro* на клеточных культурах. Совокупность полученных данных позволяет также утверждать, что с изменением состава происходит смена превалирующего типа замещения: при малых степенях замещения OH^- на CO_3^{2-} (образование КГАП А-типа), при дальнейшем увеличении содержания CO_3^{2-} происходит замещение PO_4^{3-} (формирование апатита Б-типа), сопровождаемое заметным сжатием кристаллической решетки КГАП.

ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ ПУТЕМ ТМО В ИНТЕРВАЛЕ СУБКРИТИЧЕСКИХ ТЕМПЕРАТУР

Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва
komissarov.alex@gmail.com*

Оптимизация режимов термической и термомеханической обработки сталей актуальна и в настоящее время.

Идея работы состоит в исследовании наблюдаемого явления изменения микроструктуры и свойств сталей, в том числе углеродистой (сталь 65) и низколегированной (сталь 35ХГС), при термической обработке: выдержке в области субкритических температур $СКТ=Ac_1 - (5\div 10)^\circ C$, закалке и отпуске после различных степеней холодной пластической деформации ($10\div 60\%$). Такая обработка (по оптимальному режиму) приводит к образованию субмикроструктурной структуры в стали и улучшению механических свойств.

На основе ранее проведенных исследований, предложена оптимальная обработка исследуемых сталей, включающая предварительную холодную пластическую деформацию ($30\div 50\%$) с последующей выдержкой $1,5\div 2$ часа в интервале субкритических температур ($Ac_1 - (5\div 10)^\circ C$, закалкой от $Ac_3 + (10\div 30)^\circ C$ и отпуском стали 35ХГС при $550^\circ C$, 2 часа, а стали 65 при $450^\circ C$, 2 часа.

После термомеханической обработки были проведены сериальные ударные испытания (маятниковый копер Zwick RKP 450), испытания на растяжение (разрывная машина Zwick Z250), фрактографический анализ изломов (сканирующий микроскоп Hitachi S800), металлографические исследования микроструктуры (оптический микроскоп Axiovert 40 MAT) и рентгенофазовый анализ (дифрактометр RIGAKU Ultima IV).

Наибольший эффект после предложенной обработки проявляется на вязкости стали, она значительно повышается, на стали 35ХГС ($1,5\div 2$ раза); порог хладноломкости смещается в сторону отрицательных температур на $20\div 30^\circ C$. При этом на сталях, склонных к обратимой отпускной хрупкости, удается подавить ее проявление.

Результаты исследований позволяют расширить область применения экономнолегированных сталей, а за счет повышения комплекса механических свойств снизить материалоемкость изделий и повысить их надежность.

Литература

1. Бернштейн М.Л., Термомеханическая обработка металлов и сплавов, т. 1-2, Изд-во Металлургия, 1968;
2. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: МИСиС, 2005, с. 432;
3. Сазонов Ю.Б., Комиссаров А.А., Смирнова Ю.В. и др., Разработка режимов термической обработки для получения мелкозернистой структуры, МиТОМ, 2009, №5, с. 24-31.

НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПЛЕНКИ НА ОСНОВЕ ПОЛИАКРИЛОНИТРИЛА ДЛЯ СЕНСОРОВ ДИОКСИДА АЗОТА

Лу Пин, Семенистая Т.В., Королев А.Н.

*Технологический институт Южного федерального университета в г. Таганроге, г. Таганрог
semenistaya@yandex.ru*

Материалы для газоаналитических сенсоров должны иметь высокую химическую стойкость и не должны образовывать устойчивых химических соединений с адсорбируемыми частицами газа. В последнее время начинают широко использовать в качестве чувствительных элементов органические материалы. Применение тонких пленок органических полупроводников в качестве материалов химических сенсоров, открывает большие возможности для создания нового поколения газовых датчиков адсорбционно-резистивного типа с улучшенными метрологическими характеристиками. Одним из перспективных материалов для создания сенсоров газа является полиакрилонитрил (ПАН).

В данной работе для формирования сенсорного элемента получали пленки на основе ПАН с использованием золь-гель метода. Пленкообразующие растворы наносили на подложки из кварцевого стекла, которые предварительно обезжиривали кипячением в изопропиловом спирте в течение 10 мин., и сушили при 160 °С в течение 30 мин. Далее полученные образцы пленок ПАН подвергали ИК-отжигу в камере ИК-излучения в вакууме. ИК-отжиг проводился в два этапа: первый этап – интенсивность ИК-отжига соответствовала 300 °С с продолжительностью воздействия излучения 5 мин.; второй этап – 500 °С в течение 20 мин. Для проведения исследований электрохимических свойств на поверхности плёнок после их остывания формировались серебряные контакты с помощью электропроводящего клея.

Для контроля толщины полученных образцов пленок использовался метод интерференционной микроскопии. Толщина образцов измерялась на интерферометре МИИ-4. Значения измеренной толщины полученных образцов пленок составили до 0,1 мкм.

Измерения поверхностного сопротивления полученных образцов пленок проводились с использованием тераомметра Е6 – 13А и мультиметра. Измеренные значения поверхностного сопротивления полученных образцов составили $10^7 - 10^8$ Ом.

Исследования температурных зависимостей поверхностного сопротивления образцов пленок ПАН в режиме реального времени в диапазоне температур 20 – 100 °С показали, что с повышением температуры в выбранных образцах наблюдается тенденция снижения поверхностного сопротивления по экспоненциальному закону, что говорит о полупроводниковом характере проводимости материала пленки.

Определение газочувствительных характеристик сенсорных элементов осуществлялось в измерительной камере при плотно закрытой крышке, оснащенной штуцерами для ввода и вывода газа. После полного взаимодействия газа и поверхности образца производилась продувка камеры потоком воздуха. Значения коэффициента газочувствительности сенсорных элементов на диоксид азота были рассчитаны на основании измеренных значений поверхностного сопротивления как отношение разности сопротивления образца на воздухе и в атмосфере детектируемого газа к сопротивлению его на воздухе. Значения коэффициента газочувствительности на диоксид азота находятся в диапазоне от 0,2 до 0,6 при рабочей температуре 20°С при разных концентрациях детектируемого газа в пределах до 138 ppm.

Таким образом, для полученных в ходе работы сенсорных элементов на основе пленок ПАН на NO₂ определен: динамический диапазон концентраций (1 – 138 ppm); предел обнаружения (1 ppm); рабочая температура 20°С.

Данная работа проведена при финансовой поддержке Федерального агентства по науке и инновациям (ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009 – 2013 годы», государственный контракт № 02.740.11.0122).

КЕРАМИЧЕСКИЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ПИРОЛИЗА АЭРОЗОЛЕЙ

Лысов Д.В., Юдин А.Г., Костицын М.А., Муратов Д.С., Миляева С.И., Кузнецов Д.В.

НИТУ «Московский институт стали и сплавов», г. Москва
lysovdv@gmail.com

В настоящее время наноматериалы находят все большее применение в различных отраслях науки и техники, в связи с необходимостью улучшения эксплуатационных характеристик материалов. Известно, что материалы в наносостоянии имеют совершенно новые свойства, а также введение их в небольшом количестве, могут повлиять на характеристики получаемого изделия.

В данной работе был предложен метод получения керамических (оксидных) наноструктурных порошковых материалов методом пиролиза аэрозолей. Основными преимуществами метода пиролиза аэрозолей для получения нанопорошков являются: простота оборудования, непрерывность процесса производства, низкие энергозатраты, а также возможность получения практически любых нанодисперсных оксидов, а также металлов и металлокерамических композитов.

Получаемый на установке пиролиза аэрозолей продукт – полые наноструктурные микросферы размером 0,5-5 мкм, стенки которых образованы наночастицами 10-20 нм (Рис.1). За счет изменения температуры в реакционной зоне и концентрации исходного раствора соли можно влиять на размер и толщину стенок микросфер.

Установлено, что нанопорошки могут быть получены путем разрушения микросфер в ультразвуковом кавитационном поле. За счет неполного пиролиза получают смесь порошка оксида металла и соли этого металла, при этом соотношение соли и оксида зависит от температуры и продолжительности нахождения аэрозольных капель в реакционной зоне. После этого остатки соли растворяют в воде, полученные суспензии оксидных наносфер обрабатывают ультразвуком. Такая обработка позволяет разрушить наноструктурные сферы и получить однородный нанопорошок размерами частиц в пределах 10-15 нм.

Перспективные области применения данных материалов - огнеупорная и теплоизоляционная керамика, также как модификатор к огнеупорным бетонам, позволяющий увеличить прочность и срок службы изделий.

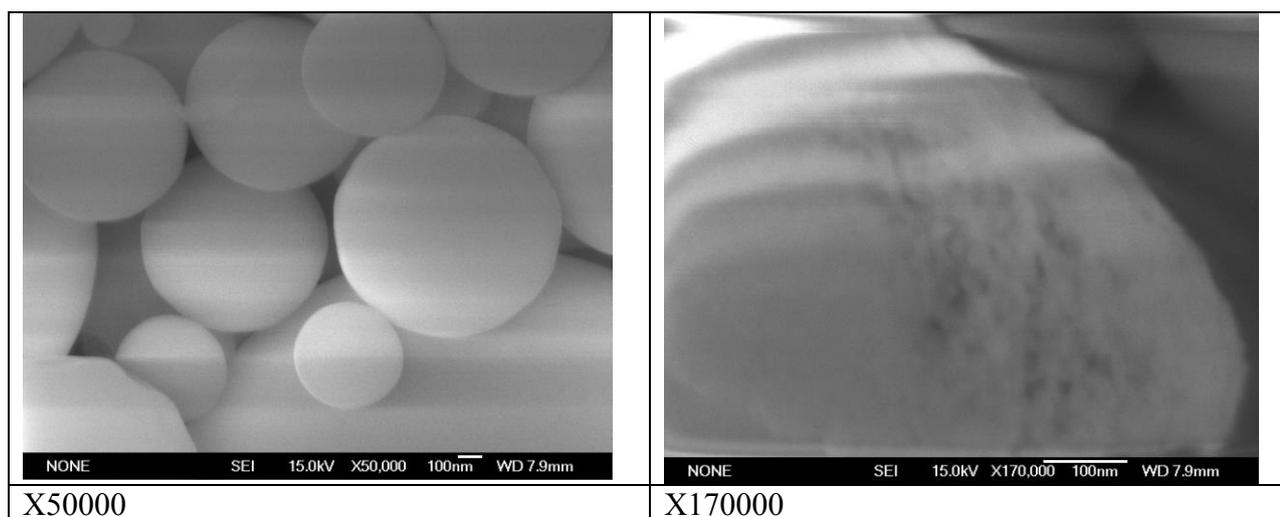


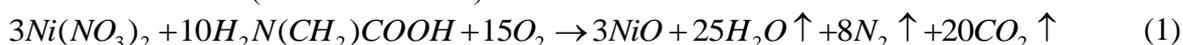
Рис.1 – Микросферы оксида алюминия, полученного методом пиролиза аэрозолей.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА ТОНКОДИСПЕРСНЫХ ОКСИДОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, КОБАЛЬТА И МАРГАНЦА

Нефедова К.В., Журавлев В.Д.

Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург
nefedova@ihim.uran.ru

Снижение дисперсности порошков ниже субмикронных масштабов открывает новые возможности их использования. Традиционно промышленное производство оксидов d-металлов основано на процессах либо прямого термоллиза азотнокислых или углекислых солей, либо предварительно осажденных гидроксидов. Но эта цель вполне достижима через технологию combustion synthesis (CS) [1]. В число ее достоинств входят: относительно малая энергоемкость, отсутствие стоков и практически полное отсутствие оксидов азота в газовых выбросах. Последнее особенно заслуживает внимания, потому что в качестве исходных солей обычно используют нитраты никеля, кобальта и марганца. Это явление связано с окислительно-восстановительными процессами между нитратами (окислитель) и органическим топливом (восстановитель):



В настоящей работе исследовано влияние условия синтеза субмикронных порошков NiO, Mn₂O₃ и Co₃O₄. Исследована их морфология, дисперсность, удельная поверхность, насыпная масса и фазовый состав в зависимости от вида топлива (глицин или ПВС) и от соотношения восстановитель/окислитель. Необходимо учитывать, что катионы Ni²⁺, Co²⁺, Mn²⁺ при термоллизе их солей переходят в более окисленное состояние, т.е. увеличивают относительное содержание восстановителя в системе. Кроме того, оксиды d-металлов являются катализаторами процессов восстановления N⁵⁺ → N⁰. Поэтому процессы без выбросов оксидов азота реализуются при более низких (0,6-0,7) относительных количествах органического восстановителя от стехиометрии [2]. В определенных условиях проведения CS можно получить металлические порошки, например, Ni.

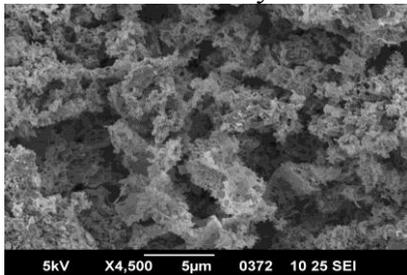


Рис. 1. Микрофотография Co₃O₄

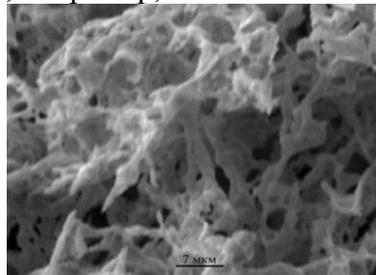


Рис. 2. Микрофотография металлического Ni

Дисперсность получаемых оксидов зависит от соотношения компонентов в реакционном растворе. Как правило, частицы порошков собраны в сложные ажурные конструкции (агрегаты) из субмикронных частиц (рис. 1, 2). Оценка по Дебаю-Шереру указывает на то, что первичные кристаллиты являются наночастицами, но процесс разрушения их агрегатов достаточно сложен. В прочих равных условиях синтеза наиболее дисперсным может быть получен Co₃O₄.

Работа выполнена в рамках проекта ОХНМ № 09-Т-3-10.

Литература

1. S. Mukasyan, P. Epstein, P. Dinka. Solution combustion synthesis of nanomaterials // Proceedings Combustion Institute. V.31, № 2, P.1789-1795 (2007).
2. В.Д. Журавлев, К.В. Нефедова, О.Г. Резнищук. Получение нанооксидов меди и никеля // Альтернативная энергетика и экология, № 8, с. 20-24 (2007).

ПРИМЕНЕНИЕ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОЯВЛЕНИЙ В НЕФТЕГАЗОДОБЫЧЕ

Прокопьев Е.П., Графутин В.И.

*ФГУП ГНЦ РФ Институт теоретической и экспериментальной физики
им. А.И. Алиханова, г. Москва
eprokopiev@mail.ru*

Как утверждается в [1-3] к нефтегазовым нанотехнологиям относятся технологии управления теми наноявлениями, которые определяют извлечение углеводородов из недр. Это прежде всего физико-химические наноявления в геологических средах (телах), пластовых флюидах и промышленном оборудовании при разработке и эксплуатации нефтегазовых залежей. Известно, что эффективность нефтеизвлечения характеризуется коэффициентом извлечения нефти (КИН) от находящейся в пласте ее количества (запасов) [1,2]. При современных технологиях методов закачки воды в пласт для вытеснения нефти (А.П.Крылов и др.) КИН для ряда месторождений достигает величин 0,4-0,5. В настоящее время структура запасов нефти значительно ухудшилась (около 65 % оставшихся запасов являются трудноизвлекаемыми). В России значения КИН в них при заводнении составляют 0,1-0,3.

В то же время развитие с использованием современных технологий и нанотехнологий для трудноизвлекаемых запасов КИН нефти достигли значений 0,4. Исследования динамики изменений значений КИН показали, что для микроструктуры нефтегазовых месторождений (пород) важными показателями являются общая пористость и проницаемость. Прямой связи общей пористости с проницаемостью нет, но существует корреляционная связь между пористостью и проницаемостью. С повышением общей пористости повышается проницаемость породы, за счет увеличения эффективной пористости и увеличения количества крупных пор. Это приводит к резкому увеличению величин КИН при закачке воды и других специальных растворов для вытеснения нефти из пластов пород. Особая роль развития нанотехнологий становится необходимой при освоения нанорезервуаров – например, нефтяных пластов баженовской свиты Сибири и газовых пластов с наноразмерными поровыми каналами. Говорится [1], что в баженовской свите (основной кладовой российских углеводородов) средний радиус пор равен 1-10 нм, что всего в несколько раз больше размеров молекул.

Таким образом, структура порового пространства нефтегазоносных пород определяется в первую очередь его геометрическими характеристиками, такими как размеры nanopор и нанокпилляров и распределениями площадей и объемов пор по их по радиусам. Одним из методов определения параметров порового пространства горных пород, особенно для размеров в нанометровом диапазоне, может служить метод позитронной аннигиляционной спектроскопии (ПАС). В качестве примера дан краткий обзор экспериментальных исследований нанодефектов в кварце, порошках кварца, пористом кремнии, кремнии, облученных протонами [5-7].

Согласно этим данным для пористого кремния можно полагать, что эффективными свободными центрами (областями захвата позитронов и позитрония) являются скорее всего сферические и цилиндрические ультрамикropоры и микropоры с размерами порядка 2 нм, находящимися в пористом слое кремния. Зная общую пористость (45%) и средний объем поры, можем оценить концентрацию пор из простых геометрических соображений и, сравнив ее с рассчитанной N_{tr} , проверить достоверность принятых приближений. Определенному нами среднему размеру цилиндрических пор $R_{tr} \approx 2$ нм соответствует ее средний объем $V_{tr} = \pi R_{tr}^2 \cdot h = 1,26 \cdot 10^{-16} \text{ см}^3$. Здесь h - толщина слоя пористого кремния. Для случая «плотной упаковки» таких пор их концентрация исходя из величины общей

пористости 0,45 могла бы быть равной $N_{tr}^G \sim 0,45/V_{tr} = 3,6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Расхождения величины N_{tr}^G с нами определенными концентрациями $N_{tr} = 3,21 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ [5-7] не очень велики, что говорит о правильности предложенной модели. Таким образом, изученные методом позитронной аннигиляционной спектроскопии характеристики образца пористого кремния говорят о том, что здесь имеют место микропористые цилиндрические объекты с размерами порядка 2 нм и концентрацией порядка 10^{15} см^{-3} . Полученные результаты позволяют надеяться, что дальнейшие исследования дадут возможность связать параметры аннигиляционных спектров с размерами пор и их топологией.

Литература

1. *А.Я.Хавкин*. Наноявления в нефтегазодобыче // Вестник РАН. 2009. Т.79. №6. С.519-522.
2. *И.Н.Евдокимов, А.П.Лосев*. Нефтегазовые нанотехнологии для разработки и эксплуатации месторождений. Учебное пособие для РГУ нефти и газа им. И.М.Губкина. М.: РГУ, 2007.
3. *Н.П.Лаверов*. Топливо-энергетические ресурсы // Вестник РАН. 2006. Т.76. №5.
4. *Прокопьев Е.П., Тимошенко С.П., Графутин В.И. и др.* Позитроника ионных кристаллов, полупроводников и металлов. - М.: МИЭТ, 1999. - 176 с.
5. *Графутин В.И., Прокопьев Е.П., Тимошенко С.П., Фунтиков* // Нанотехника. - 2008. - №4(16). - С. 33-42.
6. *Прокопьев Е.П., Графутин В.И., Тимошенко С.П., Фунтиков Ю.В.* Возможности исследования пористых систем и наноматериалов методом позитронной аннигиляционной спектроскопии // Дефектоскопия. 2008. №10. С.55-70.
7. *Графутин В.И., Прокопьев Е.П., Тимошенко С.П., Фунтиков Ю.В.* Позитроника и нанотехнологии: Определение размеров нанообъектов в пористых системах, наноматериалах и некоторых дефектных материалах методом позитронной аннигиляционной спектроскопии (обзор) // Заводская лаборатория. 2009. Т.75. №6. С.27-36.

СВОЙСТВА ДИСПЕРСИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ НАПЫЛЕНИЯ НА РАЗЛИЧНЫЕ ПОДЛОЖКИ

Руссаков Д.М., Морозова Т.В., Швайко И.Л., Созинов С.А., Юдин А.Л.,
Звиденцова Н.С., Колесников Л.В.

Кемеровский государственный университет, г. Кемерово
dm_russakov@kemsu.ru

Нанослои серебра, меди и олова получены методом термического испарения в вакууме (на установке ВУП-5) на подложки из кварцевого стекла; на угольные и NaCl-пленки, нанесенные на кварцевые стекла различной эффективной толщины. Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) определены фазовый состав, морфология и размеры частиц. Спектральные зависимости оптической плотности, коэффициентов поглощения и пропускания напыленных слоев регистрировали на спектрофотометре СФ-56 (190 - 1100 нм). Спектры оптического поглощения проанализированы в рамках теории Ми и плазморезонансных колебаний.

Установлено, что в полосе плазмонного поглощения для серебра, значение λ_{\max} зависит от скорости испарения металлов. Значение оптической плотности в максимуме поглощения для полученных слоев увеличивается с увеличением размера наночастиц. В процессе хранения образцов на воздухе оптическая плотность уменьшается и происходит смещение λ_{\max} в коротковолновую область. В оптическом спектре пленок наблюдаются максимумы при $\lambda_{\max} = 443$ нм - для пленки толщиной $3,8 \text{ \AA}$, и $\lambda_{\max} = 476$ нм – $5,4 \text{ \AA}$, соответственно. Увеличение интенсивности пика и сдвиг максимума полосы ППР вероятнее всего связаны с увеличением средних размеров наночастиц при увеличении толщины пленки. По данным ПЭМ кроме частиц сферической формы, в напыленном слое присутствуют плоские шестигранники, частицы октаэдрической формы и стержни. Анализ гистограммы частиц по размерам для слоя толщиной $3,8 \text{ \AA}$ показывает преобладание частиц с размерами 30-60 нм.

Для исследования влияния подложки на оптические спектры напыленных слоев были приготовлены образцы, нанесенные на угольную и NaCl пленки, которые были предварительно нанесены на кварцевые пластины. В оптическом спектре пленки серебра толщиной $5,4 \text{ \AA}$ на кварцевой подложке наблюдается полоса при $\lambda_{\max} = 476$ нм, на угольной подложке наблюдается полоса при $\lambda_{\max} = 477$ нм, на подложке NaCl - при $\lambda_{\max} = 434$ нм. Изменение интенсивности и положения спектра для частиц, нанесенных на подложку NaCl, возможно, связано с распределением по размерам Ag_n -частиц. Уменьшение величины γ происходит в связи с изменением размеров и формы частиц, а также взаимодействием частиц с подложками разной природы.

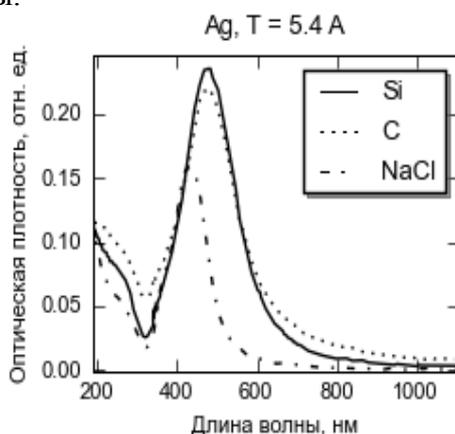


Рис. 1. Оптические спектры поглощения слоев серебра толщиной $5,4 \text{ \AA}$ на различных подложках

ОСНОВЫ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ «ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ» НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Небольсин В.А., Сладких Г.А.

Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования
Воронежский государственный технический университет, г. Воронеж
Sladkih-German@mail.ru

При конструировании электронных устройств, например, фотопреобразователей солнечного излучения и др., часто актуальной задачей является формирование в кремнии каналов и отверстий нанометрового диаметра. В настоящее время для создания подобных полых структур используют методы лазерного сверления (drilling), травления в высокоплотной плазме, щелочного анизотропного травления кремния ориентации (110), анодного травления в электролитах на основе плавиковой кислоты [1]. Такими каналами могут служить «отрицательные» нитевидные нанокристаллы (ОНК), созданные в кремниевых подложках. В данной работе предлагается способ создания отверстий в Si – пластинах, основанный на формировании ОНК посредством травления кремниевой подложки через наночастицы металла с наложением градиента температур.

Форма поперечного сечения ОНК кремния напрямую зависит от ориентации подложки и от типа применяемых наночастиц металлов, но, используя технологическую операцию наложения градиента температур, возможно, управлять движением жидкой капли расплава металл – кремний и тем самым создавать полости нужной нам конфигурации и ориентации относительно подложки.

Целью данной работы является разработка основ технологии получения ОНК кремния с применением градиента температур.

В результате проведенных экспериментов в стандартной хлоридно-водородной системе разработаны технологические приемы и установлены режимы задания оптимальной концентрации SiCl_4 в газовой фазе, определены оптимальные температурные градиенты, и поверхностная плотность расположения частиц на подложке.

Разработанная технология получения ОНК кремния, включает ряд технологических операций:

- очистка кремниевых пластин ориентаций (111) и (100) от механических загрязнений, промыванием в дистиллированной воде, обезжиривание в спиртовом растворе и снятие окисла в 50% растворе плавиковой кислоты;
- нанесение на поверхность очищенных пластин наночастиц (Ni, Co, Cu, Fe) из специально приготовленного коллоидного раствора катализатора.
- проведение в стандартной хлоридно-водородной системе процесса травления, включающего создание на подложке сплава эвтектического состава металл-кремний и в парофазовой химической системе с недосыщением локальное испарение монокристалла кремния по кристалл – жидкость – пар (КЖП) механизму;
- создание в области локального испарения плоскооднородного поля градиента температур, для ускорения процесса КЖП – травления через жидкую наночастицу сплава.

Разработанная технология позволяет без использования дорогого прецизионного оборудования получать структурносовершенные ОНК кремния в виде сквозных отверстий нанометрового диаметра. Используя указанную технологию, подложки кремния с регулярными системами ОНК кремния можно применять в качестве мембранных фильтров для субмикро- и нанообъектов, создавать межэлектродные проводниковые каналы в солнечных элементах и т.п.

Литература

1. Бучин Э.Ю., Денисенко Ю.И., Рудаков В.И. Формирование сквозных отверстий в кремниевой подложке // Письма в ЖТФ, 2002, том 28, вып. 24, с. 75.

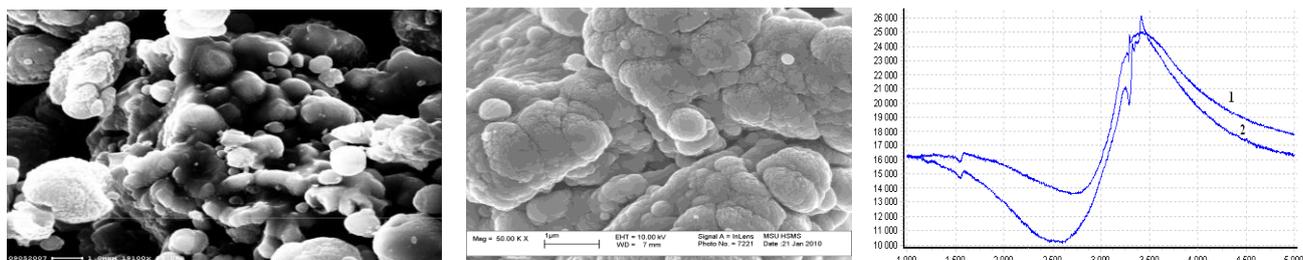
ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОЧАСТИЦ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ПЛАЗМЫ ДУГОВОГО РАЗРЯДА

Смоланов Н.А., Панькин Н.А.

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

Рассмотрены физико-химические основы применения плазмы вакуумной дуги, как одного из распространенных источников получения наночастиц соединений тугоплавких материалов. Особое внимание уделено процессам синтеза микроструктур в углеродной и азотной газовой смеси, активированной разрядом постоянного тока (дуге) при различных параметрах. Систематизированы результаты работ, когда добавление в дуговой разряд паров металла и реакционных газов приводит к появлению в плазме эндоэдральных металлофуллеренов и других молекулярных кластеров или соединений (комплексов) с различными структурами [1]. Открытие и применение фуллеренов привело к новым ранее неизвестным композициям химических элементов. В ряде известных нам работ указывается на возможность образования и конденсации веществ аномального состава, в том числе распыляемых в плазме продуктов катода и неполного разложения реакционных газов вблизи охлаждаемых стенок в виде структур с высокой концентрацией энергии. Учитывая актуальность получения и применения наноструктурированных материалов, обозначен ряд задач по выявлению особенностей структуры и свойств мелкодисперсного порошка, полученного методом электродугового распыления металлов в реакционной среде.

Цель работы - продолжение исследований структуры и свойств порошка в виде мелкодисперсной сажи, которая осаждается на стенках вакуумной камеры установки ННВ-6.6И4 при катодном распылении титана в среде реакционных газов. Предварительные результаты исследований порошка показали, что он обладает признаками наноструктурных материалов [2]. В работе приведен анализ структур микрочастиц, их элементный и фазовый состав, определяющий необычные, на наш взгляд, магнитные свойства. В качестве примера на рис. показаны структуры таких частиц и их ЭПР-спектр.



Рассмотрены возможные механизмы образования наноструктур в условиях взаимодействия капельной составляющей плазмы и электронно-ионными потоками при наложении электрического и магнитного полей.

Литература.

1. Кареев И.Е., Бубнов В.П., Федутин Д.Н. Электродуговой высокопроизводительный реактор для синтеза сажи с высоким содержанием эндоэдральных металлофуллеренов // Журнал технической физики. – 2009.- Т. 79. – Вып. 11.
2. Смоланов Н.А., Панькин Н.А., Четвертакова О.Ф. Структура и свойства конденсата и сажи, осажденных из низкотемпературной титан-азотно-углеродной плазмы // Перспективные материалы, 2009, № 7, с. 300-304.

ПОЛУЧЕНИЕ И МЕХАНИЗМЫ РОСТА НАНОСТРУКТУР ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ AIVBVI

Фреик Д.М., Межыловская Л.И., Потяк В.В., Никируй Р.И.

*Физико-химический институт Прикарпатского национального университета
имени Василия Стефаника, г. Ивано-Франковск, Украина
freik@pu.if.ua*

Полупроводники IV-VI являются объектом изучения на протяжении длительного времени как с точки зрения интересных модельных объектов, так и их практического использования в качестве оптико-электронных устройств для средней и дальней инфракрасной области оптического спектра [1-2]. Формирование их в наноразмерном масштабе значительно модифицируют свойства и расширяют области использования.

Сделан анализ парофазных методов – молекулярно-лучевой эпитаксии, горячей стенки, открытого испарения, газодинамического потока – получение наноструктур на основе халькогенидов свинца. Обращено внимание на механизмы зарождения, роста и особенностей процессов самоорганизации квантовых точек и квантовых кристаллов.

В этом смысле:

1. Показано, что парофазные методы, как новейшие (молекулярно-лучевой эпитаксии) так и давно известные (открытое испарение в вакууме, горячая стенка, газодинамический поток) имеют технологическую перспективу получения наноструктур полупроводниковых соединений IV-VI.

2. Метод молекулярно-лучевой эпитаксии при выборе химического состава наноструктур, температуры и времени осаждения обеспечивает самоорганизацию роста упорядоченных в вертикальном и латеральном направлениях квантовых точек и квантовых кристаллов.

3. Методы открытого испарения в вакууме, горячей стенки и газодинамического потока пара – перспективные в технологии наногранулированных пленок и квантово-размерных систем, однако вопросы связанные с самоорганизацией упорядоченных ноль измеримых структур требуют дополнительных исследований.

4. Подчеркнуто целесообразность получения наноструктур на интерфейсе эпитаксиальных гетероструктур за счет регулярной сетки краевых дислокаций несоответствий.

Определили направления дальнейших технологических процессов которые могут быть экономически выгодными для получения как самоорганизованных упорядоченных квантовых точек и статистически распределенных, а также квантовых кристаллов с заранее заданной формой, составом, структурой и свойствами.

Литература

[1] Равич Ю.Н. Методы исследования полупроводников в применении к халькогенидам свинца PbTe, PbSe, PbS / Ю. Н. Равич, Б.А. Ефимова, Н.А. Москва: Наука, 1986. 384 с.

[2] Абрикосов Н. Х. Полупроводниковые материалы на основе соединений AIVBVI / Н. Х. Абрикосов, Х. Е. Шалимова. Москва: Наука, 1975. 196 с.

Работа частично финансируется ГФФИ МОН Украины (государственный регистрационный номер 0109U004505) и МОН Украины (государственный регистрационный номер 0109U001414).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕЖФАЗНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ, ФОРМИРУЕМЫХ В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКЕРМЕТА НА ОСНОВЕ Fe И Al, НА КАТАЛИТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ КОМПОЗИТА В ПРОЦЕССЕ ПИРОЛИТИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ ОРГАНИЧЕСКОГО ГАЗА

Чупрунов К.О., Лёвина В.В., Кузнецов Д.В., Муратов Д.С., Юдин А.Г.

*Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", г. Москва
kch@misis.ru*

Одним из перспективных классов материалов являются композиционные материалы. Цель их создания заключается в том, чтобы достичь комбинации свойств, не присущей каждому из исходных компонентов, которые сами по себе не удовлетворяют предъявляемым к ним требованиям.

Благодаря своим свойствам Fe – Al₂O₃ композиты находят широкое применение в различных областях промышленности. Главной областью их использования является катализ. Они служат катализаторами процессов Фишера – Тропша, синтеза УНТ (углеродных нано-трубок), реакции Клауса, а также участвуют в разложении хлорсодержащей органики. Кроме того, Fe – Al₂O₃ композиты используют в процессах инженерии поверхности и в качестве устройств магнитной записи.

Совместным осаждением и механическим смешиванием гидроксидов с последующим восстановлением образцов в токе водорода были получены нанокompозиции на состав Fe – Al₂O₃ в широком диапазоне концентраций компонентов. Удельная поверхность полученных композиций составляет от 10 до 260 м²/г.

Исследования образцов методом Мессбауэровской спектроскопии показали в их составе наличие шпинельных фаз FeAlO₃ и FeAl₂O₄. Кроме того, установлено, что процесс размола гидроксидных прекурсоров способствует активации механохимической реакции, и часть гидроксидов превращается в оксиды. На этой стадии уже могут возникать шпинельные фазы, так как свободная энергия Гиббса реакции их образования снижена из-за наноразмерного состояния компонентов. Также в образцах, кроме α-фаз оксида и гидроксида железа найдены γ-фазы, неустойчивые в массивном состоянии.

Полученные системы были использованы в качестве катализаторов синтеза УНТ в ходе пиролитического разложения органического газа. Эксперимент показал большой прирост углеродной массы на образцах с высоким содержанием железа.

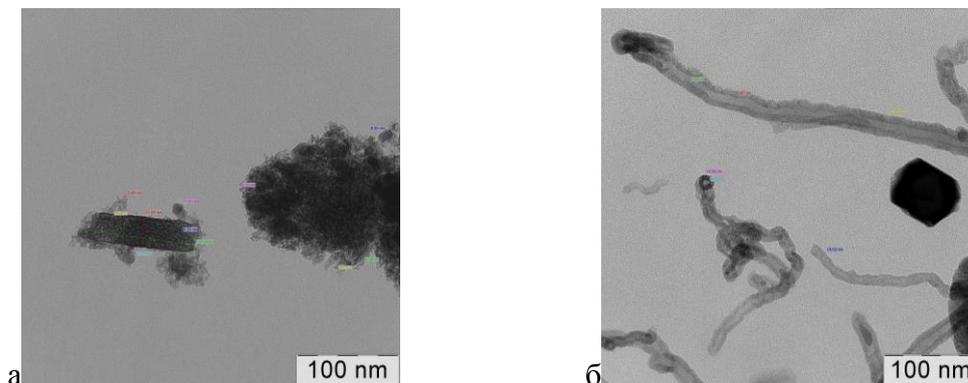


Рис. 1 Микрофотографии образцов: а - исходного катализатора на основе Fe-Al₂O₃ и б – образец с результатами пиролитического разложения углеродсодержащего газа.

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛЕНОЧНОГО НАНОКОМПОЗИТА

In– ОПАЛ

Парфеньев Р.В.¹, Шамшур Д.В.¹, Романов С.Г.¹, Черняев А.В.¹, Михайлин Н.Ю.¹,
Фокин А.В.¹, М. Bardosova²

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

²Tyndall National Institute, University College Cork, Prospect Row, Cork, Ireland

d.shamshur@mail.ioffe.ru

Нами проведена разработка сверхпроводящего наноконкомпозита на основе пористых диэлектрических опалоподобных матриц, сформированных из идентичных шаров SiO₂. Наноконкомпозит представляет собой многосвязную сетку In, заполняющую полости матрицы с гранцентрированной кубической решетки типа опала. Сетка состоит из октаэдрических и тетраэдрических гранул, соединенных тонкими мостиками; характерные размеры ячеек в ней меньше длины когерентности объемного In (440 нм). Данную методику можно охарактеризовать как топологическое конструирование сверхпроводников II рода из сверхпроводников I рода, ставящее фундаментальные параметры сверхпроводника в зависимость от структуры образца. Изученные матрицы были сформированы методом Лэнгмюра – Блоджетт из силикатных сфер диаметром порядка 185 нм. Образование монослоя происходило на поверхности воды с последующим переносом на стеклянную подложку (было осаждено 27 слоев). Затем в полученную матрицу из расплава при температуре 170^oC при гидростатическом давлении 3 кбар был введен индий. Контакты были изготовлены с помощью серебряной токопроводящей пасты. Измерения проводились на постоянном и на переменном(385 Гц) токе амплитудой от 50мкА до 10мА.

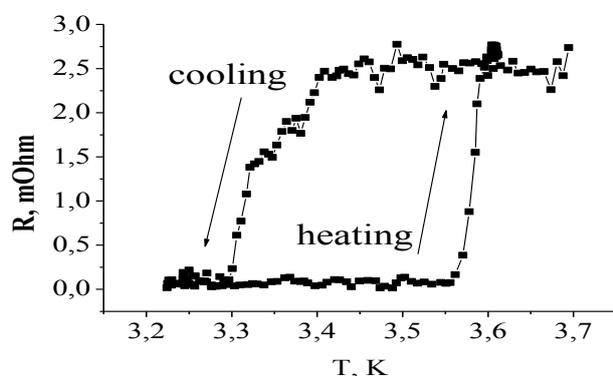


Рис.1. Температурная зависимость сопротивления образца в области СП перехода.

Температурная зависимость сопротивления образца соответствует металлической при $T > 20\text{K}$, при $T < 20\text{K}$ температурный коэффициент быстро уменьшается. При $T \approx 3.41\text{K}$ (усредненное значение при охлаждении и отогреве) наблюдается сверхпроводящий (СП) переход, что соответствует значению критической температуры для объемного In. Критические магнитные поля образца $H_c \sim 1\text{ kOe}$ ($T \rightarrow 1.35\text{K}$) заметно превышают соответствующие значения для массивного In (280 Э , $T=0\text{ K}$), что говорит о формировании СП II рода.

Удельное сопротивление индия в образце при комнатной температуре составляло $6.5 \cdot 10^{-6}\text{ Ом/см}$, что близко к значению для чистого индия ($8.2 \cdot 10^{-6}\text{ Ом/см}$). Однако температурная зависимость сопротивления образца $R_{300\text{K}}/R_{4.2\text{K}} \approx 20$ заметно меньше, чем у объемного In ($R_{300\text{K}}/R_{4.2\text{K}} \approx 250$), и при низких температурах удельное сопротивление In-наноконкомпозита значительно больше, чем для объемного In.

Полученные экспериментальные данные во многом соответствуют характеристикам изученного ранее объемного In-опал наноконкомпозита [1]. Можно сделать вывод, что с помощью данного метода нам удалось получить тонкослойные образцы наноконкомпозита In-опал, свойства которых определяются проводимостью по индиевой сетке.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 10-02-01158-а и гранта Президиума РАН.

[1] Шамшур Д.В., Черняев А.В., Фокин А.В., Романов С.Г., ФТТ, том 47, выпуск 11, с. 1927 – 1937 (2005).

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ In-АСБЕСТ и Sn-АСБЕСТ

¹Кумзеров Ю.А., ¹Парфеньев Р.В., ^{1,2}Черняев А.В., ¹Шамшур Д.В.,
¹Фокин А.В., ³Laiho R., ⁴Lashkul A.

¹Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург,
²Санкт-Петербургский государственный горный институт
(Технический Университет), г. Санкт-Петербург
³Wihuri Physical Laboratory, University of Turku, Finland
⁴Lappeenranta University of Technology, Section of Physics, Lappeenranta, Finland
d.shamshur@mail.ioffe.ru

Исследованы магнитолевые и температурные зависимости магнитного момента в природном асбесте и в нанокompозитном материале на основе природного асбеста и сверхпроводника (In, Sn) в диапазоне магнитных полей до 5 Т и температур $T=300\div 2\text{K}$.

Природный хризотилловый асбест представляет собой совокупность прямых параллельных диэлектрических нанотрубок длиной 0.5см с поперечным размером ≈ 30 нм и диаметром ≈ 5 нм ($\approx 10^8$ нанотрубок в образце). Для получения композитного материала металл вводился в поры асбеста из расплава под давлением, целиком заполняя объем пор.

Магнитный момент асбеста, измерявшийся вместе с тефлоновой пленкой-держателем (тефлоном) при понижении температуры от комнатной до гелиевых менялся от диамагнитного к парамагнитному со значительным ростом, в то время как зависимость $M(H)$ самого тефлона практически не менялась вплоть до низких температур (см. рис. а). Таким образом, тефлоновый держатель вносил существенный вклад в общий диамагнитный сигнал только при высоких температурах ($100\div 300\text{K}$), когда парамагнитный сигнал асбеста стремится к нулю.

Для тонких нитей In и Sn в асбесте при низких температурах наблюдается относительно высокий диамагнитный сигнал (см. рис.б) на фоне плавно возрастающего парамагнитного отклика, свидетельствующий о переходе металла в сверхпроводящее (СП) состояние. Парамагнитный сигнал, связанный с металлом, заметно выше сигнала от чистого асбеста (см. рис.б). Критические температуры T_c (3.83K и 4.83K) и критические магнитные поля $H_c(T)$ для тонких нитей In и Sn в асбесте превышают T_c и $H_c(T)$ для массивного In и Sn соответственно ($T_{c\text{bulk}} = 3.41$ K и $H_{c\text{bulk}}(0) = 280$ Э для индия, $T_{c\text{bulk}} = 3.72$ K и $H_{c\text{bulk}}(0) = 310$ Э для олова). Увеличение T_c и $H_c(T)$ согласуется с результатами электрических измерений.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 10-02-01158-а и гранта Президиума РАН.

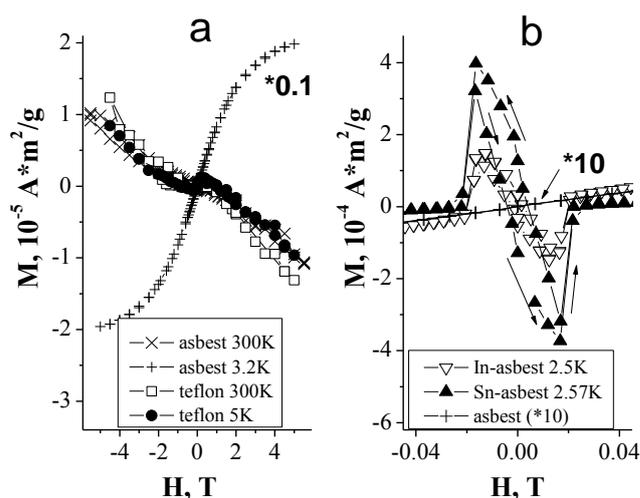


Рис. Зависимости удельного магнитного момента от магнитного поля:
- асбеста (вместе с тефлоном) и отдельно тефлоновой пленки-держателя (а);
- тонких нитей In и Sn в асбесте в параллельном магнитном поле (б).

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ХИМИЧЕСКОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ

Подлегаева Л.Н., Морозова Т.В., Швайко И.Л., Созинов С.А., Юдин А.Л.,
Звиденцова Н.С., Колесников Л.В.

Кемеровский государственный университет, г. Кемерово
irina_lk@mail.ru

Синтез наночастиц (НЧ) серебра в водном растворе осуществлялся методом контролируемой одноструйной кристаллизации. Метод основан на восстановлении нитрата серебра восстановителями (танин, борогидрид натрия, цитрат натрия, глюкоза в присутствии буферных растворов) [1, 2]. Размеры и форма полученных НЧ исследовались методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). По данным дифракции электронов определялся фазовый состав образцов. Спектральные зависимости оптической плотности регистрировали на спектрофотометре СФ-56 (190 - 1100 нм).

Частицы серебра, полученные восстановлением нитрата серебра борогидридом натрия, характеризуются интенсивной полосой в спектре оптического поглощения в области $\lambda=390$ нм, отвечающим плазмонному пику серебра. Средний размер полученных НЧ составляет 15 нм. Через сутки значительная часть крупных частиц коагулировала с образованием осадка.

Спектрофотометрический анализ дисперсий, полученных при восстановлении нитрата серебра цитратом натрия, отобранных в процессе синтеза, показал, что уже на первом этапе в спектре появляется полоса поглощения $\lambda \approx 420$ нм. Средний размер полученных НЧ составляет 45-50 нм. В течение четырех суток наблюдалось увеличение оптической плотности, что связано с продолжением процесса восстановления серебра и увеличением числа частиц. При этом в области 500-700 нм наблюдается появление длинноволнового крыла, что возможно связано с укрупнением или агрегацией частиц.

В оптическом спектре образцов, полученных при восстановлении нитрата серебра танином, после синтеза наблюдается четко выраженная полоса поглощения при $\lambda \approx 410$ нм. Частицы серебра имеют сферическую форму и средний размер 25 нм. Неизменность оптических спектров при длительном хранении позволяет сделать вывод об устойчивости полученных систем к агрегации. При повышении температуры синтеза наблюдается увеличение оптической плотности, что, возможно, связано с увеличением числа частиц.

Для дисперсий серебра, полученных методом восстановления нитрата серебра раствором глюкозы, с последующим выдерживанием в микроволновой печи в течение 5 минут при мощности 640-800 Вт, получили интенсивную полосу в спектре оптического поглощения в области $\lambda=416$ нм. Микроволновое излучение обеспечивает быстрое и равномерное нагревание всего объема реакционного раствора, что приводит к получению наночастиц наименьшего размера и одинаковой формы. По данным ПЭМ, большинство НЧ имеет сферическую форму и размеры ≈ 25 нм. Полученные дисперсии устойчивы в хранении.

Из анализа спектров поглощения зольей серебра в рамках теории Ми и плазморезонансного поглощения рассчитаны концентрации электронов и наночастиц, коэффициент затухания плазмонного резонанса. Изменения этих величин обсуждается в связи с зависимостью от способов получения дисперсий серебра.

Литература

6. Steve Lien-Chung Hsu, Rong-Tarng Wu Synthesis of contamination-free silver nanoparticles for micro-interconnects // *Materials Letters*, v. 61, p. 3719-3722 (2007).
7. Вишнякова Е.А., Сайков С.В., Жарков С.М., Лихацкий М.Н., Михлин Ю.Л. Определение условий образования наночастиц серебра при восстановлении глюкозой в водных растворах // *Сибирский федеральный университет*, № 2, с. 48-55 (2009).

СПИНОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ВЫСОКИЙ СПИН – НИЗКИЙ СПИН В ВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНЫХ КООРДИНАЦИОННЫХ СОЕДИНЕНИЯХ, СОДЕРЖАЩИХ ИОНЫ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ГРУППЫ ЖЕЛЕЗА – ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ОСОБОГО, ЗАКРИТИЧЕСКОГО ТИПА

Христов А.В., Шелест В.В.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАНУ, г. Донецк, Украина
efbji@list.ru

Накопленный экспериментальный материал и теоретические исследования фазовых превращений (ФП) высокий спин (ВС) – низкий спин (НС) в супрамолекулярных металлосодержащих комплексных соединениях, позволяют по-новому взглянуть на проблему спиновых переходов (СП) как в данных соединениях, так и во всех спин-кроссоверных системах [1-3]. С одной стороны, поведение спиновых состояний в данных объектах обусловлено значительным изменением объема системы, позволяя на этой основе причислить СП к ФП I рода. Тем более, что часть СП сопровождается гистерезисом. Однако, другой стороны, известно, что существует возможность индуцировать ВС, например, в системах семейства фенантролиновых – $[\text{Fe}(\text{dpp})_2(\text{NCS})_2]$ (широкий гистерезис) – быстрым охлаждением, в результате чего ВС состояние попадает в ловушку при последующем нагревании системы в присутствии постоянного магнитного поля. В то же время, поведение ветвей гистерезиса температурно-индуцированного СП у соединения $[\text{Fe}(\text{phen})_2(\text{NCS})_2]$ под воздействием импульсного магнитного поля существенно различается в отношении устойчивости системы. Более того, потенциал Гиббса (G), энтальпия (H), энтропия (S) таких соединений, как $\text{Fe}(\text{phen})_2(\text{NCS})_2$, $[\text{Fe}(\text{abpt})_2(\text{NCX})_2]$ ($X = \text{S}, \text{Se}$) и др., предопределяя экспериментальную зависимость теплоемкости $C_p(T)$, включающей в себя все степени свободы системы, являющуюся отражением самосогласованного характера взаимодействий в системе и тяготеющую в окрестности точки спинового перехода T_C к гауссообразной форме, характеризуются непрерывностью и плавностью, несвойственными ни ФП I рода, ни ФП II рода [2,3].

Анализ экспериментальных результатов и теоретических исследований [1-3] позволили авторам предположить, что подобного рода СП, наблюдаемые в супрамолекулярных и особенно в металлоорганических соединениях, следует изучать с позиций закритических превращений (ЗП) [4]. ЗП – это, прежде всего, флуктуационный непрерывный ФП, характеризующийся в отличие от общеизвестных ФП, относительной устойчивостью и непрерывностью его характеризующих параметров. ЗП – ФП, происходящие в закритической области, которые характеризуются относительно устойчивым состоянием определенного конгломерата конкурирующих зародышевых условных "фаз", определяющих соотношение спиновых фракций в системе [4]. Зародышевым "фазам" нельзя сопоставить понятия поверхности или границы, они обнаруживают приближение к понятию истинных фаз только на границах термического интервала СП, когда при $T \rightarrow 0$ наблюдается НС фракция, а при $T \rightarrow \infty$ – ВС фракция.

Литература

1. *Gütlich P., Hauser A., Spiering H.* Thermal and optical switching of iron(II) complexes // *Angew. Chem. Int.*, Vol. 33, No. 20, P. 2024 (1994).
2. *Шелест В.В., Христов А.В., Левченко Г.Г.* Оценка влияния фононной подсистемы на спиновые переходы в соединениях типа $\text{Fe}(\text{phen})_2(\text{NCS})_2$ // *ФТВД*, т. 18, №2, с. 42 (2008).
3. *Шелест В.В., Христов А.В.* Спиновый кроссовер в металлоорганике – фазовый переход особого рода? // *Международ. конф. «Актуальные проблемы физики твердого тела. ФТТ–2009»*: тезисы докл. – Минск, Беларусь, с. 243-245 (2009).
4. *Семенченко В.К.* Избранные главы теоретической физики. М.: Просвещение, 1966, 396 с.

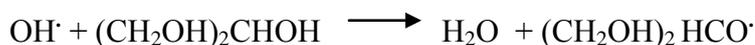
ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УЛЬТРАЗВУКА

Галиахметов Р.Н., Мустафин А. Г. , Яркиева О.А.

Бакирский государственный университет, г. Уфа
rail007@mail.ru

Учитывая актуальность создания эффективных технологий получения наночастиц металлов, нами проводятся исследования по разработке способов с применением ультразвука. Одним из методов получения суспензий металлов, содержащих наноразмерные частицы, является радиолиз[1]. Звукохимические реакции, вызванные ультразвуковой кавитацией, во многом сходны с реакциями, протекающими при радиолизе[2]. Применение ультразвуковой кавитации при получении наночастиц выглядит весьма перспективным, поскольку не требует использования источников радиации.

Нами проведены исследования по получению ультрадисперсных суспензий, содержащих наноразмерные частицы металлов при воздействии ультразвука. Согласно дипольно-релаксационной теории химических процессов, протекающих при кавитации, химико-акустический выход реакций определяется вязкостью и полярностью среды и присутствием ионов[2]. Поэтому в качестве реакционной среды нами был выбран глицерин. Образование наночастиц металлов возможно как за счет выделения энергии в локальных микроскопических областях системы в результате пульсации и схлопывания пузырьков в жидкости в присутствии восстановителей, так и за счет генерации высокоактивных восстановителей типа электронов, радикалов и возбужденных частиц. Высокому химико-акустическому выходу способствуют химические процессы, связанные с преобразованием молекул глицерина в глицериновый альдегид, который может участвовать в химических реакциях восстановления металлов. Атом водорода или гидроксил радикал, образующиеся при кавитации из молекул воды, реагируют с глицерином:



Последний преобразовывается в 1,3 диоксиацетон- $(CH_2OH)_2CO$, который через эндиол перегруппируется в глицериновый альдегид.

Дисперсный состав суспензий металлов исследовали с помощью спектрометра Рнотосог-Complex и сканирующего зондового микроскопа Solver Pro-M фирмы NT-MDT. Установлено, что введение дополнительно в реакционную среду восстановителей (например, формалина) приводит некоторому укрупнению частиц металлов в суспензиях. Так, если без применения формалина при восстановлении палладия средний размер частиц составляет 8 нм, то с применением формалина- 12нм. Частицы стабильны в течение достаточно долгого времени. Тем не менее, по происшествии нескольких месяцев на стенках сосудов с суспензиями металлов может образовываться металлический налет.

Проведены также исследования по получению наночастиц металлов с применением ультразвука в неполярных растворителях. Установлено, что стабильность частиц в таких растворителях низок, а размерность превышает 100нм. Согласно дипольно-релаксационной теории, механизм протекания химических реакций в неполярных жидкостях значительно отличается от химических процессов, протекающих в полярных средах[2]. Таким образом, при правильном выборе рабочей среды, ультразвук может стать реальным инструментом получения суспензий наноразмерных частиц металлов.

Литература

1. *Еришов Б.Г.* Водные растворы коллоидного никеля: радиационно-химическое получение, спектры поглощения и свойства. Изв. АН, Сер.хим.,2000, №10, 1733–1739.
2. *Смородов Е.А., Галиахметов Р.Н., Ильгамов М.А.* Физика и химия кавитации М.: Наука , 2008. –228 с.

ФУНГИЦИДНАЯ АКТИВНОСТЬ НАНОЧАСТИЦ ОКСИДА ОДНОВАЛЕНТНОЙ МЕДИ

Галиахметов Р.Н., Мустафин А. Г., Сайфутдинова Г.Н.

Башкирский государственный университет, г. Уфа
rail007@mail.ru

Большой интерес к наночастицам вызвано тем, что такие частицы могут проявить особые физические, физико-химические и биологические свойства. Например, представляет большой интерес высокая активность наночастиц некоторых металлов к бактериям и грибам, что важно не только для медицины, но и для сохранения от порчи зерна при его переработке и является актуальной проблемой зернового хозяйства.

Нами изучалось влияние наносuspension оксида одновалентной меди на развитие патогенных грибов. Получение suspension оксида меди проводили воздействием ультразвука на реакционную смесь, состоящую из реактива Фелинга и глицерина. Исследование suspension оксида меди спектрометром Rhotocog-Complex показало, что основное количество частиц составляет порядка 3-7нм. Размеры полученных частиц оксида меди были подтверждены также исследованием образцов сканирующим зондовым микроскопом Solver Pro-M фирмы NT-MDT.

Методика испытаний по определению фунгицидной активности ультрадисперсных suspension оксида меди состояла в следующем. Семена яровой пшеницы Московская -35, естественно зараженные грибами обрабатывали испытываемыми составами. Через 5 суток семена раскладывали на проращивание во влажную камеру. Опыты проводили при температуре 25⁰С в течение 8 дней. После этого определяли пораженность семян грибами и их всхожесть.

Таблица. Результаты лабораторных исследований фунгицидной активности наносuspension оксида меди

№	Препарат	Доза д.в., г/г	Всхожесть, %	Пораженность корневыми гнилями	Эффективность, %	Вес 100 проростков
1	Контроль		93	21		11.1
2	Cu ₂ O	20	97	18	14,3	11.4
3	Cu ₂ O	40	95	8	61.9	12.1
4	Cu ₂ O	100	93	0	100	11.7
5	ТМТД	2000	93	0	100	11.2
6	Cu ₂ O*	2000	87	5	76	10,8

*) Cu₂ O получен восстановлением формалином реактива Феленга.

Как показали результаты лабораторных исследований (табл.), suspension оксида одновалентной меди при дозе применения 100 г/г обладает такой же активностью как, например, широко применяемый в сельском хозяйстве фунгицидный препарат ТМТД при дозе 2000 г/г. При этом, оксид меди, полученный восстановлением реактива Феленга формалином, даже при дозе 2000 г/г обладает низкой эффективностью против грибов вызывающих корневую гниль. Таким образом, установлено, что фунгицидные свойства наноразмерных частиц оксида одновалентной меди намного выше, чем у Cu₂O, полученного восстановлением реактива Феленга формалином, а ультразвук может стать удобным инструментом получения наночастиц.

ТЕХНОЛОГИЯ СИНТЕЗА НАНО- И УЛЬТРАСТРУКТУРИРОВАННЫХ КЕРАМОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Касмамытов Н.К.

*Институт физико-технических проблем и материаловедения Национальной академии наук
Кыргызской Республики, г. Бишкек, Кыргызская Республика
nurkas@mail.ru*

Разработка нанотехнологий с целью получения нано- и ультраструктурированных керамокомпозиционных большеобъемных изделий для высокотемпературной приборной техники, элементных узлов двигателей, огнеупорной промышленности и др.[1,2], от которых требуется низкие значения коэффициента линейного теплового расширения с сочетанием комплекса необходимого уровня механических и теплостойких свойств, является важным физико-техническим аспектом нанопорошковых технологий и наноматериалов.

В лаборатории физики порошковых материалов ИФТПиМ НАН КР синтезированы пористые (30-33%) керамокомпозиционные материалы (рис.1а,б) путем утилизации ультрадисперсных шламовых отходов кремния Кыргызского химико-металлургического завода «Астра». Коротко отметим, что технология получения нано- и ультраструктурированных керамокомпозиционных материалов (НККМ) многоступенчатая, но заключительной технологической операцией является реакционное спекание ультрадисперсных (0,001-1мкм) порошков кремния в среде азота, в процессе которой в НККМ формируется нано- и ультраструктурированная микроструктура (рис.1в), которая состоит из нано- и ультра нитевидных кристаллов нитрида и карбонитрида кремния. В диаметре ультрадисперсные кристаллы нитрида и карбонитрида кремния лежат в диапазоне от 50-500 нм. Разработаны технологические режимы синтеза НККМ методом реакционного спекания ультрадисперсных и наноразмерных шламовых отходов кремния в среде азота на всех стадиях технологической переработки шламовых отходов кремния, в частности, помола, изготовления шликера, шликерного формования, выпарки термопластической связки и реакционного синтеза.

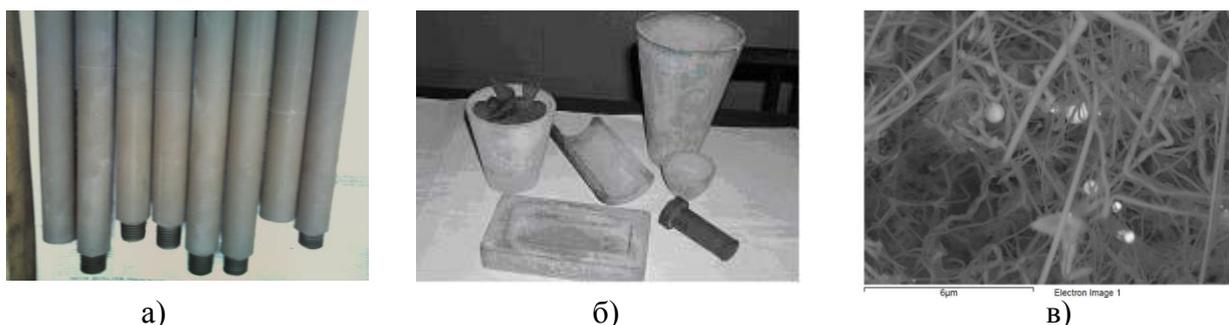


Рис.1. Керамокомпозиционные изделия НККМ: а-чехлы для термопар, б-тигли, стаканы, болты и др., в- ультрамикроструктура НККМ.

Литература

1. Лякишев Н.П. Нанокристаллические структуры – новое направление развития конструкционных материалов.// Вестник РАН, 2003. – т.73. - №5. – с. 422-427.
2. Рагуля А.В, Скороход В.В. /Консолидированные наноструктурные материалы. // Киев.- Наукова думка.-2007. 290с.

СРАВНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГИБРИДНЫХ ОРГАНО-НЕОРГАНИЧЕСКИХ НАНОКОМПОЗИТОВ В КАЧЕСТВЕ НАПОЛНИТЕЛЕЙ ЭЛЕКТРОРЕОЛОГИЧЕСКИХ ЖИДКОСТЕЙ

Шиханова И.В., Краев А.С., Агафонов А.В.

*Учреждение Российской академии наук Институт химии растворов РАН, г. Иваново
ava@isc-ras.ru*

В последнее время наблюдается повышенный интерес исследователей к наноразмерным материалам на основе диоксида титана. Это связано с широкими перспективами их применения в качестве катализаторов, оптически активных материалов, пленкообразующих систем. Одно из перспективных направлений применения гибридных органо-неорганических материалов на основе диоксида титана - в качестве наполнителей электрореологических жидкостей. Чтобы улучшить структурно-механические (реологические) свойства нанокomпозитов можно использовать органические и неорганические модификаторы, получая при этом новые гибридные органо-неорганические материалы с улучшенными свойствами.

Целью данной работы является золь-гель синтез органо-неорганических материалов на основе диоксида титана с полипропиленгликолем (ППГ), полиэтиленгликолем (ПЭГ) и блок-сополимером ППГ-ПЭГ-ППГ и влияние эффекта добавок полимеров на электрореологические и диэлектрические свойства суспензий полученных композитов в полидиметилсилоксане ПМС-20. Указанные материалы были получены методом золь-гель синтеза в среде безводного изопропанола, с использованием в качестве прекурсора изопропоксида титана (IV). Полученные гибридные материалы охарактеризованы методами ИК спектроскопии, дифракции рентгеновских лучей, электронной микроскопии и термического анализа. Экспериментальные данные, характеризующие свойства материалов и используемая методика золь-гель синтеза свидетельствуют о формировании в исследуемых системах органо-неорганических наногибридов, включающих органические полимерные субстраты, распределенные в объеме материала.

Для своих исследований мы использовали электровискозиметр на основе ротационного вискозиметра типа РН-1 с измерительной системой в виде плоскопараллельных пластин. Величина электрореологического эффекта в суспензиях оценивалась по значениям вязкости (η) и напряжения сдвига (τ), полученным при различных напряженностях постоянного электрического поля и переменных скоростях деформации (D_r). Угловая скорость вращения соответствовала значению: 160, 80, 40 и 16 оборотов в минуту. Измерения проводили на образце ЭРЖ при напряженности электрического поля в диапазоне от 0 до 4 кВ/мм. Все измерения электрореологического эффекта проведены при температуре 20 ± 2 °С.

Исследование диэлектрических свойств суспензий позволяет получить информацию о величине комплексной диэлектрической проницаемости дисперсии и о тангенсе угла диэлектрических потерь. Измерения этих величин проводили с помощью измерителя иммитанса Е7-20 на частотах 25 Гц – 1 МГц.

Электрореологические характеристики и диэлектрические свойства суспензий порошков гибридных материалов измерены в силиконовом масле ПМС-20 с содержанием дисперсной фазы 30 %. Изучены сдвиговые характеристики и напряжения при растяжении и сжатии дисперсий полученных порошков при различной напряженности электрического поля и различных параметрах нагружения системы. Исходя из полученных данных установлено, что введение полимера в состав нанокomпозита увеличивает величину электрореологического отклика электрореологических жидкостей.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 09-0312219 офи_м.

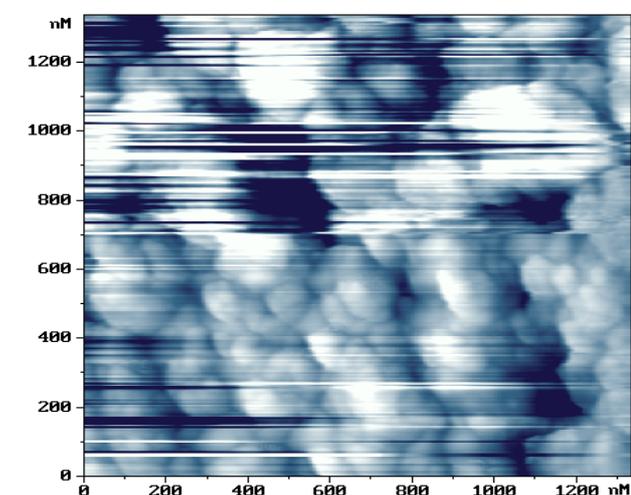
ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СЕЛЕНИДА МЕДИ ($\text{Cu}_{1,9}\text{Li}_{0,1}\text{Se}$)

Ишембетов Р.Х., Якшибаев Р.А., Шарипов Т.И., Юлаева Ю.Х.

ГОУ ВПО «Башкирский государственный университет», г. Уфа
ishembetovrk@rambler.ru

Халькогениды меди и их сплавы проявляют свойства смешанных электронно-ионных проводников. Целью данной работы было измерения электронной проводимости и электронной термо-эдс в наноструктурированном селениде меди. Измерения проводились на образцах, спрессованных из наноразмерного порошка, полученного электрогидравлическим методом из порошков синтезированных методом твердотельного ампульного синтеза.

Размеры наночастиц селенида меди составляли примерно 50 нм (Рис.). Коэффициент электронной термо-эдс измеряли по известной методике подавления ионной составляющей тока, описанной, например, в [1]. Электронными зондами служили рабочие спаи хромель-алюмелевых термопар, применяемых для измерения температуры, между хромелевыми ветвями которых измерялась электронная термо-эдс. При измерениях поддерживался постоянный градиент температуры вдоль образца порядка 10 К/см. Электронная проводимость измерялась двухзондовым методом при двух направлениях тока. Погрешность измерений не превышала 4-5 %.



Измерения показывают значительную зависимость электрофизических свойств, особенно коэффициента термо-эдс, от структуры и предыстории образцов. Приведена интерпретация полученных данных с учетом размеров зерен, морфологии и дефектной структуры образцов.

Литература

1. Wagner C. The Thermoelectric Power of Cells with Ionic Compounds Involving Ionic and Electronic Conduction // Prog. in Solid Chem. Phys., 1972. V.7. P.1-37.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОЧАСТИЦ СЕЛЕНИДА МЕДИ ($\text{Cu}_{1,9}\text{Li}_{0,1}\text{Se}$) МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОГИДРОДИНАМИЧЕСКОГО УДАРА

Ишембетов Р.Х., Балапанов М.Х., Ишембетов С.Р., Тимерханова Э.Р.

ГОУ ВПО «Башкирский государственный университет», г. Уфа
ishembetovrk@rambler.ru

Переход на более глубокий уровень понимания явления суперионной проводимости твердых тел невозможен без изучения влияния размеров зерен, структуры и состава границ зерен на фазовую диаграмму и физико-химические свойства наноструктурированных суперионных материалов. Удобных способов получения халькогенидов меди с наноразмерными зёрнами для таких исследований в литературе не описано. В поисках подходящих методов получения наноразмерных частиц мы решили попробовать электрогидравлический эффект [1]. Сущность эффекта состоит в том, что при осуществлении внутри объема жидкости специально сформированного импульсного электрического разряда вокруг зоны его образования возникают сверхвысокие гидравлические давления, способные совершать полезную механическую работу и сопровождающиеся комплексом физических и химических явлений.

Схема собранной установки показана на рис.1. Предварительно измельченный в агатовой ступке сплав $\text{Li}_{0,1}\text{Cu}_{1,9}\text{Se}$ до размеров порядка 100-150 мкм помещался в жидкость (спирт, ацетон) и подвергался воздействию электрогидравлического эффекта. Подбором емкости конденсатора и напряжения можно управлять амплитудой, крутизной фронта,

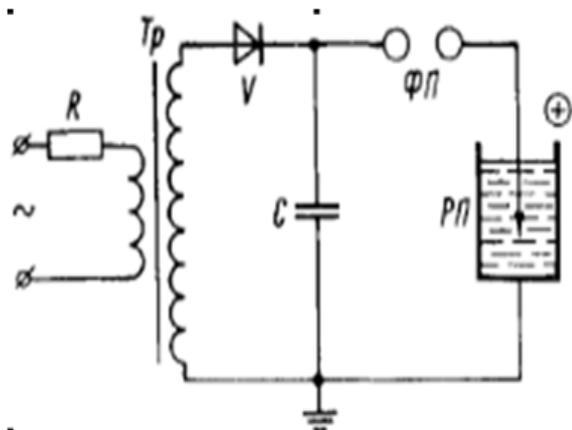


Рис.1. Электрическая схема для электрогидравлического эффекта (R- зарядное сопротивление; Tr- трансформатор; V-выпрямитель; ФП- формирующий искровой промежуток; РП- рабочий и искровой промежуток в жидкости; С- рабочая емкость- конденсатор)

формой и длительностью электрического импульса, т.е. мощностью механического воздействия разряда. В ходе работы были испробованы различные по формам и материалам электроды, емкость конденсатора изменяли в пределах 0.1-100 мкф, напряжение - от 3кВ до 10 кВ. Частоту разрядов подбирали опытным путем, изменяя величину R при данном значении C. Полученные на установке порошки исследовались на растровом электронном микроскопе (ИПСМ) и АСМ микроскопе (БГУ). Размеры частиц оказались порядка 50 нм и меньше. Таким образом, электрогидродинамический эффект пригоден для получения нанопорошков халькогенидов меди. Для предотвращения наблюдающегося агломерирования наночастиц можно использовать различные лиганды. Собранная установка показала также возможность измельчения более твердых материалов, таких как карбид вольфрама.

Литература

1. Л.А.Юткин. Электрогидравлический эффект и его применение в промышленности. Л.: Машиностроение, Ленинградское отделение, 1986. -253 с.

ПРИМЕНЕНИЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ХОЛОДНЫХ КАТОДОВ С НИЗКИМ ЭНЕРГОПОТРЕБЛЕНИЕМ

Шаяхметов Р.У., Юмагузин Ю.М.

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

В последнее время в связи с тенденциями к снижению электропотребления в электронных устройствах всё больший интерес проявляется к полевой эмиссии. Ведутся работы по созданию автокатада с низким энергопотреблением. Перспективным в этом направлении является использование нанопорошков. Нанопорошки образуют на поверхности микровыступы, являющиеся локальными усилителями электрического поля, помимо этого покрытие образует отрицательное электронное средство с подложкой.

Обычно работы в этом направлении ограничиваются снятием Воль-амперных характеристик построенных в координатах Фаулера-Нордгейма и соответствующими оценками работ выхода, но практически отсутствуют данные по энергетическим распределениям эмиттированных электронов, полученные в условиях сверхвысокого вакуума с использованием анализаторов с высокими разрешающими способностями.

В качестве холодного катода в данной работе используется вольфрамовое остриё. Выбор его не случаен – эмиссионные свойства его хорошо известны. Для изготовления острий, на которых в дальнейшем осуществлялось покрытие, использовалась поликристаллическая вольфрамовая проволока диаметром 0.08 мм с преимущественной (011) ориентацией кристаллитов в направлении её вытягивания.

В качестве покрытий использовались алмазный порошок (C) и порошок диоксида циркония (ZrO_2). Средний диаметр нанопорошков имеет значение несколько десятков нм. Получены энергетические распределения электронов в зависимости от величины электрического поля у поверхности катода.

Работа выхода системы W-C составила 2.7 эВ, а W- ZrO_2 -1.67эВ. Для чистого W она составляет значение 4.5эВ. Т.о. мы можем говорить о значительном снижении работы выхода с использованием алмазного покрытия и покрытия диоксида циркония.

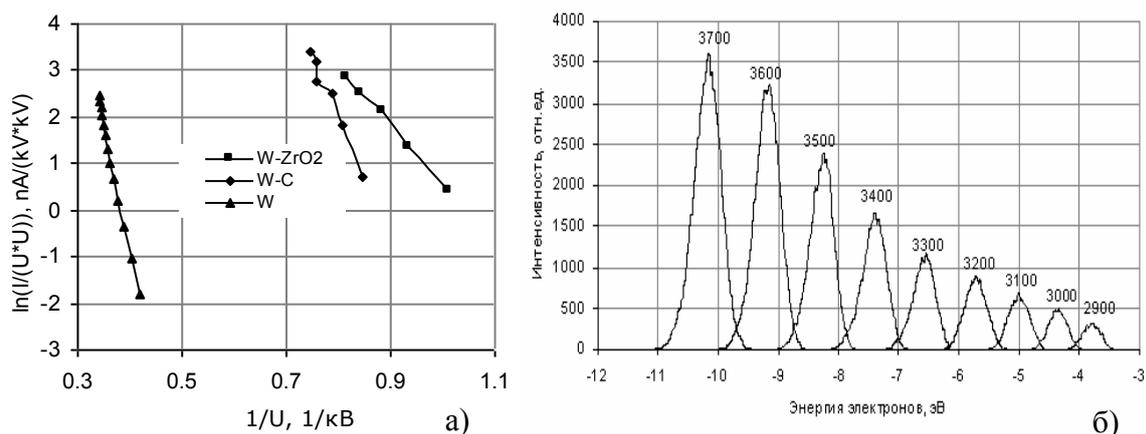


Рис.1.

а) Воль-амперные характеристики в координатах Фаулера-Нордгейма для чистого W, W-C и W-ZrO

б) Энергетические распределения электронов, эмиттированных с поверхности вольфрамового острия покрытого алмазным порошком при различных эмиссионных напряжениях.

ПОЛУЧЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОДИСПЕРСНОГО ПОРОШКА SiO₂

Колесник В.Г.*, Урусова Е.В.*, Инсабаев А.А.*, Гарипов И.Т.*, Хисамутдинов А.Ф.*,
Ким М.А.**

**Институт ядерной физики Академии Наук Республики Узбекистан, г. Ташкент;*

***Институт геологии и геофизики Академии Наук Республики Узбекистан, г. Ташкент
kolesnik@inp.uz; maxegor@globalnet.uz*

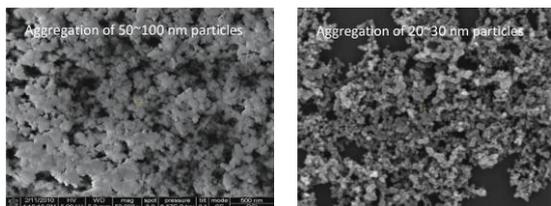
Силикат-глыба получается нами в результате спекания сырья (кварцитов месторождений Заргар, Усмат, речного песка или кварцевого песка) с добавлением реагента (сода NaOH) в СВЧ электромагнитном поле плазменного устройства разработанной нами конструкции.

Полученная силикат-глыба выщелачивается в воде и затем производится осаждение поликремниевой кислоты с помощью электролитов двух видов: хлорида аммония NH₄Cl и хлористого кальция CaCl₂. При этом важную роль в процессе осаждения и формировании каркаса геля играют температура, скорость ее изменения, концентрация раствора и pH среды. Размеры мицелл зависят также от типа применяемого электролита: с хлоридом кальция хлопья поликремниевой кислоты, осажденные из раствора с небольшой концентрацией силиката натрия с добавлением слабой кислоты (5% HCl), оказывались мельче, чем осажденные хлоридом аммония. Сушка образцов производилась на воздухе и с помощью СВЧ печи.

В результате описанных физико-химических процессов была отработана технология и получены экспериментальные образцы кремнезема двух видов, которые тестировались с целью сравнить их характеристики с характеристиками кремнезема, выпускаемого фирмой OCI Company Ltd. (Seoul, South Korea) по отличной от нашей технологии.

Оба типа образцов имеют развитую пористую ультрамелкодисперсную структуру. Образцы, полученные с использованием хлорида аммония Silica MW(NH₄Cl), тестировались по составу, размерам и сорбционной способности. Результаты рентгено-радиометрического и нейтронно-активационного анализа показали, что содержание примесей в образцах уменьшилось более чем на порядок по сравнению с их содержанием в исходном песке. Анализ по метанолу и гексану весовым эксикаторным методом (над поверхностью жидких адсорбатов при постоянной температуре) выполнен в Институте физической химии им. Л.В. Писаржевского АН Украины (Киев, март 2007 г.). Результаты свидетельствуют о высокой сорбционной способности и мезопористой структуре образцов (при давлении насыщения и температуре 22,4°C в течение 7 суток адсорбируется 0,269-0,497 г/г метанола и 0,100-0,503 г/г гексана, что в пересчете на объем пор с учетом плотности жидких адсорбатов при данной температуре составляет 0,340-0,629 см³/г по метанолу и 0,152-0,806 см³/г по гексану).

Образцы тестировались и сравнивались с образцами марок К-200 и широкого спектра фирмы OCI (в 2010 г.), которые производятся из технического кремния хлорным методом в процессе PECVD: Fumed Silica (OCI) имеют размеры частиц 20-30 нм, объем пор 0,4 см³/г. Silica MW (NH₄Cl) имеют размеры частиц <<0,23 мкм, 1,5-1,8 мкм (агрегатированные из частиц размером 50-100 нм); объем пор 0,2 см³/г; концентрация примесей 0,002-2,5%; чистота 97,5%.



а) Рис.1. SEM 1: а) Silica MW(NH₄Cl);
б) Fumed Silica OCI

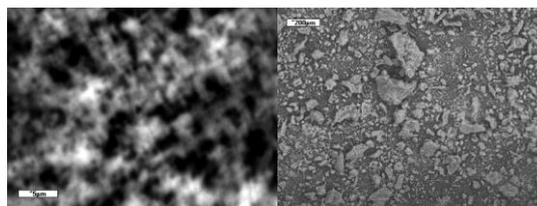


Рис.2. Jeol: Silica MW (CaCl₂)

Порошок, полученный с использованием хлорида кальция Silica MW (CaCl₂), исследован с помощью спектрально-аналитического комплекса Jeol JXA-8800R microprobe («Superprob-98»; micro-sonde; energy-dispersion attachment Link ISIS (OXFORD)), например: Si-40.99%; SiO₂-87.69%; O-46.78. Установлено, что порошок содержит кремнезем (SiO₂ ~ 86%), воду (13-14% H₂O), и менее 1% примесей, имеет агломераты и агрегаты менее 100 нм. Количество примесей может быть уменьшено, т.к. при получении порошка специальных методов очистки не применялось. Размеры агрегатов могут быть также уменьшены подбором температурного режима, концентрации электролита и pH среды при осаждении порошка.

Технология и полученные нами нанопорошки пригодны для производства из них чистого кремния, имеют низкую себестоимость по используемому сырью и реагентам, не требуют применения опасных веществ.

Литература

1. Ральф Айлер. Химия кремнезема (в 2-х томах). Перевод с англ.// М., «Мир», 1982
2. Неймарк И.Е., Шейнфайн Р.Ю. Силикагель, его получение, свойства и применение.//Киев, «Наукова думка», 1973
3. Горшков В.С., Савельев В.Г., Федоров Н.Ф. Физическая химия силикатов и других тугоплавких соединений// М., Высшая школа, 1988

К ВОПРОСУ О НАНОСТРУКТУРИРОВАНИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КРИОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Крымский С. В., Автокротова Е. В., Маркушев М. В., Ситдииков О. Ш.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
stkr_imsp@mail.ru

Разработки новых методов упрочнения металлов и сплавов, путем воздействия на их структуру, обусловили в последние годы заметный интерес к их деформированию при криогенных температурах. Обнаруживаемые при этом эффекты вызваны формированием в обрабатываемых материалах развитой дефектной структуры, которая при достижении больших пластических деформаций может преобразовываться в нанокристаллическую. Однако, механизмы формирования и особенности указанных структур во многом не ясны, также как не понятен их потенциал в упрочнении материалов. Кроме того слабо изучено влияние режимов криодеформации, реализуемой промышленными методами, такими как прокатка, на структуру и свойства сложнлегированных сплавов. Особый интерес, в этой связи, представляет анализ отмеченных моментов для широко используемых в различных отраслях машиностроения деформируемых термически упрочняемых алюминиевых сплавов.

Исследования проводили на промышленном горячепрессованном прутке сплава Д16 стандартного химического состава. Дислокационную и зеренную структуру сплава до и после криопробки изучали методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии (ОМ и ПЭМ), а также рентгеноструктурного анализа (РСА). Перед прокаткой прутки закаливали в воду, а деформирование осуществляли в изотермических условиях при температуре жидкого азота с суммарной степенью деформации $e \sim$ до 3.5.

ОМ и ПЭМ анализ показал, что криопробка сплава не изменяет тип структуры его матрицы, которая остается грубоволокнистой. При этом вместо полигонизованной структуры формируется развитая деформационная структура с высокой плотностью равномерно распределенных дислокационных формирований, «делящих» волокна на ячейки размером ~ 200 нм. С увеличением степени деформации размер ячеек практически не меняется, а ПЭМ изображение их границ становится более четким и меньшей ширины, свидетельствуя об увеличении их разориентировки. Однако лишь незначительная часть границ приобретает контраст, характерный для неравновесных границ наноматериалов, получаемых интенсивной деформацией. В результате, после прокатки с максимальной степенью в структуре сплава обнаруживали лишь отдельные кристаллиты размером менее 100 нм, схожие по изображению с новыми зернами. Объемная доля таких зерен не превышала 5%, свидетельствуя лишь о начальной стадии формирования нанокристаллической структуры.

РСА прокатанного сплава обнаружил пятикратное (с 250 до 50 нм) уменьшение размера областей когерентного рассеяния (ОКР) со степенью деформации, по характеру аналогичное изменению размера ячеек. Однако микронапряжения решетки матрицы изменялись иначе: сначала увеличивались с ~ 0.07 до 0.20, а с дальнейшей деформацией снижались до $\sim 0.17\%$, свидетельствуя в пользу реорганизации ячеистой структуры, обнаруженной при ПЭМ анализе.

Сделан вывод о том, что криопробка сплава Д16 с $e \sim 3.5$ приводит к формированию развитой деформационной структуры с характерным для наноструктур размером составляющих, принадлежащим лишь слаборазориентированным ячейкам.

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.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В ДВУХФАЗНЫХ ПОРОШКОВЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Sn МЕТОДОМ РКУП

Русин Н.М., Скоренцев А.Л.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
rusinnm@mail.ru

Существенным недостатком антифрикционных сплавов системы Al-Sn является их низкая несущая способность из-за малой прочности составляющих фаз. Одним из возможных путей повышения механической прочности указанных сплавов, не меняя их химического состава, является измельчение зёрновой структуры алюминиевой матрицы. Использование с этой целью равноканального углового прессования (РКУП) представляется перспективным методом упрочнения сплавов за счёт улучшения их структуры на макрокопическом и микрокопическом масштабных уровнях.

В работе использовались порошки, полученные распылением в струе охлаждённого азота расплава стехиометрии Al-40Sn. Средний размер порошков составлял около 3 мкм. Из них холодным прессованием формировался брикет сечением 10x10 мм, который затем подвергался РКУП при различных температурах с интенсивностью деформации $\epsilon \approx 1$ за один проход.

Было установлено, что в процессе РКУП брикеты дополнительно уплотняются, однако при этом фрагментируются на равные параллельные части. Положение плоскостей фрагментации совпадает с положением плоскости пересечения каналов, при пересечении которой прессуемый образец испытывает максимальные сдвигающие напряжения и деформации. Попытки сохранить целостность прессовки за счёт повышения гидростатического давления в очаге интенсивного пластического сдвига и повышения температуры РКУП вплоть до расплавления олова не устранили растрескивание материала.

Исследования показали, что прессовки из порошков с большим содержанием олова имеют ячеистую структуру, состоящую из прочных частиц алюминия разделённых тонкими прослойками мягкого олова. При попадании материала с такой структурой в очаг интенсивной пластической деформации сдвиг локализуется в мягкой оловянной фазе. Локализация деформации в тонких прослойках приводит к исчерпанию ресурса их пластичности и зарождению микрокопических трещин. Под влиянием градиента напряжений, возникающего вследствие разной скорости истечения слоёв в сечении образца, микротрещины подрастают и сливаются, образуя макрокопическую плоскость фрагментации.

Изменение структуры порошкового брикета с ячеистой на каркасную, с прочными границами между частицами алюминиевой фазы устранило явление локализации деформации в мягкой фазе. Основную нагрузку стал воспринимать каркас из алюминиевых порошков, деформация по объёму выровнялась. Это позволило получить плотный материал со слоистой структурой, наиболее полно отвечающей принципу Шарпи для материалов антифрикционного назначения. Вследствие многократного РКУП зёрновая структура алюминиевой фазы измельчилась до субмикронных размеров, что значительно повысило механическую прочность и несущую способность всего композиционного материала.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ по проекту № 08-08-00314а.

ПОЛУЧЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР В МЕДИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Хомская И.В.¹, Шорохов Е.В.², Зельдович В.И.¹, Хейфец А.Э.¹,
Фролова Н.Ю.¹, Насонов П.А.², Ушаков А.А.², Жгилев И.Н.²

¹Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

²Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИТФ, г. Снежинск
khomskaya@imp.uran.ru

Изучено влияние параметров нового, разработанного в РФЯЦ-ВНИИТФ [1], метода интенсивной пластической деформации - динамического канально-углового прессования (ДКУП) на структуру и свойства объемных образцов меди. Этот способ воздействия представляет собой высокоскоростной вариант равноканального углового прессования (РКУП) [2,3]. При ДКУП вместо прессового оборудования используется энергия продуктов горения пороха. Образцы меди (99,90% Cu) диаметром 16 мм и длиной 65 мм разгоняли с помощью пушки до скоростей 100-250 м/с и направляли в матрицу, содержащую два канала, пересекающихся под углом 90°. Прессование в один-четыре прохода проводили в двух матрицах: внутренний радиус зоны пересечения каналов R первой матрицы был равен 7 мм; второй - 0. Скорость деформации материала составляла 10^4 - 10^5 с⁻¹, длительность процесса деформации ~500 мкс. Микроструктура материалов при ДКУП изменяется не только в результате деформации простого сдвига, как при РКУП [2,3], но и под действием одновременного влияния высокоскоростной деформации и повышения температуры [4,5].

Установлено, что при ДКУП измельчение зерен-субзерен меди на три порядка достигается при двух-четырёхкратном прессовании. Сравнительное исследование показало, что уменьшение R от 7 до 0 мм приводит к формированию в объемных образцах более однородной субмикро- и нанокристаллической структуры (рис.1). Показано, что высокоскоростная деформация с использованием метода ДКУП повышает твердость меди в 2-2,4 раза, прочность возрастает в 1,4 раза при сохранении хорошей пластичности. Проведена оценка изменения величины сдвига вдоль поперечного сечения образцов после ДКУП. Определено, что при схеме с R=7мм величина относительного сдвига $\gamma \leq 1,65$; при схеме с R=0 γ составляет 1,8–2,0. Более высокая степень сдвиговой деформации приводит к более

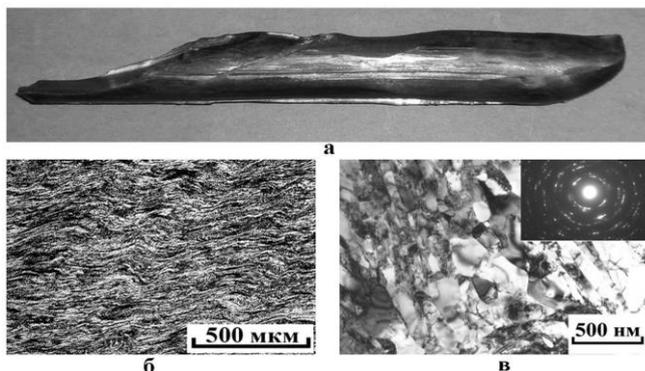


Рис.1 Внешний вид образца после четырехкратного ДКУП в матрице с R=0 (а); волокнистая структура (б) и зерна-субзерна внутри волокон меди (в).

существенному увеличению прочности, даже при однократном ДКУП.

Работа выполнена по плану РАН, тема «Структура» и при поддержке гранта РФФИ 08-03-00106; и программ Президиума РАН (№ 09-П-2-1017) и УрО РАН (№ 09-М-12-2002).

Литература

1. Шорохов Е.В., Жгилев И.Н., Валиев Р.З. Патент № 2283717 РФ. Способ динамической обработки материалов. // Бюллетень изобретений. 2006. №26. С. 64
2. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. и др. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 232с.
3. Ахмадеев Н.А., Валиев Р.З., Копылов В.И., Мулюков Р.Р. Формирование субмикроструктуры в меди и никеле с использованием интенсивного сдвигового деформирования. // Металлы. 1992. №5. С. 96-101.
4. Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Фролова Н.Ю. и др. Высокоскоростная деформация титана при динамическом канально-угловом прессовании // ФММ. 2008. Т.105. №4. С. 431-437.
5. Хомская И.В., Зельдович В.И., Шорохов Е.В. и др. Особенности формирования структуры в меди при динамическом канально-угловом прессовании // ФММ. 2008. Т.105. №6. С. 621-629.

СУБМИКРО- И НАНОРАЗМЕРНАЯ СТРУКТУРА МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Колесников А.Г., Плохих А.И.

*Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва
plokhikh@bmstu.ru*

Хорошо известны основные технологические приемы позволяющие формировать наноразмерную структуру в массивных металлических заготовках. К ним относятся компактирование порошков, методы, основанные на применении интенсивной пластической деформации (ИПД), регламентируемая кристаллизация аморфных материалов, криопробатка, а также многократная прокатка композитных заготовок на основе гетерогенных материалов в «наноламинаты» [1].

Проведенные исследования показали, что получение такой слоистой структуры в материале, созданном на основе железа, возможно в том случае, если в исходной композиции участвуют сплавы, имеющие различное кристаллическое строение. Круг технически значимых сплавов существенно расширяется, если в качестве основного вида обработки использовать горячую прокатку [2]. В этом случае деформирование можно проводить в таком интервале температур, в котором исходные составляющие заготовки имеют разные типы кристаллических решеток.

Установлено, что формирования такой структуры и ее наследование при последующих переделах, определяется рядом факторов. В первую очередь деформационной способностью составляющих исходной заготовки и технологическими параметрами процесса прокатки. Показано, что нарушение ламинарного строения, обусловленное протеканием диффузии легирующих элементов, и как следствие этого структурная перекристаллизация на границе между слоями, проявляется именно в высокотемпературной области, в которой осуществляются основные циклы технологического передела. Поэтому задача обеспечения стабильности межслойных границ при циклическом высокотемпературном нагреве многослойных материалов, является актуальной.

Микродифракционным анализом в обратноотраженных электронах установлено [3], что листовый материал оптимального строения имеет выраженную слоистую структуру с преимущественной ориентировкой плоскостей в направлении проката и толщинами слоев от 90 до 200 нм. Слои отделены друг от друга большими угловыми границами с разориентировкой не менее 15 градусов, при этом в пределах каждого слоя кристаллографическая ориентировка практически не изменяется и не превышает 5 градусов.

При анализе электронных изображений многослойной субмикроскопической и наноразмерной структуры установлено отсутствие больших угловых границ в пределах одной структурной единицы, которой в данных материалах является слой. Поэтому при анализе разрушения подобных многослойных материалов, рассмотрение структуры как совокупности текстурированных монокристаллов, будет видимо верным.

Литература

1. Карпов М.И., Внуков В.И., Волков К.Г., Медведь Н.В., Ходос И.И., Абросимова Г.Е. Возможности метода вакуумной прокатки как способа получения многослойных композитов с нанометрическими толщинами слоев, *Материаловедение*, 2004, №1, с.48-53
2. Колесников А.Г., Плохих А.И., Михальцевич И.Ю. Исследование возможности получения субмикроскопической и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // *Производство проката*.–2010.– № 3. - С. 25-31
3. Колесников А.Г., Плохих А.И., Комиссарчук Ю.С., Михальцевич И.Ю. Исследование особенностей формирования субмикроскопической и наноразмерной структуры в многослойных материалах методом горячей прокатки // *МиТОМ* .–2010.– № 6.- С. 44-49.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ ТИТАНА В ХОДЕ ПРОКАТКИ

Малышева С.П.¹, Дьяконов Г.С.², Миронов С.Ю.¹, Жеребцов С.В.², Салищев Г.А.²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

²*Белгородский государственный университет, г. Белгород*

svufa@mail.ru

Холодная прокатка титана может быть с успехом использована для формирования в нем ультрамелкозернистой микроструктуры. В ходе прокатки существенно повышаются прочностные характеристики титана, и по этим параметрам материал не уступает или близок к свойствам, получаемым равноканальным угловым прессованием и всесторонней ковкой. Возможность легкого масштабирования прокаткой получаемых полуфабрикатов продолжает привлекать к этому процессу внимание. Несмотря на то, что исследованию эволюции микроструктуры титана было посвящено уже ряд работ, тем не менее, требуется проведение дополнительных исследований с целью дальнейшего совершенствования режимов его пластической деформации и управления его структурой. В частности, для более полного понимания процессов, протекающих при пластической деформации прокаткой, важно наблюдение структурных изменений не только в плоскости прокатки, как это имело место в ранних работах, а и в других сечениях. В связи с этим целью настоящей работы являлось исследование эволюции структуры титана ВТ1-0 как в плоскости прокатки, так и в продольной к направлению прокатки плоскости. В качестве методов исследования были взяты оптическая и просвечивающая микроскопия и метод обратно рассеянных электронов. Исследовали образцы после прокатки на степени 25, 50, 75 и 96%.

Показано, что имеется различие в эволюции микроструктуры в плоскости прокатки и плоскости продольной направлению прокатки. Различие, прежде всего, связано с разницей изменения формы зерен в обоих сечениях. Зерна сплющиваются в продольном сечении и раскатываются в плоскости прокатки. Этот геометрический эффект приводит к различию доли границ всех типов (малоугловых, высокоугловых и двойниковых) в сечениях. Развитая субструктура до степени 50% в основном представлена двойниками $\{112\}$ и $\{102\}$. Двойниковые границы образуют пики возле 65 и 85 градусов на распределении границ по углам разориентировок и кластеры возле полюсов $\langle 10-10 \rangle$ и $\langle 2-1-10 \rangle$ на распределении по осям. Имеет место также формирование малоугловых границ дислокационного происхождения (ими в основном обусловлен кластер возле полюса $\langle 0001 \rangle$), но процесс пока развивается неинтенсивно. Сформировалась слабая текстура прокатки. Среднее расстояние между БУГ, измеренное методом секущих, составляет 1-2 микрон во всех трех характеристических направлениях. Дисперсность зеренной структуры главным образом связана с двойникованием. Среднее расстояние между всеми границами разориентации (>2 градусов) уменьшается примерно вдвое по сравнению с 50% прокаткой и теперь лежит в СМК диапазоне ($\sim 0,5$ мкм). Этот эффект связан с интенсификацией процесса формирования границ дислокационного происхождения при степенях более 50%. Доля двойниковых границ существенно снижается по сравнению с 50% прокаткой. При степенях 75% двойниковые пики практически исчезают из распределений границ по углам и осям разориентировок, что свидетельствует о подавлении двойникования и постепенном разрушении двойников при деформации. Оси разориентировки малоугловых границ преимущественно концентрируются возле полюса $\langle 0001 \rangle$, что связано с преобладанием призматического скольжения. Сформировалась типичная структура прокатки с выравниванием плоскости $\{10-10\}$ перпендикулярно направлению прокатки и отклонением плоскостей $\{0002\}$ на 20 градусов к направлению перпендикулярному направлению прокатки. Деформация титана до 96% приводит к формированию мелкозернистой структуры. В продольном сечении все же наблюдается унаследованная вытянутость зерен, но зерна разбиты на равноосные фрагменты величиной 0,2 мкм. Таким образом, при помощи прокатки возможно получение объемных полуфабрикатов с мелкозернистой структурой с высокими прочностными свойствами.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16, ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Халикова Г.Р.¹, Саитова Э.Н.², Трифонов В.Г.¹, Маркушев М.В.¹

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

² *ГОУ ВПО Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*
gulnara@imsp.da.ru

Качество деформированных полуфабрикатов во многом определяется наследственным влиянием литой структуры, соответственно, зависит от методов и условий получения слитка и его термической обработки [1].

Целью работы являлось исследование феноменологии и природы трансформации структуры алюминиевого термоупрочняемого сплава, полученного кристаллизацией под высоким давлением, при последующей горячей деформации.

Исследования проводили на сплаве Д16 стандартного состава: Al – 4,8%Cu – 1,22%Mg – 0,76%Mn – 0,30%Si – 0,29%Fe – 0,13%Zn – 0,06%Ti (в вес.%). Исходные заготовки Ø 85 мм и высотой 60 мм получали кристаллизацией под давлением на гидравлическом прессе в подогреваемом штампе. Горячую деформацию литой заготовки проводили осадкой со степенью деформации 30% при температурах 460, 500 и 520°C и начальной скорости $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

В работе [2] на сплаве Д16 показано, что кристаллизация под давлением формирует в слитке неоднородную по сечению структуру. В центре структура слитка представлена крупными дендритными кристаллами размером до 2300 мкм, а по периферии – рекристаллизованными зернами со средним размером ~ 13 мкм.

Анализ трансформации структуры сплава с дендритной и недендритной структурами показал, что в процессе осадки при температуре 460°C доминирующим деформационным механизмом обоих типов исходных структур является дислокационное скольжение. При деформации при более высоких температурах (500 и 520°C) в заготовках с рекристаллизованной структурой вдоль отдельных границ отмечали зернограничное проскальзывание (ЗГП). Признаки аналогичного проскальзывания вдоль границ наблюдали и в образцах с исходной дендритной структурой при температуре 520°C.

Показано, что проскальзывание по границам исходных дендритных кристаллов, как и между дендритными кристаллами и рекристаллизованными зернами, сопровождается формированием новых ультрамелких зерен, объемная доля которых увеличивается с ростом температуры деформации. Рассмотрены причины и механизмы обнаруженных особенностей трансформации структуры слитка.

Разработана новая схема обработки сплава Д16, включающая формообразование в жидко-твердом/твердом состоянии и учитывающая поведение литой структуры различной морфологии. Обсуждены ее преимущества.

Литература

1. *Золоторевский В.С.* Структура и прочность литых алюминиевых сплавов, М.: Металлургия, 1981. 192 с.
2. *Трифонов В.Г., Халикова Г.Р.* Особенности формирования структуры в алюминиевом сплаве Д16 после различных условий жидкой штамповки // *Материаловедение.* 2009г. №7. С.37 – 43.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Mg-2,3%Sm-2,5%Y

Рохлин Л.Л., Добаткин С.В., Добаткина Т.В., Никитина Н.И.

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

Интенсивная пластическая деформация приводит к существенному упрочнению магниевых сплавов за счет формирования в них субмикроструктурной структуры [1]. Целью исследования являлось изучение возможности повышения прочностных характеристик магниевых сплавов системы Mg-Sm-Y путем применения к ним интенсивной пластической деформации (ИПД) в дополнение к упрочнению за счет распада пересыщенного магниевых твердого раствора.

Для исследования был приготовлен сплав Mg-2,3%Sm-2,5%Y. В качестве исходных материалов использовали магний Mg96 (>99,96%), самарий SmM-1 (>99,83%), иттрий YtM-1 (>99,83%). ИПД кручением проводили под давлением 4 ГПа с $\varepsilon = 6$ (5 оборотов) при комнатной температуре. Использовали образцы диаметром 10мм и начальной толщиной 0,6мм. Сплав перед деформацией был в двух состояниях: литом и закаленном (510°C, 4 часа). Дополнительное старение исходных и деформированных образцов проводили при температуре 200°C, которая обеспечивает распад пересыщенного магниевых твердого раствора до максимума твердости [2].

Как показали результаты измерения микротвердости, интенсивная пластическая деформация способствует упрочнению сплава Mg-2,3% Sm-2,5%Y в обоих исходных состояниях. Согласно данным трансмиссионной электронной микроскопии после ИПД в закаленном сплаве формируется частично нанокристаллическая структура с размером зерна 50-100 нм. В литом сплаве после ИПД образуется субмикроструктурная структура с размером зерна 100-200 нм.

Проведенное после интенсивной пластической деформации старение приводит к дополнительному упрочнению. Данные удельного электросопротивления свидетельствуют об обеднении магниевых твердого раствора с выделением из него редкоземельных элементов с наибольшим количеством на стадии максимальной твердости. В случае проведения ИПД наибольшее упрочнение при старении имеет место при продолжительности выдержки 1 час. При этом упрочнение, созданное при ИПД, сохраняется на достаточно высоком уровне при температурах отжига до 300°C, рассматриваемых как наиболее высокие рабочие температуры конструктивных магниевых сплавов.

Работа проведена при финансовой поддержке Министерства образования и науки (контракт № 02.513.11.3471)

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007, 398 с.
2. Rokhlin L.L. Magnesium alloys containing rare earth metal: structure and properties. N.-Y.: Taylor and Francis, 2003, 245 p.

МЕХАНИЗМЫ ФРАГМЕНТАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКЕ

Сурикова Н.С.^{1,2}, Золотухин Ю.С.¹, Клопотов А.А.², Табаченко А.Н.³

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

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, г. Томск

³Сибирский физико-технический институт, г. Томск

surikova@ispms.tsc.ru

Проведено металлографическое и электронно-микроскопическое исследование структуры монокристаллов TiNi(Fe, Mo) после всесторонней (abc-)ковки в зависимости от температуры, степени деформации и уровня фазовой стабильности сплава. Исходные образцы монокристалла имели форму, близкую к кубической, с гранями параллельными плоскостям {001} В2 фазы. Уровень фазовой стабильности матрицы, имеющей структуру В2 фазы, определялся температурным интервалом деформации: в одном случае это был интервал $M_n < T < A_k$, в другом – интервал $T > M_d$.

В работах [1, 2] при одноосном растяжении и сжатии в области температур $T > M_d$ показано, что полюс [001] в монокристаллах никелида титана является особым, вследствие равенства нулю здесь факторов Шмида для действующих систем скольжения $a < 100 > \{001\}$ и $a < 100 > \{011\}$. Поэтому кристаллы TiNi с такой ориентацией являются высокопрочными и деформируются преимущественно микромеханизмами, отличными от других ориентаций – механическим двойникованием в высокотемпературной В2 фазе и формированием малоугловых полос локализованной деформации (ПЛД). Предполагалось, что при попеременной ковке кристалла TiNi(Fe, Mo) вдоль направления $<001>$, пересечение пачек двойников В2 фазы и ПЛД будет приводить к интенсивному диспергированию структуры при сохранении достаточно высоких прочностных характеристик материала.

Исследования структурыковки показали, что действительно, независимо от температурного интервала, изменение оси деформации на каждом циклековки приводит к включению новых кристаллографических систем деформации и к их взаимодействию. Общим является формированием в структуре материала пачек двойников В2 фазы с габитусными плоскостями {113}, {112} и {114} и сопровождающего их дислокационного скольжения. При деформации кристаллов в предмартенситном интервале температур ($M_n < T < A_k$), который характеризуется неустойчивостью В2-решетки, наблюдается интенсивное образование малоугловой субструктуры по механизму прямого плюс обратного $V2 \rightarrow V19' \rightarrow V2$ мартенситного превращения. Высокая плотность границ позволяет эффективно релаксировать напряжения и достигать высоких степеней деформации до разрушения ($\epsilon \sim 60\%$) в этом интервале температур без промежуточных отжигов. Несмотря на множественность механизмов фрагментации, нанокристаллическое состояние, формирующееся при высоких степенях деформации в отдельных областях образца, обладает некоторой неоднородностью.

Деформация кристаллов при $T > M_d$ сопровождается сильной макролокализацией, которая приводит к развитию хрупкой трещины при $\epsilon \sim 20\%$. В работе обсуждаются причины макролокализации деформации.

Литература

1. Сурикова Н.С., Чумляков Ю.И. Механизмы пластической деформации монокристаллов никелида титана. //ФММ. – 2000. – Т. 89. – № 2. – С. 98–107.
2. Сурикова Н.С., Евтушенко О.В., Павлюк В.А. Локализация деформации и особенности температурной зависимости предела текучести в монокристаллах на основе никелида титана. //Физическая мезомеханика. – 2009. – Т. 12. – № 5. – С. 103-110.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА НАПРЯЖЕНИЯ ТЕЧЕНИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ В СПЛАВЕ Zr-2,5Nb ПРИ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Мурзинова М.А.¹, Srivastava D.², Шагиев М.Р.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Bhabha Atomic Research Centre, Trombay, Mumbai, India

mma@imsp.da.ru

В настоящее время активно разрабатываются комбинированные методы деформационной и термической обработки для получения наноструктуры в промышленных сплавах. Фазовые превращения, протекающие при этом, могут вносить дополнительный вклад в измельчение структуры. В частности, было показано, что изменение фазового состава титановых сплавов за счет контролируемого легирования водородом позволяет не только снизить усилия и/или температуру деформирования, но и обеспечивает уменьшение размеров структурных составляющих, формирующихся при тепловой деформации по сравнению с базовым сплавом. Фазовые и структурные превращения, протекающие в многокомпонентных сплавах титана при вакуумном отжиге, в ходе которого снижается содержание водорода до безопасного для эксплуатации уровня, приводят к формированию наноструктуры с размером кристаллитов $d \approx 30-70$ нм. Такой подход может быть применен и к другим металлам и сплавам, образующим широкую область твердых растворов водорода, например, к сплавам циркония.

В данной работе изучалось влияние содержания водорода и условий термической обработки на изменение структуры и напряжения течения в сплаве Zr-2,5Nb при тепловой деформации.

Опытные образцы насыщали водородом из газовой фазы до различных концентраций $C_H = 0,5-36$ ат. % при температуре двухфазной ($\alpha + \beta$)-области. Часть из них подвергали закалке из однофазной β -области. Все образцы деформировали до $e = 0,9$ по схеме одноосного сжатия при двух температурах, 700 °C ($0,47T_{пл}$) и 600 °C ($0,41T_{пл}$). Структурное состояние, полученное при деформации, фиксировали охлаждением в воду. Микроструктуру центральной части поперечного сечения деформированных образцов исследовали методами оптической и электронной микроскопии.

Показано, что водород стабилизирует β -фазу циркония при температурах выше эвтектоидного. $\beta_{Zr} \rightarrow \alpha_{Zr} + \beta_{Nb}$ превращения ($T_{эвт}$), снижает $T_{эвт}$ и критическую температуру образования мартенсита. В частности, при 700 °C доля β_{Zr} -фазы в сплаве Zr-2,5Nb увеличивается до 100% при $C_H \geq 15$ ат.%, а охлаждение в воду с 700 и 600 °C приводит к мартенситному превращению β_{Zr} -фазы в наводороженных образцах. В базовом сплаве после аналогичной обработки фиксируются β_{Zr} и β_{Nb} , соответственно. Увеличение доли β_{Zr} -фазы в двухфазной смеси ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$) при постоянной температуре, связанное с ростом содержания водорода в сплаве, приводит к снижению напряжений течения, тогда как с увеличением C_H в β_{Zr} -фазе напряжения течения резко возрастают: $s \sim C_H^2$.

Ультрамелкозернистая структура формируется в ходе деформации при 600 °C. Размер зерен/субзерен в сплаве Zr-2,5Nb с $C_H = 0,5$ ат.% (базовый сплав, нелегированный водородом) и с $C_H = 21$ ат.% составляет около $0,5$ и $0,3$ мкм, соответственно. Наиболее мелкая структура формируется в образцах сплава Zr-2,5Nb с содержанием водорода $14-21$ ат.%, которые перед деформацией были подвергнуты закалке в воду с 870 °C. В результате такой обработки β_{Zr} -фаза претерпевает мартенситное превращение. Последующий нагрев до температуры деформации приводит к распаду мартенситной структуры на тонкопластинчатую смесь фаз ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$). В ходе деформации в пластинах формируются границы разориентации, по которым развиваются процессы деления и сдвига, в результате чего формируется дисперсная равноосная микроструктура.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ VT1-0 И VT5-1 ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В α -ОБЛАСТИ

Мурзинова М.А.¹, Суфиярова Л.К.²

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

² *Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*

mma@imsp.da.ru, sufka@mail.ru

Сочетание обратимого водородного легирования с методами деформационной обработки позволяет получить наноструктуру в двухфазных сплавах титана. При этом формирование зерен размером несколько десятков нанометров происходит благодаря развитию процессов возврата, рекристаллизации и фазовых превращений, обусловленных водородом. Вопрос о роли названных процессов в формировании структуры остается открытым и требует, в частности, изучения влияния водорода на образование и миграцию внутрифазных границ раздела. В данной работе сделана попытка оценить влияние водорода на развитие рекристаллизации в α -сплавах титана с разным содержанием α -стабилизаторов замещения в условиях теплой деформации в однофазной α -области.

Образцы сплавов VT1-0 (Ti–0,32 Al–0,1 Fe) $\varnothing 10 \times 20$ мм и VT5-1 (Ti–5,4 Al–2,8 Sn) $\varnothing 10 \times 15$ мм с исходной крупнозернистой пластинчатой микроструктурой насыщали водородом из газовой фазы. Содержание водорода варьировали от 0,1 до 6 ат. %. Образцы деформировали при 650°C по схеме одноосного сжатия на степень $e = \ln h_k / \ln h_0 \approx -1$ с начальной скоростью $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Структуру исследовали в поперечном сечении исходных и деформированных образцов методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Показано, что добавление водорода в α -сплавы в количестве до 6 ат. % не приводит к значимым изменениям размера α -зерен, колоний и пластин. Средняя толщина α -пластин в сплавах VT1-0 и VT5-1 составляла 15 ± 3 и 10 ± 1 мкм, соответственно. При 20 °C в наводороженных сплавах наблюдаются гидриды пластинчатой формы, расположенные преимущественно на границах между α -пластинами. В обоих сплавах доля гидридной фазы возрастает при увеличении содержания водорода, но при близких концентрациях водорода в сплавах VT1-0 и VT5-1 их значительно больше в титане технической чистоты.

Увеличение содержания водорода приводит к снижению напряжений течения обоих сплавов при $e > 0,7$. Однако, вид кривых «напряжение – деформация» исследуемых сплавов качественно различается. Деформация сплавов на основе VT1-0 сопровождается непрерывным упрочнением, величина которого уменьшается с увеличением содержания водорода. При деформации сплавов на основе VT5-1 за стадией деформационного упрочнения следует продолжительная стадия разупрочнения, и установившегося течения при содержании водорода более 2 ат. %. Присутствие легирующих элементов замещения в α -фазе сплава VT5-1 приводит к увеличению его напряжений течения по сравнению со сплавом VT1-0 в 4 раза на начальных стадиях деформации и в 3 раза – на завершающих.

В ходе деформации исходная пластинчатая структура сплавов преобразуется в равноосную. С ростом концентрации водорода в сплавах увеличивается доля равноосных фрагментов структуры. По-видимому, рекристаллизация α -фазы при $T_d = 650^\circ\text{C} = 0,47T_{пл}$, развивается по непрерывному механизму. По данным просвечивающей электронной микроскопии размеры равноосных фрагментов, отличающихся по контрасту изображения, слабо зависят от содержания водорода и составляют около 1,5 и 0,5 мкм в сплавах VT1-0 и VT5-1, соответственно. Присутствие растворенного водорода способствует увеличению угла разориентировки между фрагментами и уменьшению среднего размера рекристаллизованных зерен, выявляемых методами оптической и растровой микроскопии.

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Zr-2,5%Nb ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Хасанова Г. Ф., Валиахметов О. Р., Галеев Р. М., Мулюков Р. Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
guzelechka-86@mail.ru*

Надежность и долговечность конструкций из циркониевых сплавов, применяемых в атомной промышленности, зависит от комплекса свойств, которые определяются наличием мелкозернистой микроструктуры. Одним из перспективных методов получения однородной мелкозернистой структуры в металлах и сплавах является деформационная обработка в условиях динамической рекристаллизации.

В работе исследовано влияние исходного структурного состояния, температуры, скорости и степени деформации на эволюцию структуры сплава Zr-2.5%Nb при изотермической осадке.

Изотермическую деформацию осадкой проводили при температурах 700 и 800°C со скоростями 5×10^{-3} и 5×10^{-4} с⁻¹ на 20, 35, 50 и 65%. Использовали образцы в различных исходных состояниях, отличающихся размером β -превращенных зерен.

Анализ зависимости кривых σ - ϵ , и микроструктурных изменений показал, что в ходе деформации развивается динамическая рекристаллизация, которая приводит к формированию мелкозернистой равноосной структуры. В центральной части осаженных образцов процесс полной трансформации колоний пластин в равноосные зерна наблюдали при температуре 800 °C после степени деформации 65%, а при 700°C - после степени деформации 80%.

Было показано, что размер рекристаллизованных зерен зависит от температуры деформации. При температуре деформации 800°C формируется однородная зеренная структура со средним размером зерен 3 мкм, при температуре деформации 700°C размер рекристаллизованных зерен составил 2 мкм. Материал с полученной однородной мелкозернистой структурой имеет повышенный уровень механических свойств.

Установлен характер влияния температуры и скорости деформации на эволюции структуры сплава Zr-2,5%Nb в процессе динамической рекристаллизации. Снижение температуры с 800 до 700°C приводит к формированию более мелкозернистой структуры, а уменьшение скорости деформации от 5×10^{-3} до 5×10^{-4} с⁻¹ к повышению однородности структуры.

Исследовано влияние температурно-скоростных режимов деформации на макро- и микрооднородность структуры образцов сплава Zr-2,5%Nb при изотермической осадке. Показано, что с повышением температуры, или снижением скорости деформации повышается однородность рекристаллизованной структуры.

На основе полученных результатов определены термомеханические режимы получения однородной ультрамелкозернистой структуры сплава. Методом всесторонней изотермическойковки со снижением температурыковки, начиная с 700 до 450°C, были получены образцы с размером зерен 1,5-2 мкм при температуре деформации 700°C, 0,6-0,7 мкм при температуре деформации 500-550°C, и 0,5 мкм при температуре деформации 450°C.

Проведена оценка механических свойств сплава Zr-2,5%Nb с ультрамелкозернистой структурой.

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОЕ АЛИТИРОВАНИЕ И БОРОАЛИТИРОВАНИЕ И ДОПОЛНИТЕЛЬНАЯ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНА

Карпий С.В.¹, Ващук Е.С.¹, Будовских Е.А.¹, Иванов Ю.Ф.², Громов В.Е.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк

²Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН, г. Томск
budovskih_ea@physics.sibsiu.ru

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) состоит в изменении структурно-фазовых состояний и свойств металлов и сплавов путем оплавления и насыщения поверхности импульсной плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва проводников. Обладая рядом достоинств, плазменные способы поверхностного легирования, и в частности ЭВЛ, приводят к формированию резких градиентов по глубине зоны легирования и на границе с зоной термического влияния, сопровождаются незавершенностью структурно-фазовых превращений. В случае ЭВЛ ограничения области его возможного практического использования связаны также с формированием высокоразвитого рельефа поверхности. Анализ состояния проблемы показывает, что ее решение в случае ЭВЛ возможно при использовании дополнительной электронно-пучковой обработки (ЭПО) поверхности обработки. Вместе с тем, работы, выполненные в настоящее время по изучению результатов совместного использования ЭВЛ и ЭПО, еще не позволяют выработать развитые модельные представления о процессах и механизмах упрочнения. Целью настоящей работы было установление закономерностей влияния ЭПО на рельеф поверхности, строение и структурно-фазовые состояния и свойства зоны ЭВЛ технического титана после электровзрывного алитирования и бороалитирования.

В результате выполнения работы показано, что ЭПО поверхности ЭВЛ приводит к сглаживанию рельефа, образованного вследствие оплавления поверхности, конвективного перемешивания расплава под давлением плазменной струи, конденсации на поверхности из тыла струи капельного компонента продуктов взрыва алюминиевой фольги и частиц порошка аморфного бора, вводимого в струю при обработке. Происходит залечивание микротрещин и микропор. Сканирующая электронная микроскопия поперечных шлифов показала, что по глубине зоны комбинированного воздействия располагаются три слоя, закономерно связанные друг с другом: приповерхностный слой, граница которого определяется глубиной ЭПО; промежуточный слой с измененным фазовым составом, вызванным ЭВЛ; слой термического влияния, в котором упрочнение достигается вследствие структурно-фазовых изменений основы сплава. Общая глубина зоны воздействия при электровзрывном алитировании и последующей ЭПО составляет 30 мкм, при бороалитировании и последующей ЭПО – 60 мкм. При этом тонкий нанокompозитный слой вблизи поверхности обработки и тонкий наноструктурный слой на границе с основой, характерные для ЭВЛ, не обнаружены. Установлено, что упрочнение достигается вследствие формирования многофазной структуры, содержащей нано- и микрокристаллические частицы интерметаллидов системы титан–алюминий, а также бориды алюминия и титана различной морфологии. Исследования позволили определить режимы комбинированной обработки технически чистого титана, приводящие к кратному повышению функциональных свойств. После электровзрывного бороалитирования и последующей ЭПО микротвердость поверхности возрастает в пять, а износостойкость в условиях сухого трения скольжения в семь раз по сравнению с исходным состоянием.

Работа выполнена при поддержке Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332), Аналитической ВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» на 2009–2010 гг. (проект 2.1.2/546).

ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ ЗЕРНИСТОГО СТЕКЛА, НАСЫЩЕННОГО ДИОКСИДОМ УГЛЕРОДА В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 290-450К И ДАВЛЕНИИ 3,432МПа

Гусейнов Г.Г.

*Учреждение РАН Институт физики им. Х. И. Амирханова
Дагестанского научного центра РАН, г. Махачкала, Россия
guseinovgg@mail.ru*

В последнее время, в физике конденсированной среды большое внимание уделено исследованию процессов переноса тепла в материалах с неупорядоченной структурой - жидкостям, стеклам, пористым средам, поры которых заполнены различными веществами.

Работа была проведена с целью изучения поведения эффективной теплопроводности ($\lambda_{эфф}$) пористого стекла, насыщенного диоксидом углерода (CO_2), в широкой области параметров состояния. Ставилась задача по определению механизмов передачи тепла в пористом стекле, насыщенном CO_2 , изучалось влияние на $\lambda_{эфф}$ температуры и давления, оценивалась роль молекул CO_2 , находящихся внутри пор, на поведение $\lambda_{эфф}$ пористого стекла.

В качестве объектов исследования были выбраны пористые спеченные материалы из стекла, имеющие твердый каркас и взаимопроникающие поры, которые являются моделями различных гетерогенных сред. Другим объектом исследования было выбрано чистое вещество CO_2 , у которого λ достаточно хорошо изучена.

Измерения λ проведены абсолютным стационарным методом плоского горизонтального слоя, при помощи высокоточного устройства, с погрешностью, не превышающей 1,2%.

Исследования λ проводили по изобарам при фиксированной температуре.

В работе приведены результаты экспериментального исследования $\lambda_{эфф}$ пористого стекла, насыщенного CO_2 в интервале температур 290-450К при давлении 3,432МПа.

Показано, что с увеличением температуры $\lambda_{эфф}$ пористого стекла, насыщенного CO_2 , в интервале температур 290-450К растет, почти по линейному закону, и ее рост 14,11%.

Рассматривалась иерархия теплопроводности веществ, исследованных автором, а также приведены значения теплопроводности материалов, имеющиеся в литературе.

Показано, что в одном и том же пористом стекле, насыщенном диоксидом углерода, при одних и тех же параметрах $\lambda_{эфф}$ больше, чем в вакуумированном.

Показывается, что пористые стекла, насыщенные флюидом представляют систему, состоящую из многих фаз – (твердое тело, жидкость и газ), и тепло передается через скелет каркас (зерно), контактные пятна, молекулами газа или жидкостью, и излучением.

В работе выявлялись механизмы передачи тепла в пористом стекле, насыщенном CO_2 , оценены доли кондуктивной, конвективной и радиационной составляющих передачи тепла.

Также, рассмотрены вопросы, касающиеся контактных термических сопротивлений.

Выявлена роль молекул CO_2 , на поведение $\lambda_{эфф}$ пористого стекла. Объяснен, факт того, что $\lambda_{эфф}$ пористого стекла, насыщенного CO_2 , меньше λ стекла матрицы.

Результаты экспериментального исследования $\lambda_{эфф}$ пористого стекла, насыщенного CO_2 , сравнены с вычисленными значениями $\lambda_{эфф}$ пористого стекла, насыщенного CO_2 , полученным по известным из литературы уравнениям, и сделаны соответствующие выводы.

Показывается, что передача тепла в пористых материалах, в основном, осуществляется по скелету–матрице, и только его часть передается по флюиду, находящемуся в межпоровом пространстве.

Полученные результаты λ пористых стекол могут внести определенный вклад в деле более точного выявления механизмов передачи тепла λ в стеклах, в исследованном интервале температур и давлений.

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРИРОВАННОЙ СОЛНЕЧНОЙ РАДИАЦИИ НА ПРОЦЕССЫ СИНТЕЗА СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Пайзуллаханов М.С., Файзиев Ш.А, Нурматов Ш.А., Мухсимов С.С.

*Институт материаловедения НПО «Физика-Солнце» АН РУз,
г. Ташкент, Республика Узбекистан
fayz@bk.ru*

Синтез материалов путем плавки сырья может проводиться с помощью различных высокотемпературных источников нагрева – плазменный, высокочастотный, лазерный, газопламенный. Использование таких источников нагрева в окислительной среде не всегда является эффективным. В этом плане использование концентрированной солнечной энергии является экологически чистым, экономически выгодным. При естественной солнечной радиации 800 Вт/м^2 Большая Солнечная Печь (БСП) может концентрировать лучи Солнца в центре фокального пятна ($\varnothing=80\text{см}$) до 1000 Вт/см^2 , что позволяет практически работать со всеми высокотемпературными материалами в воздушной среде. Автоматизированная система управления гелиостатами позволяет регулировать плотность потока и получать квазиравномерное облучение в фокусе. При этом возможен последовательный или одновременный ввод потока концентрированного солнечного излучения на плавильную печь. Пирометрическими измерениями выявлено, что при постепенном вводе концентрированного потока солнечной энергии скорость нагрева составляет $100\text{-}200 \text{ град/с}$, а при быстром – $500\text{-}600 \text{ град/с}$. Кроме того, возможна выдержка расплава в течение определенного времени под воздействием концентрированного светового потока. Указанные технические параметры БСП вполне достаточны для плавления стекол для синтеза стеклокерамических материалов различного состава и микроструктуры и, как следствие, с различными свойствами.

Для получения стеклокерамических материалов были использованы рудные отходы вольфрамового месторождения Узбекистана. Плавка сырья осуществлялась на БСП. Значение плотности концентрированного потока солнечной энергии Q варьировалась в интервале $100 - 150 \text{ Вт/см}^2$. Скорость охлаждения расплава составляла 10^3 град/с .

Полное проплавление шихты (время плавления составляло 20 мин.) осуществлялось при мощности потока 100 Вт/см^2 . Однако, наиболее качественные отливки (гомогенность, однородность, осветленность) были получены при мощности потока 150 Вт/см^2 . При этом скорость ввода потока не оказывала существенного влияния на качество отливок. Влияние времени выдержки расплава связано с изменением его вязкости, уменьшение которой облегчает подъем воздушных пузырей к поверхности расплава и выход их из стекломассы. Учитывая, что наличие дополнительных поверхностей раздела стекло-воздух способствует возникновению неконтролируемых центров кристаллизации, необходимо было обеспечить повышение температуры расплава за счет увеличения мощности лучистого потока. Для осветления стекла необходимо выдерживать расплав в течение 30 минут при мощности лучистого потока 150 Вт/см^2 . Отметим, что при увеличении мощности потока от 100 Вт/см^2 до 150 Вт/см^2 при постоянной скорости охлаждения расплава стекло меняет цвет от темно-коричневого до черного, что обусловлено переходом Fe^{3+} в Fe^{2+} . Как показал рентгенофазовый анализ, основными кристаллическими фазами при этом являются авгит $\text{CaFe}_2\text{SiO}_6$ ($d=3,24; 2,98; 2,96; 2,57; 2,52; 1,62 \text{ \AA}$) и диопсид-геденбергит $\text{Ca}(\text{Fe},\text{Mg})\text{Si}_2\text{O}_6$ ($d=2,99; 2,94; 2,53; 1,61 \text{ \AA}$) (рис.6). С ростом мощности потока до 150 Вт/см^2 наблюдается также увеличение количества диопсида-геденбергита по сравнению с авгитами. Полученный материал проявлял высокие механические свойства.

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ИЗМЕРЕНИЯ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ, НАСЫЩЕННЫХ ФЛЮИДАМИ В ШИРОКОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР И ДАВЛЕНИЙ

Гусейнов Г. Г.

*Учреждение РАН Институт физики им. Х.И. Амирханова
Дагестанского научного центра РАН, г. Махачкала, Россия
guseinovgg@mail.ru*

В последнее время интенсивно исследуются материалы, обладающие специфическими физико-химическими свойствами – наноматериалы, и зернистые среды, насыщенные флюидами. Вместе с тем, почти не изучены теплофизические свойства этих материалов, и в частности, коэффициент теплопроводности (λ). Одна из причин того, что λ наноматериалов недостаточно исследована, является то, что отсутствуют надежные устройства для измерения λ .

В работе описывается высокоточное устройство, основанное на методе параллельных пластин с тепловой защитой, позволяющее исследовать λ зернистых сред и наноматериалов в интервале температур 100К – 700К, и различных давлениях, включая окрестности фазовых переходов и критического состояния вещества. Предлагаемое устройство для измерения λ содержит измерительный прибор и ячейку, снабженную сильфоном. Измерительный прибор изготовлен из меди, константана (медно-никелевый сплав – 60% Cu + 40% Ni) и асбоцемента. В нем за счет наличия охранной системы, создается направленный поток тепла от внутреннего нагревателя через слой исследуемого вещества сверху вниз к „холодильнику”. Тепловые потери от внутреннего нагревательного блока контролируются тремя охранными стаканами: двумя металлическими-константановыми, и расположенным между ними основным стаканом, изготовленным из теплоизолятора.

В работе показывается, что конструкция прибора представляет собой две поверхностные дифференциальные термодпары. Электрический сигнал поверхностной дифференциальной термодпары пропорционален разности температур на поверхностях основного охранный стакана теплоизолятора - диэлектрика, а нулевое значение сигнала означает отсутствие потока тепла через нее. Основной охранный стакан изготовлен из теплоизолятора – асбоцемента. Измерительная ячейка состоит из двух металлических дисков, изготовленных из однородного металла (сталь 12X18H10T), и снабжены термодпарами T_2 и ΔT . Верхний диск условно называется „горячей” пластиной, а нижний - „холодильником”.

В работе обоснован выбор конструкционных материалов для изготовления устройства. Заправку ячейки исследуемым раствором, расплавом, газом производили по каналам, находящимся в „холодильнике”, и выходящим в пространство, образованное „горячей” и „холодной” пластинами и перемычкой. При измерении λ исследуемое вещество полностью герметизировано в зазоре между пластинами и перемычкой. Измерительная ячейка размещается под измерительным прибором, зажимаясь прессом, приводится в плотный тепловой контакт с ней и помещается в автоклав, и термостатируется.

λ оценивали при помощи закона Фурье по формуле для стационарного метода плоского горизонтального слоя:

$$\lambda = P \cdot L \cdot S^{-1} \cdot \Delta T^{-1} \quad (1),$$

где: λ - коэффициент теплопроводности [$\text{Вт} \cdot \text{м}^{-1} \cdot \text{К}^{-1}$];

P - мощность внутреннего нагревателя, прошедшая через образец [Вт];

L - толщина образца [м]; S - эффективная рабочая поверхность [м^2];

ΔT - перепад температуры на образце [К].

Устройство позволяет с погрешностью, не превышающей 1,2% исследовать λ зернистых материалов, насыщенных флюидами в интервале температур 100-700К и давлениях до 100МПа, включая окрестности фазовых переходов и критического состояния вещества.

Устройство не имеет аналогов у нас в стране и за рубежом.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{Zr}_{20})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$

¹Трегубов И.М., Стогней О.В., ²Смолякова М.Ю.

¹Воронежский государственный технический университет

²Научно-образовательный и инновационный центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» Белгородский государственный университет
ilia.tregybov@mail.ru

Исследованы механические свойства тонкопленочных покрытий из наногранулированных композиционных сплавов металл-керамика. Композиты $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ и $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{Zr}_{20})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ были получены методом ионно-лучевого распыления составных мишеней. Осаждение материала производилось на ситалловые подложки СТ-60. Толщина полученных покрытий составляла ~ 5 мкм. Наногранулированность структуры композитов подтверждалась электронно-микроскопическими исследованиями более тонких образцов (600 – 800 Å), напыленных на монокристаллы NaCl.

Трибологические испытания композиционных покрытий проводили на автоматизированной машине трения (High-Temperature Tribometer, CSM Instruments, Швейцария) по схеме испытания “шарик-диск”. Испытания соответствуют международным стандартам ASTM G99-959, DIN50324. Непосредственно в процессе испытаний определялся коэффициент трения и сила трения трущейся пары. После испытания производилась оценка износа образца и контртела. Измерения коэффициентов трения и силы трения трущейся пары выполнялась на воздухе при нагрузке на индентор от 2 Н до 7 Н и скорости 7 см/сек. Длительность испытаний определялась линейным расстоянием, пройденным шариком по поверхности исследуемого образца, которое составляло 200 метров. В качестве материала контртела был выбран оксид алюминия.

Исследование чистой ситалловой подложки показало, что увеличение нагрузки не приводит к существенному изменению размерного коэффициента износа (полученные значения варьировались от 203,6 до 226,3 $\text{мм}^3 \text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}, 10^{-6}$). Нанесение на ситалловую подложку наногранулированного композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{Zr}_{20})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ приводит к увеличению износостойкости измеренной при нагрузке 2Н более чем на три порядка. Размерный коэффициент износа уменьшился до 0,3791 - 1,289 $\text{мм}^3 \text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}, 10^{-6}$, в зависимости от содержания металлической фазы (возрастание концентрации $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{Zr}_{20}$ в композите приводит к снижению его износостойкости). Исследование профилограмм в области следа от индентора показало, что проникновение корундового индентора в чистый ситалл при нагрузке 2 Н достигает 12 мкм, в то время как в случае покрытий она не превышает 0,5 мкм. При увеличении нагрузки до 4 Н глубина проникновения индентора увеличивается до 6-7 мкм, что превышает толщину композитной пленки и связано, по всей видимости, с ее разрушением.

Покрытия $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ также обладают более высокой износостойкостью по сравнению с ситаллом, увеличение концентрации металлической фазы приводит к росту износостойкости (от 5,414 до 1,596 $\text{мм}^3 \text{Н}^{-1}\text{м}^{-1}, 10^{-6}$ при нагрузке 2Н). Разрушение покрытия из композита $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20})_x(\text{CaF}_2)_{100-x}$ происходит при более высокой по сравнению с $(\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{Zr}_{20})_x(\text{Al}_2\text{O}_3)_{100-x}$ нагрузке, достигающей 7Н.

Коэффициент трения для всех исследуемых образцов остается примерно одинаковым и составляет 0,8-0,9.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФГУП «Турбонасос».

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ АЗОТИРОВАНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6 В ПЛАЗМЕ НЕСАМОСТОЯТЕЛЬНОГО ДУГОВОГО РАЗРЯДА НИЗКОГО ДАВЛЕНИЯ

Смолякова М.Ю., Вершинин Д.С.

*НОиИ Центр «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» БелГУ, г. Белгород, Россия
SmolyakovaMarina@bsu.edu.ru*

В настоящее время для производства режущих, колющих, отслаивающих групп медицинских инструментов применяют высокохромистые стали мартенситного класса и нержавеющие мартенситно-стареющие стали. Основными недостатками этих сталей являются, прежде всего, низкая коррозионная стойкость, недостаточная твердость, низкая устойчивость к биологическим средам организма человека, магнитные свойства, затрудняющие их использование при большинстве операций. Таким образом, представляется целесообразным поиск новых материалов с оптимальным сочетанием физико-химических свойств, для широкого применения в производстве медицинского инструмента. Титан и титановые сплавы, благодаря своим уникальным свойствам таким, как низкая плотность, низкий модуль упругости, высокая коррозионная стойкость, немагнитность и биосовместимость могут стать таким материалом. Однако, низкая твердость не позволяет изготавливать из него высококачественный режущий инструмент.

Азотирование является одним из наиболее эффективных способов обработки, повышающих твердость, износостойкость, коррозионную стойкость. Проведение процесса азотирования в плазме несамостоятельного дугового разряда низкого давления позволило сократить время насыщения, исключить деформацию изделий, сохранить высокую частоту поверхности, существенно снизить температуру процесса.

В рамках настоящей работы представлены результаты исследования влияния состава газовой смеси при азотировании на изменение структуры и свойств титанового сплава VT6 в крупнозернистом (КЗ) и субмикроструктурном состояниях (СМК).

Азотирование выполняли при температуре 400⁰С в течение 40 минут в смеси газов азот-аргон. При этом процентное содержания аргона в газовой смеси варьировалось от 5% до 25%. Исследования структуры и свойств VT6 в КЗ и СМК состояниях после азотирования осуществляли с помощью растрового и просвечивающего электронных микроскопов, автоматического микротвердомера, контактного механического профилометра и автоматической машины трения (высокотемпературный трибометр).

В результате проведенных исследований было показано, что азотирование при температуре 400⁰С дает принципиальную возможность проведения процесса для титанового сплава VT6 в СМК состоянии с сохранением в объеме материала предварительно сформированной структуры. Исследование морфологии поверхности показало, что при азотировании в газовой смеси с содержанием аргона 95% формируется слой с мелкодисперсными частиц глобулярной формы размерами от 20 до 120 нм и наблюдается максимальная толщина нитридной зоны, которая препятствует дальнейшей диффузии азота в объем материала. При уменьшении концентрации азота до 75% изменяется фазовый состав азотированного слоя, на поверхности отсутствуют частицы нитрида титана, толщина нитридного слоя минимальная. Измерение поверхностной микротвердости показали, что увеличение концентрации аргона в газовой смеси приводит к увеличению поверхностной микротвердости. Максимальная микротвердость на поверхности наблюдается при азотировании в газовой смеси 25%Ar + 75%N₂. Процентное увеличение микротвердости на поверхности для образцов в СМК состоянии больше, чем для материала в КЗ.

Для титанового сплава VT6 в СМК состоянии образование на поверхности мелкодисперсных частиц нитрида титана и протяженного нитридного слоя приводит к значительному росту интенсивности износа.

НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ ЯДЕРНАЯ РЕАКЦИЯ ДЕЙТЕРИЯ В ПАЛЛАДИЕВОЙ МЕМБРАНЕ

Афоничев Д.Д.¹, Галкин Е.Г.², Хуснуллин А.М.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Институт органической химии УНЦ РАН, г. Уфа

afon@imsp.da.ru

Исследование холодного ядерного синтеза, предложенного М. Флейшманом и С. Понсом в 1989 году [1], до сих пор не получило признания из-за отсутствия значительного количества продуктов ядерных реакций. Поэтому целью нашей работы последних лет было создание экспериментальной установки, позволяющей произвести синтез заметного количества этих продуктов.

Ранее нами было показано образование трития при деформировании предварительно насыщенного дейтерием титанового сплава, однако концентрация ³T была незначительная, отчасти из-за короткой длительности процесса $\tau \approx 30$ мин. Из результатов предыдущих наших работ был предложен механизм образования трития, как результата взаимодействия дейтронов в металлической матрице [2].

Планируя эксперимент, мы исходили из следующих предпосылок:

1. процесс синтеза продуктов холодного ядерного синтеза должен быть непрерывным,
2. эксперимент необходимо проводить при повышенной температуре, чтобы увеличить скорость диффузии дейтерия в металле,
3. необходимо обеспечить неравновесные условия пребывания дейтерия в металле.

Самым простым вариантом, позволяющим учесть все три условия, является проведение процесса в газовой фазе в атмосфере дейтерия. Поскольку процесс происходит на поверхности металла, наличие реакции наиболее хорошо должно проявиться при пропускании дейтерия через мембрану.

В настоящей работе проводилась экспериментальная проверка ранее предлагавшегося механизма протекания [2,3] низкоэнергетических ядерных реакций (LENR) в металлической матрице.

Экспериментальная установка состоит из металлической камеры, в которой располагалась система нагрева. Внутри этой системы находился цилиндр с закрепленной в нем мембраной. Мембрана предварительно подвергалась деформационно-термическому воздействию для получения необходимой структуры. Эксперимент проводился после напуска в камеру дейтерия до давления близкого к $P=0,1$ МПа. Затем включался, с одной стороны мембраны тлеющий разряд. Вблизи другой стороны мембраны измерялась температура с выводом ее на компьютер.

Обсуждаются результаты протекания реакции на наноразмерных дефектах кристаллического строения, а также объяснение механизма возникновения колебаний температуры вблизи мембраны.

Литература

1. Fleischmann M., Pons S. - J.Electroanal, 1989,v.261,p. 301.
2. Afonichev D.D. Mechanism of cold fusion via tritium channel, Int. J. Hydrogen Energy, 2006, V. 31,No 4, pp. 551-553.
3. Afonichev D.D. Resonance transfer of neutron from deuteron – mechanism of low energy nucleus reactions in metals, Proceedings of ICCF13, 2007Sochi, Russia, Ed. Yu. Bazhutov, Moscow, 2008, pp. 550-553.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДЕЙТРОНОВ И ПРОТОНОВ В ПАЛЛАДИЕВОЙ МЕМБРАНЕ

Афоничев Д.Д.

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

Протекание низкоэнергетических ядерных реакций наблюдали при исследовании материалов с высокой растворимостью изотопов водорода: палладия, титана и некоторых других сплавов и веществ. Совершенно очевидно, на наш взгляд, что собственные свойства металлической матрицы определяют не только способность материала накапливать дейтроны, но также и возможность движения и взаимодействия ядер дейтерия. Поэтому процессы, происходящие при ядерном синтезе, должны быть чувствительны к структуре используемых металлов и сплавов.

Ранее нами были обнаружены колебания температуры вблизи поверхности палладиевой мембраны при проведении эксперимента в атмосфере дейтерия [1]. С одной стороны мембраны включался тлеющий разряд, а вблизи другой поверхности производились температурные измерения. Электрический разряд в газе сам по себе является сложным явлением, поэтому для доказательства того, что зарегистрированные нами колебания температуры относятся к процессам, протекающим в мембране, а не в разряде, необходимо проведение эксперимента в атмосфере другого газа. Для этой цели идеально подходит обычный водород, который по всем своим физическим и химическим свойствам подобен дейтерию, однако в составе его ядра отсутствует нейтрон, который необходим при протекании низкоэнергетической ядерной реакции по предложенному нами механизму [2].

При анализе возможности взаимодействия дейтронов в металлической матрице очень наглядно проведение эксперимента последовательно на одной мембране с дейтерием и с обычным водородом, а затем снова с дейтерием в идентичных условиях без разборки рабочей камеры.

В работе приводятся результаты серии таких экспериментов. Показано, что в экспериментах в атмосфере обычного водорода колебания температуры отсутствуют, при возвращении к атмосфере дейтерия вновь появляются. На основании полученных данных можно сделать однозначный вывод о том, что температурные колебания, зарегистрированные ранее, связаны с взаимодействием дейтронов в палладиевой мембране. Взаимодействие протонов в этих же условиях не происходит.

Полученные результаты подтверждают предложенный нами механизм протекания низкоэнергетических ядерных реакций дейтерия в металлической матрице.

Литература

1. Афоничев Д.Д., Галкин Е.Г., Хуснуллин А.М. Низко энергетическая ядерная реакция дейтерия в палладиевой мембране, Сборник тезисов, Уфа, 2010.
2. *Afonichev D.D.* Mechanism of cold fusion via tritium channel, Int. J. Hydrogen Energy, 2006, V. 31, No 4, pp. 551-553.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТОНКОЙ ПОЛИМЕРНОЙ ПЛЕНКИ ДЛЯ РЕГИСТРАЦИИ ТЕМПЕРАТУР ВОЗВРАТА НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛОВ

Набиуллин И.Р., Лачинов А.Н.

*Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа
ilsurufa82@mail.ru*

В настоящей работе показана возможность регистрации температур возврата нанокристаллических металлов, подвергнутых интенсивной пластической деформации (ИПД), с помощью тонких пленок полимерного диэлектрика. Предлагается новая методика диагностики различных структурных и фазовых превращений в металлах основанная на регистрации изменения положения уровня Ферми металла.

Суть метода заключается в создании потенциального барьера между исследуемым металлом и измерительным электродом. Для создания барьера использовалась тонкая пленка несопряженного полимерного диэлектрика с нелинейными электрофизическими свойствами. Ток через такую структуру является инжекционным, поэтому изменение уровня Ферми в металле вносит вклад в характер протекающего тока.

Экспериментальные образцы представляли собой многослойную структуру металл1 – полимер – металл2. Где металл1 – исследуемые металлы (нк-Cu, нк-Ni), металл2 (измерительный электрод) – металл который не испытывает никаких структурных или фазовых превращений в выбранном интервале температур.

В качестве полимерной прослойки был выбран полимер из класса полигетероариленов – полидифениленфталид (ширина запрещенной зоны 4,2 эВ, температура размягчения - 420⁰С). В этом полимере ранее наблюдались аномалии в проводимости при относительно небольших внешних воздействиях [1,2].

Нанокристаллическая структура в выбранных металлах достигалась методом ИПД кручением ($P=6$ ГПа, $\alpha=5$ об.) и идентифицировалась методами электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и сканирующей туннельной микроскопии. Известно, что при таком воздействии в металлах происходит изменение эффективной работы выхода электрона (ЭРВ), оценка которого дает величину более 0,1 эВ [3]. В ходе же низкотемпературного отжига произойдет восстановление начального значения ЭРВ, что и должно отразиться на параметрах потенциального барьера на границе металл-полимер и соответственно на протекании инжекционного тока в системе металл1-полимер-металл2.

В результате проведенных исследований было установлено, что при температурах возврата нанокристаллических металлов ($T \sim 0,4T_{\text{плав.}}$) наблюдается скачкообразное увеличение значения инжекционного тока, причем характер изменения имеет платообразный характер. Так же выявлена закономерность интенсивности пиков инжекционного тока от количества циклов нагрев-охлаждение.

В докладе обсуждается механизм работы многослойной металл-органической структуры и перспективы использования предложенного метода.

Литература

1. Корнилов В.М., Лачинов А.Н. Электропроводность в системе металл-полимер - металл: роль граничных условий. // ЖЭТФ т.111, №.4, с.1513 (1997)
2. Lachinov A., Zherebov A., Kornilov V., Zolotukhin M. Metal phase in electroactive polymer induced by uniaxial preassure. // Synth. Metals v.84, p.735 (1997)
3. Лоскутов С.В., Левитин В.В., Погосов В.В., Правда М.И. Изменение работы выхода электронов под влиянием деформирования металла // ФММ т.79, №5, с.3 (1995).

ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В ТРОЙНЫХ СИСТЕМАХ НИТРАТЫ АМИНОВ - НИТРАТЫ S-, P-, D-, F- ЭЛЕМЕНТОВ – ВОДА ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НОВЫХ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Боева М.К., Аминова Н.А., Ильтуганов А.Я., Половинкин В.А.

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

Одна из важнейших задач при разработке теоретических основ синтеза оксидных соединений РЗЭ $\text{Ba}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-\delta}$ (123) и $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_{10}$ (2212) из водных растворов - это оптимизация процессов термического разложения полупродуктов. В этом случае возникают проблемы, связанные с нахождением условий повышения растворимости исходных солевых компонентов в исследуемых системах и поиском условий разрушения гидратных оболочек катионов металлов и внедрения вместо молекул воды различных лигандов, приводящих к интенсивному разложению продуктов взаимодействия. Энергия, выделяемая при разложении, и будет предопределять качество полученных прекурсоров при синтезе высокотемпературных сверхпроводников или других мелкодисперсных порошкообразных материалов.

Поэтому актуально моделирование и изучение фазообразования, фазовых равновесий и взаимодействия в трехкомпонентных системах с участием нитратов аминов с водными растворами нитратов иттрия, РЗЭ, а также некоторых s-, p-, d- и f – элементов при различных температурах.

В работе представлены экспериментальные данные по исследованию фазовых равновесий в 14 тройных водно-солевых систем нитраты пиридина, (пиперидина) – нитраты неодима, (иттрия, кальция, стронция, цинка, алюминия) – вода при температурах 25 и 50⁰С. Установлено, что все системы являются системами с химическим взаимодействием. Определены области гомогенных растворов и размеры полей кристаллизации исходных солевых компонентов и вновь образованных химических соединений.

Обнаружено и выделено 19 новых нитратных комплексов, которые идентифицированы методами рентгенофазового, ИК и ПМР спектроскопии широких линий, изучено их термическое поведение. Показано, что на характер взаимодействия оказывает влияние эффект «внешнесферного катиона».

Полученные результаты исследований позволили синтезировать емкие гетерополиядерные нитратные комплексы, при обжиге которых получены ультрадисперсные сложнооксидные системы состава 123, 2223, нанодисперсный оксид цинка и рентгеноаморфный оксид алюминия.

ON THE GRAIN-SIZE MEASUREMENTS IN HEAVILY DEFORMED MATERIALS

Mironov S., Sato Y.S. and Kokawa H.

*Department of Materials Processing, Graduate School of Engineering, Tohoku University,
6-6-02 Aramaki-aza-Aoba, Sendai 980-8579, Japan*

smironov@material.tohoku.ac.jp

There is currently strong academic and commercial interest in the development of structural materials with ultra-fine grain structures via severe plastic deformation (SPD). The microstructure control in such materials is therefore one of the pronounced trends in the modern Material Science. In an attempt to improve the basic physical understanding of the SPD-induced microstructures, the present study is focused on the problems of the grain size measurements in heavily deformed materials.

The grain definition in the terms of standard terminology is considered in the context of the specific nature of the SPD-induced microstructure. It is shown that the real microstructures observed in the heavily deformed materials are frequently characterized by a significant orientation spread and discontinuous (high-angle) grain-boundary network and thus cannot be described adequately in the conventional terms of grains.

The standard grain-size-measurement methods are critically reviewed. It is demonstrated that the standard methods are preferentially based on the optical microscopy and thus are not adequate for the characterization of the real microstructures in the heavily deformed materials.

The challenges of the quantification of the SPD-induced microstructures are discussed.

ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕДИ ПОСРЕДСТВОМ КРИОГЕННОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Конькова¹ Т.Н., Миронов^{1,2} С.Ю., Корзников¹ А.В.

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

² *Университет Тохоку, Департамент Обработки Материалов, Высшая Школа Инженеров, 980-8579, Сендай, Арамаки-аза-Аоба, 6-6-02, Япония*

E-mail: konkova_05@mail.ru

Значительные трудности, связанные с получением массивных нанокристаллических (НК) материалов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) в некоторых конструкционных материалах, вынуждают исследователей искать новые, более эффективные пути радикального измельчения микроструктуры. Одной из таких попыток является идея деформации при экстремально низких абсолютных температурах (например, при температурах жидкого азота) – так называемая, криогенная деформация. Предполагается, что очень низкие температуры подавляют процессы динамического возврата/рекристаллизации, стимулируют механическое двойникование и, таким образом, способствуют формированию предельно мелкозернистых микроструктур.

В данной работе оценивалась целесообразность криогенной деформации для получения НК-структуры в технически чистой меди. С этой целью были исследованы (1) особенности эволюции микроструктуры в условиях деформации при температуре жидкого азота, (2) стабильность структуры криогенно-деформированного материала в условиях длительного хранения при комнатной температуре и (3) эффективность криогенной деформации для измельчения размеров зерен по сравнению с деформацией при комнатной температуре.

Было установлено, что эволюция микроструктуры в ходе криогенной прокатки представляет собой довольно сложный процесс, в котором преобладает геометрический эффект деформации, но также имеет место непрерывная рекристаллизация и механическое двойникование. Анализ текстуры выявил формирование «текстуры латуни» $\{110\}\langle 112\rangle$ вместо «текстуры меди» $\{112\}\langle 111\rangle$, которая обычно образуется при прокатке меди. Данный факт был интерпретирован как косвенный признак подавления термоактивируемого двойного поперечного скольжения в криогенных условиях деформации.

Показано, что структура криогенно-деформированной меди является нестабильной при длительной выдержке при комнатной температуре. Если величина накопленной деформации относительно мала, то в материале имеет место частичная рекристаллизация и сопутствующее формирование двойников отжига. Если же величина криогенной деформации достаточно велика, то в материале может иметь место аномальный рост зерен.

Показано, что криогенная деформация не обеспечивает формирование НК-структуры в меди и, более того, не способствует радикальной интенсификации процесса измельчения микроструктуры по сравнению с деформацией при комнатной температуре.

ФОРМИРОВАНИЕ РЕГЛАМЕНТИРОВАННЫХ СТРУКТУР И СВОЙСТВ В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Валитов В.А., Утяшев Ф.З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Valitov@imsp.da.ru

На примере деформируемого никелевого сплава типа Ni-13Cr-10,7Co-4,6Mo-3,4Nb-3,2Al-2,6Ti-2,8W и сплава Astroloy показано, что за счет контролируемого изменения режимов деформации и термической обработки в полуфабрикатах и деталях могут быть созданы регламентированные структурные состояния, обеспечивающие заданное сочетание технологических и эксплуатационных свойств.

Показана возможность использования локальной схемы формообразования в температурно-скоростном режиме сверхпластичности (СП) для получения деталей типа диск с регламентированным изменением микроструктуры по сечению (мелкозернистой структуры типа микродуплекс в ступице, смешанной типа “ожерелье” в полотне и крупнозернистой с извилистыми границами зерен в ободе диска).

Результаты механических испытаний образцов свидетельствуют, что такое регламентированное изменение микроструктуры по сечению обеспечивает повышенный комплекс свойств различных зон изделий в интервале их рабочих температур. Наиболее высокие прочностные свойства обеспечила мелкозернистая структура типа микродуплекс, которая сформирована в зоне детали, работающей при пониженных температурах. В наиболее нагретой зоне детали – полотне - была получена крупнозернистая структура с извилистыми границами зерен, что обеспечило достижение максимальных жаропрочных свойств. В зоне полотна, работающей при умеренных температурах, сформирована смешанная структура типа “ожерелье”, обеспечивающая достижение повышенных характеристик как прочностных, так и жаропрочных свойств за счет эффекта субструктурного упрочнения.

Аналогичные результаты были получены при обработке сплава Astroloy. Посредством деформации в температурно-скоростном режиме СП порошкового сплава Astroloy с исходной крупнозернистой структурой (средний размер порошинок скомпактированного сплава составлял ~50мкм) в деформированных заготовках были сформированы различные структурные состояния (крупнозернистое, микрокристаллическое типа микродуплекс, типа «ожерелье»). Результаты механических испытаний показали, что формирование указанных структурных состояний обеспечивает повышенный уровень кратковременных свойств и жаропрочных характеристик, существенно превышающих значения, которые наблюдаются в материале после обработки по стандартной технологии, и сопоставимых с уровнем механических свойств, достигаемых посредством известных, но существенно менее экономичных способов термомеханической обработки.

Сравнительный анализ полученных результатов с известными позволяет заключить, что деформация в температурно-скоростном режиме СП в сочетании в термообработкой в $\gamma+\gamma'$ -области является разновидностью термомеханической обработки, обеспечивающей достижение в никелевых сплавах высокого комплекса кратковременных и жаропрочных свойств, которые предъявляются к деталям ответственного назначения (диски, кольца, обечайки и др.) из жаропрочных сплавов, используемых в конструкциях летательных аппаратов и наземных энергетических установок. Новизна полученных результатов защищена рядом патентов (РФ №2119842, EP 0912270 B1).

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

СЕССИЯ С2

ПАРАМЕТРЫ МИКРОСТРУКТУРЫ И УРОВЕНЬ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mo-47Re ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ СТЕПЕНЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Малахова С.А.^{1,2}, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Корзников А.В.³

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

²*Томский государственный университет, г. Томск*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
vins-sv09@rambler.ru*

Представлены результаты сравнительного электронно-микроскопического анализа эволюции микроструктуры сплавов системы Mo-47Re после кручения под давлением при комнатной температуре. Достижимые при этом степени деформации в единицах истинной логарифмической деформации составляли $3 \div 7$. С применением методики темнопольного анализа дискретных и непрерывных разориентировок проведена количественная аттестация сильнодефектных структурных состояний. Определены характерные параметры зеренной и субзеренной структуры, кривизны кристаллической решетки на субмикронном и наномасштабном уровнях. Методами микро- и наноиндентирования проведено изучение уровня механических свойств в зависимости от расстояния от оси кручения и степени деформации.

Методом исследования микроструктуры в различных сечениях образцов после кручения под давлением обнаружена высокая анизотропия дефектной микроструктуры получаемых субмикрокристаллических состояний. Уже после деформации до $\epsilon \approx 3,8$ размеры зерен с высокоугловыми границами в различных направлениях отличаются в 2-4 раза: $100 \div 250$ нм в направлениях параллельных и $30 \div 70$ нм в направлении перпендикулярном плоскости наковален.

Наиболее важным результатом проведенных исследований является обнаружение принципиально нового двухуровневого структурного состояния: фрагментация наноразмерных ($50 \div 200$ нм) зерен с высокоугловыми границами на нанокристаллы размерами от 5 до 20 нм с малоугловыми разориентировками дискретного и непрерывного типа [1]. Установлено, что увеличение степени деформации приводит к увеличению плотности зерен с двухуровневым структурным состоянием, что оказывает существенное влияние на процессе структурообразования и уровень свойств.

В процессе измерения микротвердости в сечении перпендикулярном плоскости наковален после кручения на один оборот обнаружен неоднородный характер упрочнения центральной и периферийной частей образца. Увеличение степени деформации приводит к постепенному выравниванию параметров микротвердости на различных расстояниях от центра с достижением близких по значению величин после кручения на пять оборотов. При сопоставлении этих данных с параметрами микроструктуры сделано предположение, что такое изменение параметров микротвердости связано с увеличением объемной доли зерен с двухуровневым структурным состоянием.

Обсуждаются возможные механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки, кооперативное действие которых на разных масштабных уровнях обеспечивает формирование изученных высокодефектных состояний в условиях подавленной дислокационной активности.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-658.2009.8. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Литература

11. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Винс С.А. // Перспективные материалы, спец. вып. (7), с. 103-107 (2009).

ФОРМИРОВАНИЕ “БЕЛОГО СЛОЯ” С НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ НА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИТА WC - СТАЛЬ ГАДФИЛЬДА ПОСЛЕ СУХОГО ТРЕНИЯ ПО СТАЛИ

Гнусов С.Ф., Савченко Н.Л., Севостьянова И.Н., Кульков С.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
gnusov@rambler.ru*

При изучении триботехнического поведения металлических и металлокерамических композитов успех исследования природы процессов изнашивания в большой степени определяется совместным изучением поверхностных и подповерхностных областей композита. Композиционный материал WC – сталь Гадфильда является перспективным материалом для областей техники, которые связаны с применением высоких скоростей и нагрузок высокой износостойкости в экстремальных условиях.

В работе приведены результаты исследования структуры поверхности трения образцов композита WC-сталь Гадфильда после трибологических испытаний в паре со стальным диском в широком диапазоне скоростей скольжения и при разных приложенных давлениях. Установлен факт присутствия на поверхности трения композита после скоростей скольжения 10 м/с белого нетравящегося слоя. Методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализа показано, что “белый слой” имеет сильнодеформированную нанокристаллическую структуру с повышенной твердостью и составом близким к составу объема композита.

Особенностью рентгеновских профилей пиков карбида вольфрама для образцов после трения являлось то, что их можно разделить на узкую и широкую составляющую, в то время как для исходного образца пики карбида вольфрама с хорошей точностью описывался единственным профилем. По таким рентгеновским профилям пиков карбида вольфрама были рассчитаны размеры кристаллитов карбида вольфрама. Размер кристаллитов структуры, ответственной за широкую составляющую пиков WC, равен 8 нм, а для узкой - 80 нм. После удаления слоя материала толщиной 2...3 мкм полировкой на субмикронной алмазной пасте широкая составляющая пиков карбида вольфрама также исчезает. Поэтому можно было сделать заключение, что широкая составляющая в дифракционной картине пиков карбида вольфрама непосредственно связана с наличием “белого слоя” на поверхности трения и рассчитанный размер кристаллитов есть не что иное, как размер минимального структурного элемента этого слоя.

После трения с приложенным давлением 2 МПа в диапазоне скоростей скольжения от 10 до 37 м/с обнаружена связь между размерами кристаллитов формирующихся слоёв карбида вблизи поверхности трения. При этом измельчение самых верхних слоёв поверхности сопровождается укрупнением фрагментов слоя под ними. В том случае, когда верхние слои имеют в своем составе кристаллиты порядка 10-20 нм, слой композита под ними практически не подвергается фрагментации и по размеру кристаллитов мало отличается от исходного состояния до испытаний.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕХАНОКОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Nb-Al ПОСЛЕ МЕХАНИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ В ЭНЕРГОНАПРЯЖЕННОЙ ПЛАНЕТАРНОЙ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ

Денисов К.И.¹, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Корчагин М.А.³

¹Томский государственный университет, г. Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

³Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск

Denisov_ki@mail.ru

Как известно, важной особенностью больших пластических деформаций является формирование субструктур с высокой плотностью дефектов кристаллического строения. Такие неравновесные состояния с запасенной энергией деформации могут оказывать существенное влияние на комплекс физико-механических свойств и играть определяющую роль в технологических процессах создания новых материалов [1].

В настоящей работе методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование структуры механокомпозигов из смеси порошков ниобия и алюминия в зависимости от интенсивности деформационного воздействия в процессе механической активации (МА) в энергонапряженной планетарной шаровой мельнице.

В процессе исследования обнаружено, что в механически активированной системе на разных стадиях МА наблюдаются фракции отдельных наночастиц с размерами менее 100 нм и конгломераты размерами до сотен микрометров состоящие из мелких частиц размерами 20-100 нм.

При изучении параметров тонкой дефектной структуры было установлено, что в процессе МА в материале формируется сложное двухуровневое структурное состояние, аналогичное обнаруженному ранее в металлических материалах после обработки методами интенсивной пластической деформации [2]. В данном случае, такие состояния характеризуются зернами размерами около 60-100 нм, состоящими из высокодефектных субзерен (5–20 нм), разделенных малоугловыми границами.

Процессы формирования таких высокодефектных структурных состояний сопровождаются ростом значений микротвердости системы от 1,1 ГПа до 4,8 ГПа соответственно после 1 и 6 минут МА.

Предполагается, что обнаруженное структурное состояние может являться важным каналом аккумуляции энергии деформации при МА и играть существенную роль в увеличении реакционной способности компонентов смеси, аномального массопереноса и твердофазного механического сплавления.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-658.2009.8 и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН №32. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Литература

1. Тюменцев А.Н., Кортаев А.Д., Пинжин Ю.П. Высокодефектные структурные состояния, поля локальных внутренних напряжений и кооперативные механизмы мезоуровня деформации и переориентации кристалла в наноструктурных металлических материалах // Физическая мезомеханика, т. 7, № 4, с. 35-53 (2004).
2. Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Винс С.Ф. Закономерности формирования нанокристаллических и субмикроструктурных состояний в сплавах на основе V и Mo-Re при разных условиях интенсивной пластической деформации // Перспективные материалы, спец. выпуск № 7, с. 103-106 (2009).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНА ВТ1-0 ПРИ АВС-ПРЕССОВАНИИ И ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ

¹Дударев Е.Ф., ²Кашин О.А., ¹Скосырский А.Б., ¹Табаченко А.Н., ¹Бакач Г.П.,
¹Почивалова Г.П., ²Лотков А.И.

¹Сибирский физико-технический институт ТГУ, г. Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

okashin@ispms.tsc.ru

Формирование в нелегированном титане ультрамелкозернистой структуры (субмикроструктурной и нанокристаллической) с использованием методов интенсивной пластической деформации с последующими термомеханическими обработками позволило повысить прочность титана до уровня прочности титановых сплавов типа ВТ6 при сохранении удовлетворительной технологической пластичности. К настоящему времени разработан ряд технологий, обеспечивающих получение ультрамелкозернистой структуры в крупногабаритных заготовках титана технической чистоты, таких как плиты, прутки диаметром от 3 до 60 мм, листы. В литературе наиболее эффективным применением считается использование ультрамелкозернистого титана для изготовления медицинских дентальных имплантатов [1-3]. Для промышленного производства имплантатов требуются исходные заготовки в виде прямолинейных круглых прутков диаметром 4÷8 мм. В настоящей работе представлены результаты исследований структуры и свойств прутков из титана ВТ1-0 диаметром 6 мм с ультрамелкозернистой структурой, полученной с использованием методов авс-прессования и теплой прокатки в ручьевых валках.

Показано, что в зависимости от размера зерен в исходных заготовках для получения в конечной продукции ультрамелкозернистой структуры, обеспечивающей заданный уровень механических характеристик, можно использовать как сочетание методов авс-прессования и теплой прокатки, так и только теплую прокатку в ручьевых валках. В полученных по данным технологическим схемам прутках изучена зеренная структура, определены кристаллографическая текстура, внутренние напряжения и размер областей когерентного рассеяния. Установлено, что формирование ультрамелкозернистой структуры обеспечивает повышения пределов текучести и прочности, но при этом уменьшается степень пластической деформации до начала локализации пластической деформации на макромасштабном уровне. Вместе с тем относительное удлинение до разрушения остается большим, а разрушение происходит путем вязкого ямочного отрыва.

Исследовано влияние дорекристаллизационного отжига ультрамелкозернистого титана на термическую стабильность микроструктуры, внутренние напряжения, характеристики прочности и пластичности. На основе этих исследований определены температурно-временные режимы отжига субмикроструктурного титана, обеспечивающие сочетание высокой прочности с удовлетворительной пластичностью.

Литература

1. Валиев Р.З., Семенова И.П., Латыш В.В., Щербаков А.В., Якушина Е.Б. Наноструктурный титан для биомедицинских применений: новые разработки и перспективы коммерциализации // Российские нанотехнологии, т. 3, № 9-10, с. 106-115 (2008).
2. Семенова И.П., Салимгареева Г.Х., Латыш В.В., Кунавин С.А., Валиев Р.З. Исследование сопротивления усталости титана с ультрамелкозернистой структурой // Металловедение и термическая обработка металлов, №2, с. 34-39 (2009).
3. Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями // Российские нанотехнологии т. 4, № 11-12, с. 69-81 (2009).

КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ИЗ ПОЛЕВЫХ ИОННЫХ МИКРОКАРТИН НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ ОБЛУЧЕНИЕМ ГЦК-МЕТАЛЛОВ

Ивченко В.А., Медведева Е.В., Каменецких А.С.

*Учреждение Российской академии наук Институт электрофизики
Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург
lena_p@bk.ru*

В докладе приводятся результаты изучения наноструктурных состояний, возникающих в приповерхностных объемах ГЦК-металлов в процессе ионного облучения. Для диагностики таких состояний был применен метод полевой ионной микроскопии. Применение данного метода позволяет формировать атомно-чистую поверхность игольчатых эмиттеров и анализировать приповерхностные объемы материалов (испаряя электрическим полем поверхностные атомы) с разрешением, позволяющим получать изображение отдельных атомов и структурных дефектов. Для анализа дефектной структуры облученного материала привлекался специально разработанный компьютерный программный комплекс, позволяющий моделировать полевые ионные изображения.

Объектами взаимодействия с ускоренными пучками газовых ионов ($E=20$ кэВ, интервал флюенсов: $10^{16} - 10^{18}$ ион/см² и плотность тока от 100 до 340 мкА/см²) служили чистые металлы (Pt, Ir). Бомбардировка ускоренными ионами производилась в направлении, параллельном оси образца-острия.

В результате работы был установлен деформационный эффект воздействия ионной имплантации ($E=20$ кэВ, $F=10^{18}$ ион/см, $j=300$ мкА/см) на приповерхностный объем чистого иридия. Эффект проявляется в повышенной плотности дефектов различного типа в приповерхностном объеме (~50 нм от облученной поверхности) материала. Сравнительный анализ дефектов, обнаруженных деформированном (~90%) и облученном иридии, показал существенную разницу их строения. После механической деформации в объеме Ir установлено образование границ зерен размером 20-30 нм. Но в теле зерен практически не наблюдалось дефектов структуры. Напротив, в облученном металле, обнаружена блочная наноструктура (размером ~ 3-5 нм). Причем в теле блоков наблюдались различные дефекты структуры, вплоть до нанопор. Такой деформационный эффект, вызванный облучением, практически не удастся получить в процессе механического воздействия на чистый металл (Ir).

Эффект наноструктурирования как поверхности, так и приповерхностного объема ионно-имплантированной платины изучен в зависимости от флюенса ($F = 10^{16}-10^{18}$ ион/см²) положительных ионов, а также от расстояния от облученной поверхности. Изучение соответствующих экспериментальных данных позволило определить размеры блоков-нанозерен, ширину граничной области между наноблоками, которая составила, по нашим оценкам, 0,4-0,8 нм. Установлено, что оптимальным режимом для создания наноструктурированного приповерхностного слоя в Pt является облучение до флюенса $F=10^{17}$ ион/см² ($E=30$ кэВ, $j=200$ мкА/см²). При установленном режиме облучения формирование наноблочной структуры наблюдается на расстояниях не менее 20 нм от облученной поверхности и не сопровождается образованием вакансионных пор. Получение таких наноструктурных состояний может оказаться перспективным для создания покрытий с необходимыми поверхностными свойствами.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг, Государственный контракт № П831 от 24 мая 2010 г., а также при поддержке РФФИ (грант № 10-02-96003-р_урал_a) и Уральского отделения РАН (Программа ОФН РАН «Физика новых материалов и структур»).

АНАЛИЗ ОБЪЕМНОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ (ВАКАНСИОННЫХ КЛАСТЕРОВ И НАНОПОР) ИЗ ДАННЫХ ПОЛЕВОЙ ИОННОЙ МИКРОСКОПИИ

Медведева Е.В., Ивченко М.В.

*Учреждение Российской академии наук Институт электрофизики
Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург
lena_p@bk.ru*

В работе приведены результаты изучения атомной структуры и пространственного распределения радиационных повреждений (вакансий и их комплексов, обедненных зон, радиационно-индуцированных нанопор и т.д.) в объеме чистой (99,99 %) платины, подвергнутой различным типам облучения (нейтронному и ионному). Для изучения дефектной структуры, инициированной облучением, использовался метод полевой ионной микроскопии (ПИМ). ПИМ позволяет в атомном масштабе проводить прямое прецизионное наблюдение дефектов кристаллической решетки материала на атомно-чистой поверхности, возникших в результате прохождения каскадов атомных смещений. В то же время метод дает возможность анализировать объект исследования в объеме путем контролируемого последовательного удаления поверхностных атомов электрическим полем. Заготовки образцов для ПИМ облучались в реакторе ИВВ-2М при температуре ~ 310 К до флюенсов нейтронов $F=6.7 \times 10^{17}$ см⁻² и 3.5×10^{18} см⁻². Облучение ионами Ar⁺ ($E=30$ кэВ) игольчатых образцов (с радиусом кривизны вершины 10–30 нм), предварительно аттестованных в полевом ионном микроскопе, проводилось до флюенса $F=10^{18}$ ион/см² и плотностью ионного тока $j=150-200$ мкА/см². Бомбардировка производилась в направлении, параллельном оси образца-острия.

В результате работы было обнаружено, что облучение платины нейтронами до флюенса $6,7 \times 10^{17}$ см⁻² привело к формированию в ней дефектной структуры, для которой характерна повышенная концентрация единичных точечных дефектов и их комплексов, по размеру сопоставимых с межатомным расстоянием. При повышении флюенса до $3,5 \times 10^{18}$ см⁻² в облученной платине образовались радиационные кластеры (обедненные зоны с «поясом» межузельных атомов), средний размер которых составил 3,2 нм. Экспериментально измеренная концентрация радиационных кластеров в объеме платины составила 9×10^{22} м⁻³.

Показано что, облучение платины ионами аргона средних энергий до флюенса до $F = 10^{18}$ ион/см² инициирует образование радиационно-индуцированных нанопор в приповерхностном объеме. Результаты количественного анализа показали, что нанопоры имели как сферическую, так и цилиндрическую форму. Согласно нашей оценке их размеры в диаметре составляли от 1 до 5 нм, размер по глубине – от 1 до 9 нм. Последовательное испарение электрическим полем поверхностных атомных слоев до глубины 60 нм от облученной поверхности позволило получить информацию о концентрации нанопор и их распределении в приповерхностном объеме облученного материала. В результате было установлено, что до 40 % нанопор сосредоточено в приповерхностном слое толщиной 10 нм, в дальнейшем объемная доля нанопор уменьшалась по логарифмической зависимости.

Полученные экспериментальные данные о специфических особенностях образования, пространственного распределения радиационных повреждений (вакансий и их комплексов, обедненных зон, радиационно-индуцированных нанопор), позволяя лучше понять механизм радиационного воздействия на структуру твердых тел, имеют большое значение для понимания свойств облучаемых материалов.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг, Государственный контракт № П750 от 20.05.2010 г.

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ БЕСПОРЯДОК→ПОРЯДОК В СПЛАВЕ $\text{Au}_{35.3}\text{Cu}_{52.6}\text{Pd}_{12.1}$

Медведева Е.В.¹, Свиридова Т. А.², Кулик Д.К.¹

¹Учреждение Российской академии наук Институт электрофизики
Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург

²Федеральное государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»»,
г. Москва

lena_p@bk.ru

Известно, что сплавы белого золота на основе системы Au-Cu-Pd перспективны для ювелирной промышленности. При разработке технологии их термомеханической обработки необходима информация фундаментального характера о кристаллической структуре этих сплавов в атомно-пространственном масштабе. Такие сведения возможно получить с помощью метода полевой ионной микроскопии. Данный метод позволяет в процессе опыта непосредственно визуализировать и регистрировать атомно-чистую поверхность, анализировать объект исследования в объеме с пространственным разрешением отдельных атомов и таким образом на атомном уровне определять те структурные изменения, которые произошли в процессе фазового превращения беспорядок→порядок. Среди фазовых превращений атомное упорядочение занимает особое место, так как оно может радикально менять физико-механические свойства сплавов. В частности, низкотемпературное упорядочение сплава $\text{Cu}_{50}\text{Au}_{50}$ приводит к резкому снижению пластичности и даже к самопроизвольному растрескиванию. Однако легирование золотомедного сплава таким элементом, как палладий, полностью устраняет охрупчивание, так как снимаются поля упругих внутренних напряжений, возникающих в процессе фазового превращения беспорядок→порядок за счет интенсивной перекристаллизации [1].

Цель настоящей работы – изучение кинетики фазовых превращений беспорядок→порядок в сплаве $\text{Au}_{35.3}\text{Cu}_{52.6}\text{Pd}_{12.1}$ (в ат. %) методами рентгеноструктурного анализа и полевой ионной микроскопии. Термическая обработка сплава представляла собой закалку на беспорядок от 800°C (выдержка 1 час, охлаждение на воздухе) и изотермический отжиг в течение 1 часа при 250, 300 и 500°C.

В результате методами рентгеноструктурного анализа и ПИМ проведено определение фазово-структурного состояния сплавов, подвергнутых закалке на беспорядок и отжигу на упорядочение. Показано, что в исследуемом сплаве атомное упорядочение представляет собой фазовое превращение первого рода, происходящее путем зарождения и роста высокоупорядоченных доменов $L1_0$. С увеличением температуры отжига интенсивная перекристаллизация сплава приводила к образованию зерен-монокристаллов микронного размера. Методом полевой ионной микроскопии показано, что снятие внутренних напряжений в исследуемом сплаве при фазовом переходе беспорядок→порядок происходит благодаря образованию на ранних стадиях упорядочения с-доменных ламелей шириной от 2 до 10 нм.

Обнаружено, что в обеих сверхструктурах атомы золота и палладия занимают одну подрешетку, а атомы меди – другую. В атомном масштабе проведен анализ сверхструктурных дефектов, возникающих в исследованных сплавах в результате реакции атомного упорядочения.

Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг, Государственный контракт № П993 от 27.05.2010 г.

1. А.Ю. Волков, В.И. Сюткина. ФММ, 1995, 79, № 6, С. 85-99.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ В95 В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Петрова А.Н.¹, Ширинкина И. Г. ¹, Бродова И. Г. ¹, Насонов П.А. ²

¹ *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*

² *РФЯЦ - ВНИИТФ, г. Снежинск*

petrovanastya@yahoo.com

В работе проведено сравнение структуры, механических и термодинамических характеристик сплава В95 в отожженном состоянии после горячего прессования и деформированным динамическим канально-угловым прессованием (ДКУП). Деформация ДКУП происходила со скоростью 10^4 - 10^5 с⁻¹, в оснастке с пересекающимися под углом 90° каналами. Образец двигался через каналы за счет постоянно действующего на поршень давления пороховых газов со скоростью 120-150 м с⁻¹. Данные способы обработки позволили варьировать дисперсность структурных параметров. В частности, после горячего прессования в сплаве сформировалась типичная субзёрненная структура с размером 2 мкм, а уже после первого цикла ДКУП – ультрамелкокристаллическая (УМК) структура со средним размером кристаллитов, разделенных большеугловыми границами, 200-250 нм. После второго цикла ДКУП растет доля кристаллитов размером менее 100 нм.

Результаты квазистатических испытаний на разрыв при скорости деформации 10^{-3} с⁻¹ показали, что предел прочности для УМК образцов возрастает на 25%, предел текучести на в 2,4 раза, пластичность уменьшилась с 40 % до 13 % по сравнению с крупнокристаллическим. Изотермический отжиг в течение одного часа при температуре 200°С образцов, полученных ДКУП, приводит к незначительному понижению прочностных характеристик и к возрастанию пластичности до 20 %.

Для изучения механических и термодинамических свойств образцов после ДКУП были выполнены динамические испытания на сжатие на установке РГС-25, реализующей метод Кольского. Скорость деформации образца в экспериментах составляла $5 \cdot 10^3$ с⁻¹. Механические свойства УМК и крупнокристаллического образца, определенные при динамическом сжатии, различаются очень незначительно. Наблюдается упрочнение материала на 10 % в образце после одного цикла ДКУП, а образец после двух циклов ДКУП несколько разупрочняется. Существенные изменения выявлены при анализе термодинамических характеристик. Установлено, что доля диссипированной энергии у УМК образца после двух циклов ДКУП увеличивается в 2,5 раза по сравнению с крупнокристаллическим. Изучены изменения уровня напряженного состояния, структуры и твердости образцов, сохранённых после динамического сжатия с различной предысторией. Крупнокристаллический образец в процессе испытаний претерпевает пластическую деформацию, его твердость возрастает на 20 %, УМК образцы, наоборот, становятся менее напряженными, их твердость уменьшается на 20-30 %. Такое неоднозначное поведение материала свидетельствует о различиях в механизмах пластической деформации и структурной релаксации крупнокристаллического и УМК состояний.

Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории Физических основ прочности Института механики сплошных сред УрО РАН за проведение динамических испытаний.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН «Теплофизика и механика экстремальных энергетических воздействий и физика сильно сжатого вещества» и проекта РФФИ №08-03-00106.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ ПРИ ТРЕНИИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$

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

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

Сильная зависимость механических свойств традиционных керамических материалов на основе $ZrO_2-Y_2O_3$ от мартенситного превращения из тетрагональной в моноклинную фазу, негативным образом сказывается на износостойкости трансформационно-упрочнённой керамики [1,2]. Актуальным выглядит разработка новых материалов, в которых бы помимо трансформационного механизма упрочнения, действовали и другие механизмы упрочнения, с меньшей их зависимостью от температуры испытаний, в частности, в условиях высокоскоростного трения. Частично проблему сохранения прочностных свойств керамики на основе $ZrO_2-Y_2O_3$ при высоких температурах испытания решает введение упрочняющих частиц оксида алюминия в матрицу из диоксида циркония, а также применение методов получения нанокристаллического $ZrO_2-Y_2O_3$ с размером зерен тетрагональной фазы существенно ниже критического [1].

В настоящей работе приведены результаты исследования износостойкости, коэффициента трения и структуры поверхностей трения субмикрокристаллического композита $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$ (средний размер зерен составлял 0.2 мкм) после трибологических испытаний в паре со стальным диском при давлении 5 МПа в диапазоне скоростей скольжения от 1 до 20 м/с. Показано, что начиная с 2 м/с поверхность трения покрывает сетка трещин, которая разбивает поверхность на блоки, при этом, в случае максимального износа при скорости скольжения 5 м/с внутри таких блоков образуются участки с зернограничным выкрашиванием. Методом рентгеноструктурного анализа на поверхности трения композита зафиксирована инверсия интенсивностей пиков тетрагональной фазы относительно исходного состояния со случайной ориентацией кристаллической решётки, степень которой увеличивалась с ростом скорости скольжения. Полученные результаты обсуждаются в терминах влияния на износ $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$ процессов переориентации механических двойников тетрагональной фазы без участия мартенситного превращения и образующейся квазижидкой пленки, приводящей в безыносному трению при максимальных скоростях скольжения. Определены два фактора, которые могут определять величину интенсивности изнашивания субмикронного композита $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$ в изученном диапазоне скоростей. Первый определяет увеличение износостойкости за счет снижения уровня контактных напряжений вследствие эффектов ферроупругости в тетрагональной фазе ZrO_2 и формирования защитного слоя переноса. Кроме этого высокой износостойкости субмикронного композита $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$ способствует повышенная степень фрагментации поверхности вследствие механизмов изнашивания, приводящих к эффективному нагружению на субмикронном уровне и уменьшающих размера кристаллитов до величины 25-30 нм.

Литература

1. Nettleship L., Stevens R. Tetragonal zirconia polycrystal (TZP) - a review // Int.J. High Technology Ceramics. № 3, p.1 (1987)
2. He Y. J., Winnubst A. J. A., Burggraaf A. J., Verweij H., van der Varst P. G. and de With B. Grain-size dependence of sliding wear in tetragonal zirconia polycrystals // J. Amer. Ceram. Soc. V.79, № 12, p. 3090 (1996)

СТРУКТУРА ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ ТРЕНИЯ КЕРАМИКИ $ZrO_2-Y_2O_3$, ИЗГОТОВЛЕННОЙ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ

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

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
savnick@ispms.tsc.ru*

Керамика на основе частично-стабилизированного оксидом иттрия тетрагонального поликристаллического диоксида циркония (Y-TZP) является перспективным материалом для использования в тяжело нагруженных узлах трения [1,2]. В наших ранее опубликованных работах [3,4] было установлено, что при повышении скорости скольжения в паре керамика/сталь от 0.2 до 37 м/с интенсивность изнашивания изменяется немонотонно: сначала интенсивность изнашивания Y-TZP увеличивается и достигает максимума, при дальнейшем повышении скорости ее значения уменьшаются и процесс трения при высоких скоростях скольжения становится практически безызносным. Процесс трения керамики сопровождается существенными изменениями структурного состояния поверхностных слоев, однако данных об изменениях их структуры недостаточно.

В настоящей работе проведено исследование поверхностных слоев керамики Y-TZP после испытания при скорости 4 м/с, где на кривой интенсивности изнашивания наблюдался максимум и скорости 9 м/с, где интенсивность изнашивания минимальна и процесс трения проходит в режиме безызносности.

Образцы керамики изготавливали спеканием сильнонеравновесных нанокристаллических порошков, полученных методом термического разложения нитратов Zr, Y в плазме ВЧ разряда.

Рентгеновское исследование поверхностей трения керамики в исходном состоянии и после трения осуществлялось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-УМ1 с $Cu-K_{\alpha}$ излучением. Пучок рентгеновских лучей направлялся к поверхности исследуемых образцов под углами 5° - 30° , обеспечивая отражения от слоев 0.94 - 6.5 мкм толщины соответственно.

Показано, что с ростом глубины анализируемого слоя материала микроискажения кристаллической решетки уменьшаются, при этом в объеме исследуемой керамики можно выделить две области с разной скоростью уменьшения микродеформаций т-фазы. Для керамики в исходном состоянии характерно отсутствие рентгенографической текстуры, в то время как для образцов после испытания на трение наблюдается непрерывное увеличение отношения интенсивностей тетрагональных пиков (004) и (400) с ростом глубины анализируемой области.

Литература

1. Nettleship L., Stevens R. Tetragonal zirconia polycrystal (TZP) - a review // Int.J. High Technology Ceramics. №. 3, p.1 (1987)
2. Lee S.W., Hsu S.H., Shen M.C. Ceramic Wear Maps: Zirconia // J.Am.Ceram.Soc. V. 76, №. 8, p.1937 (1993)
3. Савченко Н. Л., Кульков С. Н. Трение и изнашивание керамики Y-TZP и Y-TZP- Al_2O_3 в условиях высокоскоростного скольжения//Трение и износ. том 30, № 6, с. 601 (2009).
4. Н.Л.Савченко, С.Н.Кульков Структуры, возникающие на поверхности трения, и механизмы износа керамики на основе диоксида циркония// Письма ЖТФ. Том 30, вып. 15 с. 77 (2004).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПРИ ТРЕНИИ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ WC-(Fe-Mn-C)

Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л., Красновейкин В.В., Кульков С.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
sevir@ispms.tsc.ru*

Перспективными материалами для работы в тяжелых условиях трения являются прочные композиты, содержащие частицы карбида вольфрама в связке из железо-марганец-углеродистых сталей. Триботехнические свойства композитов WC-(FeMn-C) так же, как и прочностные свойства, должны определяться содержанием марганца в стальной связке, и её способностью испытывать субструктурное и мартенситное превращение.

В работе приведены результаты исследования структуры поверхностей трения и триботехнических характеристик композиционных материалов WC-(Fe-Mn-C), после скольжения по стальному диску в диапазоне скоростей от 1 до 37 м/с и приложенного давления 5 МПа. Изменение количества марганца в составе матрицы таких материалов обеспечивает заметную разницу в фазовом составе связки и дает возможность получить гетерофазную смесь, состоящую из α - и γ - фаз для 4 мас. % Mn (WC-80Г4) и чистый аустенит в случае 20 мас. % Mn (WC-80Г20), что в свою очередь определяет различие в механических свойствах композитов.

В процессе трения при всех скоростях скольжения связка обоих композитов претерпевала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. На поверхности трения и в приповерхностном слое происходит значительное уменьшение размеров кристаллитов и микроискажений кристаллической решетки всех фаз, входящих в состав композита. Послойный рентгеноструктурный анализ последовательной сошлифовкой слоев материала субмикронной алмазной пастой с шагом 10...20 мкм на глубину до 200 мкм от поверхности трения позволил проследить эволюцию изменения фазового состава, и изменение параметров тонкой кристаллической структуры в зависимости от скорости скольжения и фазового состава матрицы.

Установлено, что с ростом скорости от 1 до 4 м/с глубина, на которую в связке и карбиде вольфрама происходят измельчение структуры и фазовый $\gamma \rightarrow \alpha$ – переход, увеличивается для всех исследуемых композитов от 20-40 до 60-100 мкм соответственно.

Показано, что при малых скоростях трения (1 м/с) интенсивность изнашивания материала у которого в исходном состоянии связка состояла из мелкокристаллических зерен аустенита и мартенсита закалки в 3,5 раза ниже, чем у композита со связкой в виде стабильного аустенита. С ростом скорости до 20 м/с разница в износостойкости у этих двух материалов уменьшалась, и они изнашивались примерно с одинаковой скоростью. При скоростях скольжения выше 20 м/с интенсивность изнашивания композита с со связкой из метастабильного аустенита, как и при малых скоростях скольжения была выше.

Показано, что преимущество в износостойкости композита со связкой из метастабильного аустенита при малых скоростях скольжения связано с приростом мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности, а при высоких - с формированием защитного слоя из оксида FeWO₄.

МЕТОДИКИ ПРОБОПОДГОТОВКИ И АТТЕСТАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЗОН В РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Нестерова Е.В., Петров С.Н., Ушанова Э.А

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург
elinaushanova@rambler.ru

Одним из перспективных методов получения многослойных металлических конструкции из разнородных, плохо свариваемых материалов является сварка взрывом. Прочность сварных соединений обеспечивается за счет формирования нанокристаллических (НК) зон сцепления при динамическом взаимодействии [1, 2]. Структура в НК зонах неоднородна по структуре, фазовому составу [1-3]. Поэтому разработка методик для исследования морфологических и кристаллографических параметров получаемых структур является актуальной проблемой. Наиболее перспективными методами являются просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) и анализ картин дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) в растровой электронной микроскопии. Однако стандартные методы пробоподготовки не позволяют получить необходимое качество образцов для исследования этими методами. Различие материалов по обе стороны поверхности сварного шва, а также резкое изменение микроструктуры и дефектов кристаллической решетки вблизи этой поверхности затрудняют равномерное утонение образца при электролитической полировке, традиционно применяемой в качестве пробоподготовки для исследований методами ПЭМ и EBSD.

В данной работе рассмотрены возможности применения различных методов ионной полировки для подготовки образцов из зон сцепления сварных соединений. Ионную полировку в плоскости образца выполняли на ионной пушке Fishione Model 1010. Из пластины вырезали диск диаметром 3 мм со сварным швом в центре, механически утоняли до тощины менее 75 мкм, с помощью установки Fishione Model 200 Dimpling grinder производили углубление в сварном шве, и затем образец подвергался ионной полировке. Прецизионную вырезку сфокусированным ионным пучком выполняли на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе Quanta 200 3D FEG: вырезанные образцы размером 10*10*0,1 мкм с помощью иглы манипулятора переносили к сеточке, к которой их приваривали.

Разработаны методики пробоподготовки для разнородных соединений типа М1 - фольга М1 - АД-1 - АМг6, М1 - фольга М1 - 09Г2С, ВТИ-4 - ВТ1-0, полученных сваркой взрывом. Тонкие фольги получены в двух сечениях: параллельном и перпендикулярном направлению сварки. Фольги соответствовали требованиям, предъявляемым к образцам из зон сцепления сварных соединений для исследования методами ПЭМ и EBSD-анализа. Проведено сравнение качества образцов, изготовленными различными методами. Показано преимущество применения прецизионной вырезки сфокусированным ионным пучком.

Полученные образцы были изучены на просвечивающем электронном микроскопе Technai S-Twin G2 30, растровом микроскопе Quanta 200 3D FEG. Представлены результаты аттестации НК зон в исследуемых сварных соединениях по фазовому составу, размеру и разориентировкам фрагментов.

Литература

1. Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов / Под ред. М.А. Мейерса, Л.Е. Мурра. М.: Металлургия, 1984. С. 447-456.
2. *Nesterova E.V., Rybin* // Proceedings of the Ninth World Conference on Titanium, S.-Petersburg, Russia, 1999, June. P. 768-777.
3. *Jun Hyun Han, Jae Pyoung Ahn, Myung Chul Shin* // Journal of materials science, 2003, № 38. P. 13-18.

НОВЫЙ МЕТОД ОБРАБОТКИ СПЕКТРОВ EXAFS В ПРИМЕНЕНИИ К АНАЛИЗУ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шарков М.Д. , Погребницкий К.Ю. , Бойко М.Е.

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

Для многих изучаемых в настоящее время материалов – например, полимеров, аморфных веществ, биологических объектов, – существует небольшое число экспериментальных методик, позволяющих проводить анализ атомной структуры, не разрушая при этом исследуемого образца. Одной из таких методик является спектроскопия EXAFS (Extended X-Ray Absorption Fine Structure = дальняя тонкая структура спектров рентгеновского поглощения).

Чтобы извлечь из спектра EXAFS данные о структуре анализируемого образца, применяется процедура обработки спектра. Эта процедура опирается на три подзадачи: определение энергии края поглощения рентгеновских фотонов; выделение осциллирующей составляющей спектра EXAFS; определение окна Фурье-преобразования осциллирующей составляющей спектра. Проведенные нами исследования показали, что существующие способы решения этих подзадачи могут приводить к некорректным результатам.

Поэтому нами разработана новая методика анализа спектров EXAFS. Предложен и протестирован на ряде справочных спектров EXAFS новый способ выделения осциллирующей составляющей спектра, основанный на вариационном принципе. Проведен анализ влияния окна Фурье-преобразования осциллирующей составляющей EXAFS на результаты обработки спектров. Определены диапазоны значений верхней и нижней границ Фурье-окна, при которых могут быть получены наиболее корректные результаты EXAFS-анализа.

На основе разработанной методики проанализирован спектр EXAFS человеческого белка церулоплазмينا и сформулирована новая гипотеза о локальной атомной структуре этого белка в окрестности атомов Си. Также с помощью разработанной методики проанализирован спектр образца, основанного на трифилите LiFePO_4 , и сформулировано предположение о возможных химических составляющих этого образца.

МЕТОДИКИ АТТЕСТАЦИИ ЗЕРЕН В МАТЕРИАЛАХ С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Попов В.А.¹, Сисанбаев А.В.², Даниленко В.Н.³

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

¹vladimirp@imsp.da.ru, ²sisan-av@yandex.ru, ³vdan@anrb.ru

Для достоверной аттестации размеров зерен в материалах с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой необходимо использовать несколько независимых методов [1]. Наиболее часто применяют методы просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурный анализ (РСА). Наблюдаемые несовпадения результатов определения средних размеров зерен разными методами в таких материалах зависят как от особенностей тонкой структуры, так и от используемых методик. Завышенные значения размеров зерен в материалах УМЗ структурой полученные с помощью ПЭМ по сравнению с данными РСА связывают с трудностями определения малоугловых границ зерен. Действительно, по очень слабому дифракционному контрасту, используя метод случайных секущих (МСС), сделать это достаточно трудно. Существуют методы определения разориентировок границ зерен по одиночным рефлексам [2] и кикучи линиям [3]. Вместе с тем, практическое применение этих методов достаточно трудоемко. Более практичным подходом для анализа размера зерен может быть использование систем анализа изображений (САИ) для микрофотографий полученных в ПЭМ. САИ распознают широкий спектр градаций серого цвета и могут помочь выявить слабый дифракционный контраст от малоугловых границ с разориентировкой менее 1° . Такие системы широко применяются в цифровой оптической микроскопии [4] и обладают большой статистикой.

В данной работе приводятся результаты определения размеров зерен в субмикрористаллической меди М1 полученной интенсивной пластической деформацией с различными спектрами разориентировок границ зерен. Образцы меди были подвергнуты равноканальному угловому прессованию (РКУП) с N=2 и N=12 циклами деформации по маршруту В_c. РСА исследование образцов проводился на рентгеновском дифрактометре «ДРОН-4-07». Обработку экспериментальных данных проводили с использованием программного пакета «Maud». Микрофотографии, полученные в просвечивающем электронном микроскопе «JEM-2000EX» анализировали МСС и САИ с помощью программы «KS-300. Результаты полученные методом РСА с использованием полнопрофильного метода Ритвельда и ПЭМ+САИ практически совпадают. Результаты полученные в ПЭМ+МСС отличаются от данных полученных методами РСА и ПЭМ+САИ. Особенно большое различие наблюдается для образца полученного после N=2 цикла деформации. В нем доля малоугловых границ больше, чем в образце после N=12 циклов деформации. Таким образом, проблему учета малоугловых границ при определении размеров зерен в ПЭМ можно решать с помощью САИ, что хорошо согласуется с РСА использующим полнопрофильный метод Ритвельда, который является наиболее надежным экспресс методом определения размера зерен в материалах с УМЗ структурой.

Литература

1. Ягодкин Ю.Д., Добаткин С.В. / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. т. 73. №1. с. 38-49 (2007).
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986. - 224 с.
3. Даниленко В.Н., Жилыев А.П., Герцман В.Ю., Валиев Р.З. / Заводская лаборатория. т. 57. №9. с. 41-43 (1991).
4. Сисанбаев А.В. / Вестник УГТУ-УПИ. Цифровая микроскопия. – Екатеринбург, т. 2. с. 38-41 (2002).

ОСОБЕННОСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ, ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ТЕПЛОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сафаров И.М., Галеев Р.М., Корзников А.В.

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

Низкоуглеродистые малолегированные стали широко используются при строительстве магистральных нефте- и газопроводов, работающих в сложных климатических условиях и при высоком давлении. Для этих сталей весьма актуальным является повышение механических свойств и коррозионной стойкости. Однако получение высокопрочного состояния в низкоуглеродистых малолегированных стали до сих пор остается острой проблемой для современного машиностроения, поскольку методы традиционной термической обработки для них не позволяют достигнуть высокого уровня механических свойств. Одним из перспективных направлений решения данной проблемы является получение сталей с субмикрозернистой и нанокристаллической структурой.

В работе рассмотрено влияние интенсивной тепловой деформации на процессы формирования нанокристаллической и субмикрокристаллической структуры в малолегированных низкоуглеродистых сталях.

Показано, что смена схемы деформации от тепловой прокатки до изотермическойковки позволяет формировать в малолегированных низкоуглеродистых сталях субмикрокристаллические структуры различного типа: от волокнистой до равноосной.

Проведена детальная аттестация структуры малолегированных низкоуглеродистых сталей, полученной различными методами тепловой деформации. В полученных субмикрокристаллических состояниях в стали с равноосной структурой средний размер зерен составлял 0,3 мкм, а в стали с волокнистой структурой средний поперечный диаметр волокон составил около 0,5 мкм.

Установлены закономерности изменения механических свойств сталей в зависимости от структурного состояния сталей. Исследовано влияние типа субмикрокристаллической структуры на анизотропию механических свойств.

Установлено, что в субмикрокристаллическом состоянии низкоуглеродистые малолегированные стали проявляют особо высокие прочностные свойства, достигающие 900-1000 МПа, что превышает свойства крупнозернистого состояния этих сталей в 2-3 раза, и, в тоже время, обладают достаточно высоким уровнем пластичности. Проведены отжиги деформированных состояний, установлены температурные диапазоны стабильности полученных структур и исследованы механические свойства сталей после отжигов. Показано, что при рекристаллизации сталей с волокнистой структурой формируются равноосные зерна. При этом происходит снижение предела текучести сталей на 10-15%, но пластичность при этом увеличивается в два раза. В результате удается получить структурное состояние, которое отличается оптимальным сочетанием высокого уровня прочности и пластичности.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СПЛАВА $\text{Cu-3,5\%Ag-0,2\%Zr}$ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сафаров И.М.¹, Сергеев В.И.²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа,*

²*Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
pro100ilich@yandex.ru*

Получение нанокристаллических (НК) материалов является весьма перспективным направлением с точки зрения создания новых сплавов с уникальными физико-механическими свойствами. Несмотря на достаточно большое количество публикаций, посвященных проблемам формирования и изучения свойств НК материалов, в этой области остается еще много невыясненных вопросов. Например, вопросы получения НК структур в таких весьма важных в практическом отношении материалах как эвтектические сплавы исследованы явно недостаточно. Очень мало работ как по механизмам формирования НК структуры в сплавах такого сложного фазового состава, так и по проблемам взаимного влияния фазового состава и интенсивной пластической деформации (ИПД). Можно предположить, что хрупкие эвтектические сплавы, широко используемые в качестве теплостойких и высокопрочных материалов, в НК состоянии могут обладать большей пластичностью и прочностью, что позволит расширить диапазоны их рабочих температур и нагрузок.

В связи с этим проведено исследование:

- тонкой структуры сплава Cu-3,5Ag-0,2Zr , подвергнутого интенсивной пластической деформации с разной степенью деформации;
- влияния интенсивной пластической деформации на морфологию фазового состава сплава;
- влияния исходного фазового состояния на процессы формирования структуры при интенсивной пластической деформации;
- влияния процессов формирования СМК структуры на твердость;
- термостабильности СМК структуры.

Исследовали различные состояния сплава, отличающиеся морфологией эвтектической фазы. В качестве исходного служило литое состояние сплава. Другие фазовые состояния получали с помощью предварительной термообработки литого сплава по различным режимам.

Показано, что после интенсивной пластической деформации кручением сплава $\text{Cu - 3,5\% Ag - 0,2\% Zr}$ происходит формирование НК структуры. При этом эвтектическая фаза, располагающаяся по границам зерен, дробится и растворяется. Подбором режимов термообработки практически удалось избавиться от эвтектической прослойки по границам зерен и оптимизировать фазовый состав для формирования НК структуры.

Оптимизация фазового состава сплава предварительной термообработкой позволила достигнуть наиболее сильного диспергирования при ИПД и сформировать нанокристаллическую структуру, отличающуюся минимальным размером кристаллитов и максимальной твердостью.

Установлено, что изменение морфологии эвтектической фазы сплава перед ИПД приводит к формированию более термостабильной НК структуры, которая рекристаллизуется при температурах на 50-100 °С выше по сравнению с деформированным литым состоянием.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ В ГЦК МАТЕРИАЛАХ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Дитенберг И.А.^{1,2}, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Корзников А.В.³

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

²Томский государственный университет, г. Томск

³Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
ditenberg_i@mail.ru, litovchenko@spti.tsu.ru

Проведено обобщение результатов электронномикроскопического исследования особенностей механического двойникования в хромоникелевой аустенитной стали (02X17N14M2) и чистых Cu (99,99 %) и Ni (99,99 %) после кручения под давлением при комнатной температуре до разных степеней пластической деформации.

Показано, что в аустенитной стали механическое двойникование является одним из основных механизмов деформации практически на всех стадиях деформационного воздействия. Уже после кручения на один оборот (в единицах истинной логарифмической деформации, $e \approx 3$) весь объем материала представлен смешанной структурой из пакетов микродвойников, формирующихся в благоприятно ориентированных зернах, и систем микрополос некристаллографического сдвига, преимущественно распространяющихся в направлениях максимальных сдвиговых напряжений. После аналогичных степеней деформации в чистых Cu и Ni наблюдается формирование сильнонеоднородного структурного состояния, характеризуемого мелкокристаллическими (1-3 мкм) и субмикроструктурными (0,3-1 мкм) зернами с крайне редко встречающимися двойниками.

В процессе деформации ($e \approx 3.5 \div 5$) аустенитной стали увеличивается плотность микродвойников, которые, действуя по одной или нескольким системам, практически полностью заполняют субмикроструктурные зерна, разделенные большеугловыми границами. При таких же степенях деформации в Cu и Ni наблюдается интенсивное формирование субмикроструктурной структуры с наличием участков с низкой плотностью дефектов, что, по нашему мнению, является следствием протекания процессов типа динамической рекристаллизации.

После больших степеней деформации ($e \approx 5.5$) в стали формируется своеобразный структурный композит из субмикроструктурных и нанокристаллических зерен, заполненных нанодвойниками (3-10 нм) в некоторых случаях чередующихся с наноразмерными прослойками ε -мартенсита. В то время, как экспериментальные данные, полученные при исследовании микроструктуры сильнодеформированных Cu и Ni, свидетельствуют о реализации механического двойникования преимущественно только в зонах динамической микрорекисталлизации с формированием дефектных двойников наномасштабного размера. С применением методики анализа дискретных и непрерывных разориентировок в изучаемых материалах проведено детальное исследование тонкой структуры таких нанодвойников, формирующихся при больших степенях деформации.

Обсуждается влияние прочностных свойств, релаксационной способности и энергии дефекта упаковки изученных ГЦК материалов на процессы механического двойникования при интенсивном деформационном воздействии. Так же анализируется и кооперативный характер действия различных механизмов пластической деформации и переориентации кристаллической решетки.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов Президента Российской Федерации МК-658.2009.8 и РФФИ № 09-02-00809-а. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

НЕСТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ КРИОГЕННО ДЕФОРМИРОВАННОЙ МЕДИ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Конькова Т.Н.¹, Миронов С.Ю.^{1,2}, Корзников А.В.¹

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

^{1,2} *Университет Тохоку, Департамент Обработки Материалов, Высшая Школа Инженеров, 980-8579, Сендай, Арамаки-аза-Аоба, 6-6-02, Япония*
konkova_05@mail.ru

Одной из тенденций развития современного материаловедения является интерес к измельчению зерен вплоть до субмикро- и нанокристаллических (СМК и НК соответственно) структур. Наиболее практичным способом измельчения зерен является интенсивная пластическая деформация (ИПД). Методы ИПД позволяют эффективно измельчать зеренную микроструктуру большинства конструкционных материалов вплоть до СМК диапазона.

В последнее время повышенный интерес среди исследователей вызывают деформации при низких абсолютных температурах, так называемые криогенные деформации. Предполагается, что деформации при температурах жидкого азота или гелия подавляют процессы динамического возврата/рекристаллизации, способствуют увеличению плотности дислокаций и стимулируют двойникование. Все это должно привести к ускорению процесса измельчения зерен. Кроме того, считается, что низкие температуры деформации повысят эффективность обработки при получении субмикро- и нанокристаллических материалов. В этой связи термическая стабильность формируемых структур, в частности при комнатной температуре, представляется одним из важных аспектов для оценки целесообразности использования криогенных деформаций.

В представленной работе исследовались структурные изменения в криогенно деформированной меди в ходе длительного (от 2 недель до 2 лет) хранения на воздухе.

В качестве материала исследования использовалась технически чистая (99.9%) медь марки М1.

Все микроструктурные исследования деформированного материала осуществлялись при комнатной температуре при помощи просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и метода автоматического анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD).

Отмечено, что микроструктура меди претерпела существенные изменения за наблюдаемый период. Установлено, что материал является нестабильным при комнатной температуре. Если накопленная деформация относительно невелика ($\sim \epsilon < 5$), то в материале имеет место частичная рекристаллизация, полигонизация, и очень медленный рост зерен (сопровождается формированием двойников отжига), который не затухает на протяжении как минимум двух лет. Если же криогенная деформация достаточно велика ($\epsilon \sim 8-9$), то в материале имеет место аномальный рост зерен при комнатной температуре. Предполагается, что этот необычный феномен является прямым развитием процесса первичной рекристаллизации, в ходе которого неконтролируемо растут зародыши критического размера и (предположительно) имеющие кристаллографическую ориентацию близкую к текстуре Госсса $\{110\} \langle 100 \rangle$. Катастрофическому росту зерен предшествует инкубационный период (продолжительность которого уменьшается с накопленной деформацией), в ходе которого, как предполагается, и формируются необходимые зародыши.

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ УМЗ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 12Х18Н10Т, СФОРМИРОВАННОЙ ПРИ ИПД КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Садикова Э.И.¹, Закирова А.А.², Зарипова Р.Г.¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

albinaz@imsp.da.ru

Использование интенсивной пластической деформации (ИПД) в последние годы становится одним из наиболее актуальных направлений в физическом материаловедении в связи с возможностью получения методами ИПД ультрамелкозернистых (УМЗ), наноструктурных состояний в традиционных металлах и сплавах, обладающих уникальным комплексом физических и механических свойств. Интерес к проблеме стабильности УМЗ материалов, произведенных ИПД, обусловлен, главным образом, практическим использованием их уникальных свойств. Как правило, исследования в этой области направлены на то, чтобы расширить применимость функциональных материалов с регламентированной структурой до более высоких температур.

В настоящей работе исследовалось влияние температуры отжига на УМЗ структуру и свойства промышленной коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т, полученной путем ИПД методом кручения под высоким давлением (ИПДК) при комнатной и повышенной (400 °С) температурах. Показано, что после ИПДК при комнатной температуре формируется практически однородная структура с размером кристаллитов ~ 90 нм, тогда как при повышенной температуре (400 °С) имеет место локализация деформации на периферии образца с формированием неоднородной по диаметру структуры. При обеих температурах деформации происходит сильное упрочнение. Несмотря на выявленную методом оптической микроскопии сильную неоднородность деформации по диаметру дисков, их микроструктуры, наблюдаемые в просвечивающем электронном микроскопе идентичны при разных температурах деформирования. При обеих температурах деформации происходит сильное (в 2,5-3 раза) упрочнение стали, более существенное после деформации при 400 °С.

Рентгеноструктурные исследования показали формирование α' -фазы в результате деформационного мартенситного превращения, происходящего при ИПДК стали. После ИПДК при комнатной температуре образовалось большее количество (~90% объема) α' -фазы, чем при повышенной температуре. Кроме того, при обеих температурах имеет место измельчение областей когерентного рассеяния (ОКР), рост значений микронапряжений. Наиболее интенсивное измельчение ОКР – после ИПДК при температуре 400°С, это согласуется с исследованиями тонких фольг методом просвечивающей электронной микроскопии.

Обнаружено, что после отжига при температуре 500°С в образцах, полученных при разных температурах ИПДК сформировались одинаковые состояния по фазовому составу и по параметрам структуры, что, по-видимому, связано с завершением $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращения, ранее наблюдавшемся на рентгенограммах в виде исчезновения пиков α' - фазы. Однако значительная разница в значениях микротвердости сохраняется. Отжиги в интервале температур 500 °С...700 °С, 1 час, коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т, подвергнутой ИПДК, приводит к увеличению ОКР, протеканию обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращения, к снижению значений микротвердости.

Показано, что УМЗ структура стали 12Х18Н10Т, полученная ИПДК стабильна до температуры 500 С. Выше этой температуры протекают процессы обратного $\alpha' \rightarrow \gamma$ превращения, возврата. Вероятно, снижение температуры термической стабильности УМЗ структуры после ИПДК по сравнению с другими методами ИПД является результатом формирования сильно неравновесной структуры с очень высокой плотностью дефектов кристаллической решетки.

РЕНТГЕНОВСКИЙ АНАЛИЗ ДЕФОРМИРОВАННОГО СПЛАВА Ti – 49,8%Ni, ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЮ

Бабичева Р.И.¹, Мулюков Х.Я.¹, Альмухаметов Р.Ф.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Башкирский государственный университет, г. Уфа

rita.babi4eva@yandex.ru

Одним из наиболее популярных и простых методов повышения механических и, главным образом, прочностных свойств многих сплавов является их пластическая деформация посредством теплой деформации. Однако при этом часто опускается вопрос стабильности свойств в условиях испытания деталей. Это является особенно актуальным для сплавов Ti-Ni. Поэтому целью данной работы является исследование структурных и фазовых изменений, протекающих в деформированном сплаве Ti- 49,8%Ni при термоциклировании.

Исходная заготовка сплава Ti-49,8%Ni в виде пластины толщиной 0,6 мм была продеформирована прокаткой на 40% при температуре 500°C. Последующее термоциклирование (40 циклов) образцов, вырезанных из деформированного листа, проводилось в интервале температур от -160 до 230°C, где происходят мартенситные превращения в данном сплаве. Скорость изменения температуры при этом составила ~ 5°C/мин. Микроструктура изучалась при помощи просвечивающего электронного микроскопа JEOL-2000EX. Рентгеноструктурный анализ (РСА) был проведен на дифрактометре ДРОН-7 при температурах -75 и 175°C.

На рисунке 1 приведены зависимости интенсивностей рентгенографических дифракционных линий сплава Ti-49,8%Ni от количества циклов, полученные при температурах -75°C и 175°C. Следует отметить, что для построения кривых были отобраны наиболее сильные по интенсивности дифракционные пики.

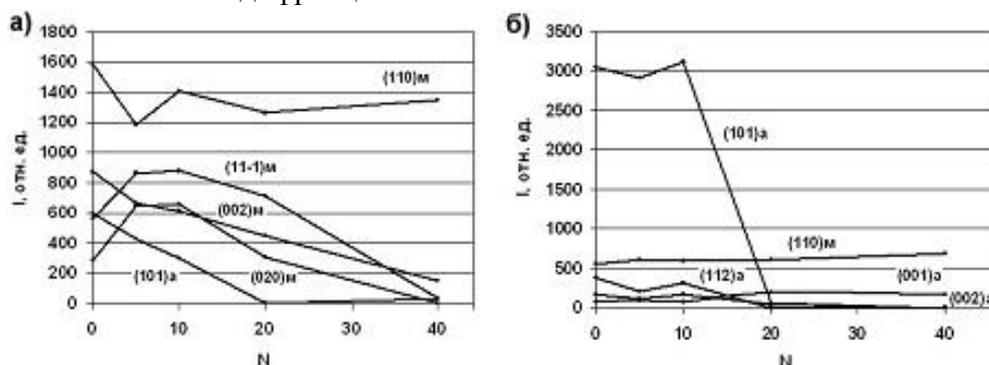


Рис. 1 – Зависимости интенсивностей дифракционных линий сплава Ti-49,8%Ni от количества циклов при термоциклировании, полученные при (а) -75°C и (б) 175°C.

Обнаружено, что увеличение количества циклов «нагрев-охлаждение» до 20 и более приводит к резкому снижению интенсивностей большинства дифракционных линий. Значения интенсивностей для большинства линий при этом приближаются к нулевой отметке (рис.1 (а), (б)). По-видимому, это обусловлено формированием в сплаве в процессе фазовых переходов доменной структуры. В то же время следует отметить, что интенсивности линий для плоскости (110) мартенситной фазы остаются относительно стабильными по отношению к количеству циклов при обоих рассмотренных температурных режимах съемки рентгенограмм. РСА также помог выявить присутствие некоторого количества остаточной мартенситной фазы в высокотемпературном состоянии (рис 2(б)).

Таким образом, на основе результатов РСА и исследования изменений в тонкой структуре сплава при термоциклировании было выдвинуто предположение, что многочисленные фазовые переходы приводят к формированию при температурах -75 и 175°C относительно стабильной доменной структуры.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В ЧИСТОМ НИКЕЛЕ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Корзникова Е.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
helenne@yandex.ru

В настоящее время нет никаких сомнений в том, что основным механизмом пластической деформации твердых тел являются зарождение, взаимодействие, и аннигиляция дислокаций. Вместе с тем из имеющихся в наличии литературных данных можно сделать вывод, что точечные дефекты также могут играть важную роль, например при диффузионном переносе материала в процессе динамической рекристаллизации или обеспечению сплошности материала при зернограничном проскальзывании [1]. В связи с вышесказанным целью данной работы был расчет концентрации точечных дефектов в чистом никеле после интенсивной пластической деформации.

Деформацию проводили под давлением 2 и 4 ГПа до степеней деформации $\gamma = 1-125$, где $\gamma = r\varphi/d$, r - радиус образца, d - его толщина и φ - угол поворота наковальни, рад. Для расчетов концентрации точечных дефектов (C_v) использовали данные о плотностях дислокаций рассчитанных из уширения рентгеновских пиков, из изменений остаточного электросопротивления и выделения запасенной энергии. Более подробно методики описаны в [2]. Результаты расчетов показаны на рис.1. Видно, что на кривой зависимости можно выделить 3 стадии - первая ($\gamma = 1-11$) стадия медленного роста концентрации точечных дефектов, на второй стадии наблюдается интенсивный рост ($\gamma = 12-46$) и на третьей насыщение и некоторое снижение величины C_v . В докладе будут обсуждаться связь такого поведения кривой зависимости со структурными превращениями материала в процессе деформации, а также с механизмами деформации на различных стадиях интенсивной деформации.

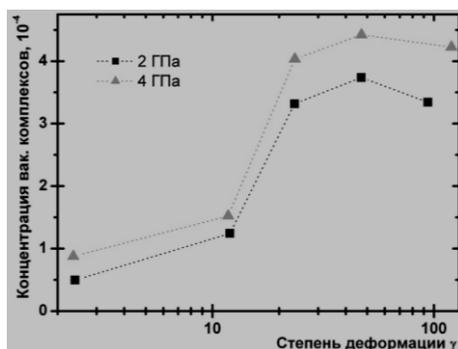


Рис.1. Рассчитанная концентрация вакансионных комплексов в никеле после ИПД кручением под давлением 2 и 4 ГПа

Литература

1. Лотков А.И., Батулин А.А., Гришков В.Н., Копылов В.И. . О возможной роли дефектов кристаллического строения в механизмах нанофрагментации зеренной структуры при интенсивной холодной пластической деформации металлов и сплавов // Физическая мезомеханика, т.2, №3, с. 64 (2007)
2. Setman D., Schafner E., Korznikova E., Zehetbauer M. J.. The presence and nature of vacancy type defects in nanometals detained by severe plastic deformation // Material science and engineering A. V. 493, p.116–122 (2008).

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ В НИКЕЛЕ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

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

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

² *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск*

³ *Томский государственный университет, г. Томск*

helenne@yandex.ru

Проведено обобщение результатов комплексного исследования особенностей формирования высокодефектных структурных состояний в никеле (99,998 %) в процессе интенсивной пластической деформации кручением под давлением при комнатной температуре.

С применением специальных методов темнопольного анализа дискретных и непрерывных разориентировок [1] проведено исследование зеренной и дефектной структуры с количественной аттестацией их параметров. Обнаружено формирование неоднородного субмикроструктурного состояния с элементами анизотропной и равноосной зеренной структуры. Показано, что в высокодефектных структурных состояниях параметры кривизны кристаллической решетки достигают 10-15 град/мкм, при этом наблюдается высокая плотность границ с переменными векторами разориентации. На фоне представленной микроструктуры обнаруживаются практически равноосные зерна (300-800 нм) с низкой плотностью дефектов, что свидетельствует о протекании процессов типа динамической рекристаллизации, а так же зерна с высокой плотностью двойников наномасштабного размера, при этом в некоторых случаях такие зерна, полностью заполненные мелкими (3-10 нм) двойниками. Фактически структура материала может быть представлена как своеобразный композит с элементами субмикроструктурного и нанокристаллического состояния. При комбинационном использовании методов рентгеноструктурного анализа и измерения остаточного электросопротивления [2] было обнаружено существенное повышение, как концентрации отдельных вакансий, так и концентрации комплексов точечных дефектов.

Выявлены основные механизмы формирования высокодефектного структурного состояния в никеле: динамическая рекристаллизация, механическое двойникование, дислокационно-дисклинационный механизм, квазивязкий механизм потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных напряжений [3].

Обсуждается роль неравновесных точечных дефектов при кооперативном характере реализации механизмов пластической деформации и переориентации кристаллической решетки в процессе интенсивного деформационного воздействия.

Литература

1. *Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Пинжсин Ю.П. и др. Особенности микроструктуры и механизмы формирования субмикроструктурной меди, полученной методами интенсивной пластической деформации. // ФММ, Т.96. №4. С. 33-43 (2003)*
2. *Setman D., Schafner E., Korznikova E., Zehetbauer M. J.. The presence and nature of vacancy type defects in nanometals obtained by severe plastic deformation // Material science and engineering A. V. 493, p.116–122 (2008).*
3. *Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Гончиков В.Ч., Олемской А.И. Закономерности формирования субструктуры в высокопрочных дисперсно-упроченных сплавах. // Известия ВУЗов. Физика №3 С. 81-92 (1991)*

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНОЙ МИКРОСТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Co ПРИ НЕОДНООСНОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Кашаев Р.М., Корзников А.В., Корзникова Г.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

kashaev@newmail.ru

В магнитных сплавах системы Fe-Cr-Co формирование высококоэрцитивного состояния сопровождается охрупчиванием материала. Одним из способов повышения механических характеристик является формирование ультрамелкозернистой микроструктуры материала. Однако такая структура приводит к снижению магнитных характеристик. Повышение прочностных характеристик при сохранении магнитных в этих сплавах, возможно путем формирования ультрамелкозернистой микроструктуры только в поверхностных слоях. Одним из способов получения такой градиентной структуры является деформирование по схеме кручение с добавлением компонент растяжения либо сжатия при высокой температуре, когда сплав пластичен. При этом формируются структуры градиентного типа с ультрамелкозернистым тонким приповерхностным слоем и крупнозернистой структурой в объеме материала. Это связано с тем, что для кручения сплошного цилиндра характерна неравномерность деформированного состояния в поперечном сечении, степень и скорость деформации увеличиваются от центра цилиндра к его периферии.

Были проведены исследования по влиянию одноосного (растяжение, кручение) и двухосного (кручение + растяжение) на микроструктуру и механическое поведение сплавов 25X15K и 30X8K при температурах 750-850 °С.

Показано, что при всех схемах деформирования магнитотвердый материал проявляет скоростную чувствительность, а также существует единая функциональная связь между интенсивностями напряжений и скоростей деформаций. В условиях пропорционального нагружения (при растяжении с одновременным кручением) выполняется условие пропорциональности между девиаторами напряжений и скоростей деформаций, которое, однако, нарушается при сложном нагружении.

Установлено, что при деформации растяжением с последующим кручением формируется градиентная структура с постепенным переходом от крупнозернистой в центре образца к ультрамелкозернистой структуре в периферийной части. При этом с увеличением угла закручивания размер зерна уменьшается по всему сечению образца.

Следует отметить, что наряду с измельчением зерен в деформированной зоне произошло также и выделение σ фазы преимущественно вдоль границ зерен основной α фазы. Это свидетельствует о том, что деформирование активизирует образование σ фазы, появление которой, в свою очередь, способствует дополнительному измельчению зерен. Сформировавшаяся при такой схеме деформирования градиентная структура дает возможность пластифицировать поверхностные слои заготовки для последующего волочения в предварительно состаренном состоянии с целью получения сильной одноосной текстуры, обеспечивающей максимальные магнитные свойства данного сплава.

ИЗМЕРЕНИЕ ТЕРМОЭДС КАК МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Кашаев Р.М., Мулюков Р.Р., Николаев В.В., Хуснуллин А.М.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

kashaev@newmail.ru

Одним из физических методов структурных исследований является измерение термоэлектродвижущей силы (термоэдс) металлов и сплавов. Традиционное использование этого метода предполагает изучение температурных изменений термоэдс. Измерения термоэдс позволяют установить, в частности, критические точки сплавов, температурные интервалы существования фаз, изучить кинетику фазовых превращений в зависимости от температуры. На основе анализа кривых термоэдс можно установить температурные области, в которых происходят изменения структуры материала. На изменения термоэдс могут влиять магнитные превращения и особенности рассеяния электронов второго и более высокого порядков.

В данной работе приводятся результаты измерения термоэдс в интервале температур $25-900^{\circ}\text{C}$ магнитомягкого материала: электротехнической стали 10880 и магнитотвердого сплава системы Fe-Cr-Co - 25ХК15. Показано, что температурная зависимость коэффициента абсолютной термоэдс для электротехнической стали имеет локальные экстремумы вблизи 550°C и 800°C , а для сплава 25ХК15 - перегиб кривой термоэдс вблизи 600°C . Анализ экспериментальных результатов показал, что экстремумы в температурной зависимости термоэдс электротехнической стали можно объяснить на основе зонной структуры (электронного строения) железа [1], а перегиб кривой абсолютной термоэдс сплава 25ХК15 - спинодальным распадом α - фазы, что подтверждается также пиком на ДСК-кривой [2].

Кроме того, было исследовано влияние исходной микроструктуры на термоэдс титанового сплава VT9. Было рассмотрено два типа микроструктур: мелкозернистая, с вытянутыми и изогнутыми α -зернами (структура горячекатаного в $(\alpha+\beta)$ – области прутка диаметром 40мм); и крупнозернистая пластинчатая, после отжига в β - области. Показано, что в интервале температур $25-150^{\circ}\text{C}$, значения коэффициента термоэдс для образцов с исходной мелкозернистой микроструктурой выше по сравнению с образцами после β -отжига. Такое различие термоэдс может быть использовано для экспресс-контроля структурного состояния титановых сплавов.

Литература

1. Колomoец Н.В., Ведерников М.В. Термоэлектрические свойства ферромагнитных металлов и их сплавов. – Физика твердого тела, 1961, т.3, №9, с.2735-2745.
2. Корзникова Г.Ф. Структура, магнитные и механические свойства ферромагнитных металлов и сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформации. – Дисс. на соиск. докт. техн. наук. г.Уфа, 2006, 262с.

ФОРМИРОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ ЗЕРНОГРАНИЧНОГО АНСАМБЛЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА МЕТОДОМ КРУЧЕНИЯ ПОД ГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Тукеева М.С., Захарова Г.Г., Астафурова Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
Томский государственный университет, г. Томск
tukeeva@sibmail.com*

В данной работе изучено формирование различных типов зернограничного ансамбля при интенсивной пластической деформации кручением под квазигидростатическим давлением (КГД) монокристаллов аустенитной стали Гадфильда (Fe-13Mn-1.3C, мас.%) за счет вариации температуры деформирования. КГД проводили под давлением 5 ГПа на наковальнях Бриджмена при температурах 20 и 400°C. Образцы деформировали на 5 оборотов. Структуру монокристаллов стали Гадфильда после КГД изучали методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа.

КГД монокристаллов стали Гадфильда при комнатной температуре приводит к сильной фрагментации структуры преимущественно за счет образования двойников и полос локализации деформации. Методами рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии в структуре стали Гадфильда после КГД при комнатной температуре обнаружена небольшая доля ϵ - и α' -мартенсита. Формирование мартенсита в стабильной аустенитной стали Гадфильда, по-видимому, является следствием неоднородности монокристалла по составу после роста. С увеличением степени деформации доля мартенсита возрастает. Таким образом, интенсивная пластическая деформация при 20°C связана с образованием границ преимущественно специального типа.

При температуре 400°C в монокристаллах стали Гадфильда деформация двойникованием подавлена, измельчение исходной структуры происходит в основном за счет скольжения и образования полос локализованной деформации. Формирование фрагментированной структуры сопровождается выделением ультрамелкодисперсной карбидной фазы Fe₃C, которая равномерно распределена в объеме материала. Объемная доля карбидов возрастает с ростом числа оборотов при КГД. В структуре после КГД при 400°C редко наблюдаются оборванные двойниковые границы и области, содержащие двойники нескольких систем. Таким образом, при теплом КГД монокристаллов стали Гадфильда фрагментация структуры происходит за счет образования границ зерен преимущественно общего типа, дополнительно стабилизированных частицами ультрамелкодисперсной карбидной фазы Fe₃C.

Формирование высоконеравновесных структур при КГД в обоих температурных режимах сопровождается значительным ростом микротвердости от 2,5 ГПа в исходном состоянии до 7,8 ГПа. Исследование стали Гадфильда после КГД и последующих высокотемпературных отжигов показало, что, независимо от температуры кручения, полученные высокие значения микротвердости сохраняются до температуры отжига T=500°C, а при более высоких температурах уменьшаются и становятся близки к исходному значению до КГД.

Таким образом, кручение под гидростатическим давлением монокристаллов стали Fe-13Mn-1.3C за счет вариации температуры деформирования позволяет сформировать высоконеравновесные фрагментированные структуры с границами преимущественно общего (дополнительно упрочненных карбидами) или специального типов. Независимо от температуры деформирования структура монокристаллов стали Гадфильда после КГД имеет высокую термическую стабильность до 500°C.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ 09-08-99062-р_офи.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПЕРВИЧНЫЕ ФАЗЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА

Никифорова Д. К.², Крымский С. В.¹, Мурашкин М. Ю.^{1,2}, Маркушев М. В.¹

¹⁾ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

²⁾ *Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*
stkr_imsp@mail.ru

К настоящему времени сравнительно малоизучен эффект «холодной» интенсивной пластической деформации (ИПД), приводящей к наноструктурированию алюминиевых сплавов матричного типа, на параметры их первичных и вторичных фаз. Необходимость и актуальность его оценки обусловлена тем, что служебные свойства таких материалов определяются не только уровнем легированности и особенностями зеренного строения их матрицы, но и морфологией, размерами и распределением в ней частиц вторых фаз. Причем, последние параметры играют если не доминирующую, то заметную роль в процессах разрушения сплавов и во многом определяют уровень их ресурсных характеристик.

В качестве материала исследования был взят слиток высокопрочного сплава типа 1965 (Al-8.1Zn-2.2Mg-2.3Cu-0.27Sc-0.1Zr-0.03Fe-0.01Si (вес. %)), полученный полунепрерывным литьем. Перед ИПД кручением под высоким давлением (КВД) слиток гомогенизировали по стандартной процедуре, затем из него вырезали заготовки диаметром 20 и толщиной 1.3 мм, и закачивали их в воду с температуры 460 °С. Кручение проводили до 10 оборотов при комнатной температуре под давлением 6 ГПа.

Методами оптической металлографии и сканирующей электронной микроскопии установлено, что перед ИПД сплав имел типичную структуру матричного типа с равноосными зернами размером ~ 21 мкм, в которых сравнительно равномерно распределены отдельные частицы и конгломераты частиц на основе четырех избыточных фаз: *M* (AlMgCuZn), *T* (AlMgCuZn), *W* (AlCuSc) и алюминидов переходных металлов $Al_3(Sc, Zr)$, представлявшие собой крупные комплексные частицы - совокупность указанных фаз. В структуре также были обнаружены частицы фазы Mg_2Si , встречающиеся редко по причине малого содержания кремния.

Установлено, что КВД, при котором формировалась наноструктура со средним размером фрагментов около 100 нм, не привело к исчезновению какой-либо из идентифицированных фаз. В процессе ИПД происходило хрупкое разрушение наименее прочных, наиболее крупных и наименее компактных по форме частиц и составляющих конгломератов, их перераспределение и изменение преимущественной ориентации в объеме образца выстраиванием вдоль его окружностей. Так, разрушению преимущественно подверглись вытянутые монофазные частицы *M* и *W* фаз, а их фрагменты, и более мелкие компактные *M*, *T* и *W* фазы разворачивались относительно центра образца. Наибольшие же преобразования претерпели конгломераты частиц. Практически все конгломераты разделились вдоль наиболее хрупких их составляющих на более мелкие конгломераты, а также на отдельные фазы, формируя новые межфазные границы с матрицей. В результате ИПД распределение частиц в объеме образца стало более равномерным, их размер заметно уменьшился, и форма стала более компактной. Количественный анализ показал, что площадь, занимаемая избыточными фазами на поверхности шлифа до и после ИПД, не изменилась и составила 3.8 ± 0.6 %, указывая на отсутствие их растворения.

Обсуждены причины обнаруженных феноменологических закономерностей с использованием графических представлений физических процессов.

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Co НА ИХ МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ И МАГНИТОИМПЕДАНСНЫЕ СВОЙСТВА

Семиров А.В., Деревянко М.С., Кудрявцев В.О., Моисеев А.А., Букреев Д.А.

Восточно-Сибирская государственная академия образования, г. Иркутск
semirov@igpu.ru

Проведены исследования влияния отжига электрическим током на магнитные гистерезисные и магнитоимпедансные свойства аморфных проволок состава $Co_{66}Fe_4Nb_{2.5}Si_{12.5}B_{15}$, полученных методом вытяжки из расплава. Диаметр и длина проволоки 175-180 мкм и 30 мм, соответственно. Отжиг образцов производился постоянным электрическим током на воздухе в течение 5 минут. Величина плотности тока отжига j варьировалась от 0 до 37.4×10^6 А/м². Петли магнитного гистерезиса получались индукционным методом. Величина внешнего магнитного поля H , приложенного вдоль длины составляла 3 Э. Частота перемагничивающего поля $f = 2$ кГц. Для численного описания изменений формы петель рассчитаны коэффициенты их выпуклости $\gamma = (BH)_{max}/B_R H_C$ и прямоугольности $k_n = B_R/B_S$, численные значения которых представлены на вставке рис. 1. Магнитоимпедансные измерения проведены с помощью анализатора импеданса Agilent 4294A в диапазоне частот переменного тока (0,001 ÷ 60) МГц при действующем значении силы тока 1 мА.

Максимальное значение напряженности внешнего магнитного поля, приложенного вдоль длины образца, составляло 150 Э. В ходе эксперимента измерялся импеданс проволок и его компоненты, рассчитывался эффект магнитоимпеданса. Характерные изменения петель гистерезиса и магнитоимпедансного эффекта от плотности тока отжига представлены на рисунках 1 и 2, соответственно.

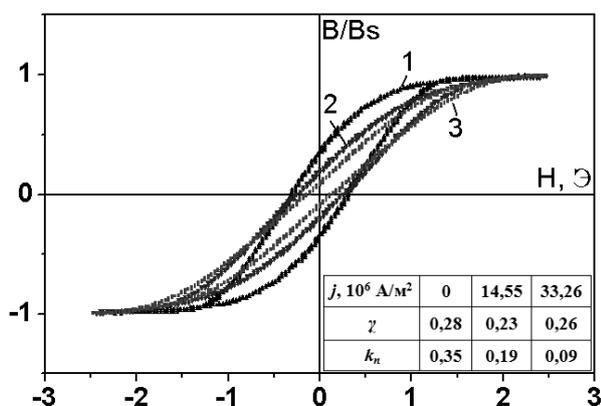


Рис. 1. Петли гистерезиса аморфных проволок состава $Co_{66}Fe_4Nb_{2.5}Si_{12.5}B_{15}$, подвергнутых отжигу электрическим током с различной плотностью:
1 - 0 А/м², 2 - $14,55 \times 10^6$ А/м², 3 - $33,26 \times 10^6$ А/м².

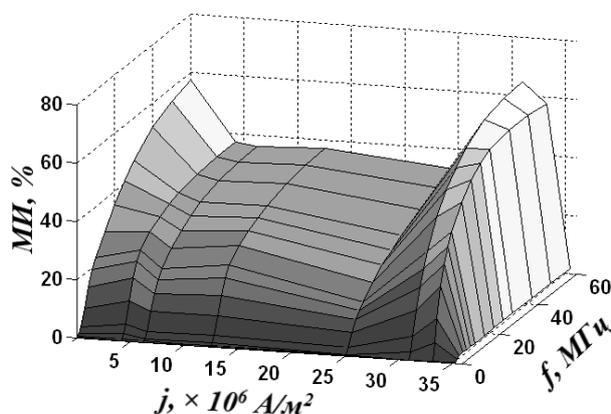


Рис. 2. Зависимость магнитоимпедансного эффекта от плотности тока отжига и частоты переменного тока.

Из анализа магнитных гистерезисных и магнитоимпедансных свойств можно сделать вывод о наличии как минимум трех диапазонов плотностей тока отжига соответствующих различным процессам структурной и магнитной перестройки материала. В тоже время, несмотря на корреляцию диапазонов плотностей тока, вытекающих из наблюдаемых изменений магнитных гистерезисных и магнитоимпедансных свойств, связь между соответствующими значениями гистерезисных и магнитоимпедансных параметров неоднозначна.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Круковский К.В., Кашин О.А., Гриценко Б.П., Гирсова Н.В.

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

Высокая коррозионная стойкость титана в сочетании со сравнительно небольшой плотностью обусловили широкое применение титана и титановых сплавов в качестве как конструкционных, так и функциональных материалов в различных областях техники и медицины. Однако титановые сплавы обладают существенным недостатком - низким сопротивлением изнашиванию при трении. При трении титановые сплавы склонны к схватыванию с контактирующим материалом даже при небольших нагрузках, что приводит к задираобразованию и заклиниванию всего узла трения. Несмотря на это, титановые сплавы используются для изготовления деталей, работающих в условиях трения, особенно авиационной, ракетной и космической технике, в судостроении.

В настоящее время использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД) для формирования ультрамелкозернистой структуры в титане и титановых сплавах позволило повысить их прочностные свойства. Таким образом, открываются новые возможности применения титана и его сплавов, что требует тщательного исследования закономерностей изнашивания ультрамелкозернистых титановых сплавов. В литературе имеются ограниченные сведения о поведении ультрамелкозернистых материалов при трении. Зачастую эти сведения противоречивы. Так, для ультрамелкозернистого титана в работе [1] говорится об улучшении его трибологических характеристик, в то время, как в работе [2] обнаружено снижение износостойкости титана при переходе от крупнозернистой к ультрамелкозернистой структуре.

В настоящей работе были исследованы закономерности изнашивания ультрамелкозернистых титана ВТ1-0 и сплавов ПТ-3В и ВТ6 в условиях трения с граничной смазкой в сравнении с крупнозернистыми материалами. Ультрамелкозернистая структура была сформирована по различным режимам методом всестороннего изотермического прессования (*авс*-прессования) с дополнительной прокаткой при различных температурах.

Установлено, что для крупнозернистых материалов наибольшим сопротивлением изнашиванию в исследованных условиях трения обладает нелегированный титан ВТ1-0. С увеличением содержания легирующих элементов сопротивление изнашиванию снижается. Эти различия отражаются на кинетике изнашивания, на морфологии поверхности трения, на структуре частиц износа.

При переходе к ультрамелкозернистой структуре сопротивление изнашиванию изменилось по разному в зависимости от степени неравновесности структуры исследованных материалов. В том случае, когда условия формирования ультрамелкозернистой структуры обеспечивали протекание процессов возврата (обработка при повышенных температурах), то сопротивление изнашиванию возрастало или, по крайней мере, не уменьшалось. Когда же на заключительном этапе формирование ультрамелкозернистой структуры проводили при комнатной температуре, то сопротивление изнашиванию резко снижалось.

Литература

1. Шустер Л.Ш., Мигранов М.Ш., Чертовских С.В., Садыкова А.Я. Триботехнические характеристики титана с ультрамелкозернистой структурой // Трение и износ, т. 26, №2, с. 208-214 (2005).
2. Garbacz H., Gradzka-Dahlke M., Kurzydłowski K.J. The tribological properties of nano-titanium obtained by hydrostatic extrusion // Wear, v. 263, №1-6, SPEC. ISS, p. 572-578 (2007).

ИОННАЯ ИМПЛАНТАЦИЯ КАК МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ТИТАНА С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРОЙ

Шаркеев Ю.П.¹, Кукареко В.А.², Ерошенко А.Ю.¹, Кучина А.С.¹, Белый А.В.³,
Батаев В.А.⁴, Смирнов А.И.⁴

¹ Учреждение Российской академии наук Институт физики прочности и материаловедения
Сибирского отделения РАН, г. Томск, Россия

² Объединенный институт Машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

³ Физико-технический институт НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь

⁴ Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия
eroshenko@ispms.tsc.ru

Применение интенсивной пластической деформации позволяет формировать в титане ультрамелкозернистое состояние вплоть до наноструктурного с размером элементов структуры менее 100 нм. Важной проблемой при использовании ультрамелкозернистого титана является его невысокое сопротивление разрушению при циклических нагрузках. Эффективным способом повышения характеристик выносливости и износостойкости титана является метод высокоинтенсивной ионной имплантации азотом.

В работе представлены результаты исследования влияния высокоинтенсивной имплантации ионами азота на усталостные свойства титана в крупнозернистом и ультрамелкозернистом/субмикроструктурном состояниях. Субмикроструктурную структуру в титане получали методом абс-прессованием в сочетании с многоходовой прокаткой. Для повышения пластичности титана образцы после прокатки отжигали при 300°C. Средний размер элементов структуры титана оказался равным 0,16 мкм. Крупнокристаллическое состояние с размером зерна 20 мкм получали при рекристаллизационном отжиге заготовок субмикроструктурного титана. Образцы титана в субмикроструктурном и крупнокристаллическом состояниях подвергались высокоинтенсивной ионной имплантации азотом при энергии ионов 2-3 кэВ и плотности ионного тока 2 мА/см². В зависимости от исходного структурного состояния образцов и термостабильности титана в субмикроструктурном состоянии температура ионной обработки выбиралась равной 350, 400 и 550°C.

Установлено, что ионная обработка титана в крупно- и субмикроструктурном состояниях повышает циклическую долговечность титана в области многоциклового усталости. Ограниченный предел выносливости (на базе 2×10^6 циклов) для крупнокристаллического титана после ионной обработки при 550°C составил 300 МПа. Ионная обработка субмикроструктурного титана при 400°C приводит к начальной рекристаллизации и укрупнению элементов структуры, что способствует снижению его выносливости, а насыщение азотом поверхностного слоя увеличивает сопротивление зарождению усталостных микротрещин, что повышает выносливость титана. При ионной имплантации субмикроструктурного титана при температуре 350°C, которая является верхним пределом термостабильности механических свойств субмикроструктурного титана, идет увеличение число циклов до разрушения в области многоциклового усталости в 2,5 раза по сравнению с неимплантированным состоянием. Представлены результаты исследования микроструктуры титана в крупнокристаллическом, субмикроструктурном, исходном состоянии, после ионной имплантации и после испытаний на усталость.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП, гос.контракт №02.512.11.2285; программы фундаментальных исследований Президиума РАН, проект 18.2; Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2010-2012г.г., III.20.2, проект № III.20.2.2.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАЗМЕРОВ ЧАСТИЦ НА СВЕЧЕНИЕ ЛЮМИНОФОРА ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ПУЧКОМ ЭЛЕКТРОНОВ

Карпов А.М., Зуев М.Г.

*Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург
slowcoach@uralweb.ru*

Одним из основных направлений изучения люминесцентных свойств кристаллофосфоров является исследование воздействия квантово размерного эффекта на спектрально люминесцентные характеристики материалов [1]. В качестве объектов исследования выступают оксиапатит силикаты, активированные Eu^{3+} . Целью исследования было выяснить, каким образом размерный эффект влияет на свечение люминофора. В качестве метода исследования выступает растровая электронная микроскопия.

Для получения оксиапатит силикатов было использовано два метода синтеза: метод высокотемпературного керамического синтеза и цитратный метод.

Электронные микроскопические изображения поверхности, полученные на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6390LA, использовались для изучения образцов (Рис.1) На левом изображении приведено зерно чистого оксиапатит силиката иттрия. На правом изображении приведено зерно активированного образца.

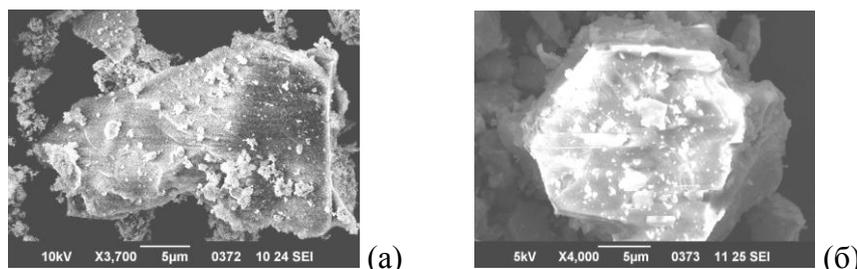


Рис.1 Электронные микроскопические изображения оксиапатит силикатов: (а) – $\text{Sr}_2\text{Y}_8\text{Si}_6\text{O}_{26}$ (б) – $\text{Sr}_2\text{Y}_8\text{Si}_6\text{O}_{26}:0.15\text{Eu}$, полученных твердофазным синтезом

Из микроизображений видно, что образец, без добавки Eu^{3+} не светится при $U=10\text{ kV}$, в то время, для активированного образца наблюдается свечение при $U=5\text{ kV}$. Причем свечение реализуется только на гранях крупного зерна и на мелких включениях.

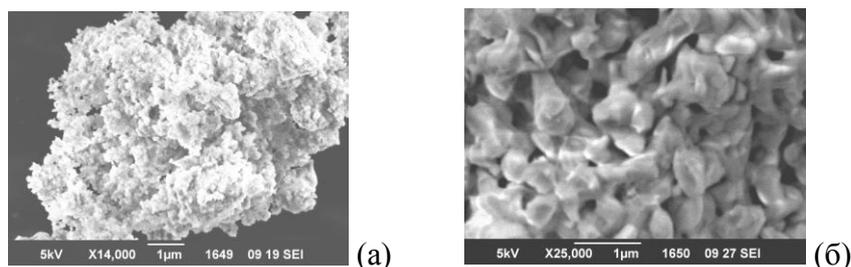


Рис.1 Электронные микроскопические изображения оксиапатит силикатов: (а) – $\text{Sr}_2\text{Y}_8\text{Si}_6\text{O}_{26}$ (б) – $\text{Sr}_2\text{Y}_8\text{Si}_6\text{O}_{26}:0.15\text{Eu}$, полученных цитратным методом

Из анализа микроизображений образцов, полученных цитратным методом можно сделать следующие выводы. При уменьшении размеров частиц активированных кристаллофосфоров (Рис.2, б) происходит тушение свечения, вызванного облучением образца пучком электронов. Следовательно, перенос энергии к центрам активации реализуется только при наличии крупной и мелкой фракции.

Литература

1. Знаменский Н.В. Малюкин Ю.В. Спектры и динамика оптических переходов РЗ ионов в кристаллах. М.: Физматлит, 2008, 178 с.

МОДИФИКАЦИЯ СТРУКТУРЫ И УЛУЧШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОРОШКОВЫХ БРИКЕТОВ ИЗ АЛЮМИНИЯ С ПОМОЩЬЮ ЭКСТРУЗИИ

Русин Н.М., Курбатова К.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск
rusinnm@mail.ru

С целью получения материалов с субмикронной и наноструктурой экструзию как метод интенсивной пластической деформации металлических материалов практически не используют. В частности по той причине, что при больших деформациях с помощью экструзии образцы значительно утоняются, и это резко ограничивает сферу их практического применения. Использование в таком процессе исходных образцов большего размера ограничивается силовыми параметрами экструзии, требующей высоких давлений и соответствующей прочности прессового инструмента: $P = \sigma_T \ln \lambda$, где λ - коэффициент вытяжки образцов, а σ_T - напряжение течения материала. Повышение температуры экструзии с целью уменьшения силовых параметров прессования приводит к рекристаллизационному росту деформационной структуры, то есть делает эффект больших деформаций ничтожным.

В настоящей работе использовалась пресс-форма, позволяющая из однократно экструдированных прутков составлять новый образец с размерами близкими к исходному и подвергать его повторному прессованию в той же пресс-форме. Данную операцию можно повторять неограниченное число раз, достигая больших суммарных деформаций, однако давление прессования при этом практически не меняется, поскольку величина λ остаётся неизменной. Экструзии подвергали технически чистые порошки марки ПА. Матрица имела конусообразные стенки с углом наклона 45^0 , площадь сечения выходного отверстия обеспечивала экструзию с коэффициентом $\lambda = 4,5$.

В результате экструзии порошки не только уплотнялись до практически теоретической величины, но и форма их претерпевала существенные изменения. Из начальных сферических порошков они превращались в тонкие вытянутые объекты, диаметр которых утонялся с каждым прессованием более чем в два раза, а длина возрастала почти в четыре раза с каждым прессованием. Такие большие деформации привели к быстрой фрагментации зёрненной структуры порошков алюминия. В начале образуются области с крупными вытянутыми субзёрнами, разделёнными прямыми "ножевыми" границами высокоугловой разориентации. Эти ножевые границы представляли собой трансформированные границы исходных зёрен.

По мере увеличения величины пластической деформации происходило дальнейшее измельчение субзёрненной структуры алюминия и превращение её в субмикрокристаллическую. Границы новых зёрен становились неотличимы от границ исходных зёрен. Микротвёрдость материала к моменту образования новых зёрен переставала расти, что указывает на интенсивно протекающие процессы возврата и рекристаллизации в экструдированном материале.

На основании полученных результатов делается вывод, что выбранный метод повторяющейся экструзии вполне приемлем с целью как уплотнения порошковых материалов, так и измельчения их зёрненной структуры. Это позволяет получать ультрамелкозернистые материалы из крупных порошков промышленного выпуска, имеющих относительно невысокую цену.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ по проекту № 08-08-00314а

СПЕЦИФИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОМАТЕРИАЛОВ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ПРИМЕСЕЙ

Малашенко В.В.^{1,2}

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

²Донецкий национальный технический университет, г. Донецк, Украина

malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua

Как известно, на формирование свойств наноматериалов существенное влияние оказывает их поверхность. Настоящая работа посвящена теоретическому анализу влияния сил изображения на скольжение краевой дислокации в приповерхностном слое кристалла, содержащего упругие точечные дефекты как на поверхности кристалла, так и в его объеме. В большинстве работ последних лет методом молекулярной динамики численно исследовалась задача о выходе дислокации на поверхность кристалла. Однако поверхность кристалла оказывает влияние и на динамику дислокаций, движущихся параллельно этой поверхности.

Показано, что наличие свободной поверхности не приводит к появлению сил, действующих на дислокацию в плоскости скольжения, однако изменяет форму колебательного спектра, создавая в нем щель, величина которой зависит от расстояния между плоскостью скольжения дислокации и поверхностью. С учетом сил изображения получено аналитическое выражение для силы торможения краевой дислокации, движущейся параллельно поверхности кристалла, точечными дефектами, случайным образом распределенными по этой поверхности. Предсказан эффект динамической блокировки влияния поверхностных точечных дефектов на скольжение краевой дислокации. Возникновение этого эффекта обусловлено возникновением щели в колебательном спектре дислокации. Получено аналитическое выражение для силы торможения объемно распределенными точечными дефектами краевой дислокации, движущейся в приповерхностном слое кристалла. Показано, что действие сил изображения оказывает весьма существенное влияние на силу торможения, изменяя как ее зависимость от параметров задачи (концентрация и мощность дефектов, удаленность от поверхности), так и величину (уменьшение может достигать двух порядков).

Выполнены численные оценки толщины приповерхностного слоя, определяющего область влияния поверхности на динамическое торможение дислокаций. Показано, что размеры слоя могут составлять от нескольких нанометров до нескольких десятков нанометров. На основании выполненных исследований и численных оценок сделан вывод о том, что силы изображения полностью блокируют влияние поверхностных упругих точечных дефектов и значительно снижают влияние объемно распределенных точечных дефектов на динамическое скольжение дислокаций в приповерхностном слое. Полученные результаты важны при исследовании динамики краевых дислокаций в наноматериалах с высокой концентрацией примеси.

Литература

1. Малашенко В.В. Эффект динамической блокировки влияния поверхностных точечных дефектов на скольжение краевых дислокаций // ФТТ, т. 51, № 4, с. 703 (2009).
2. Malashenko V. V. Dynamic drag of dislocation by point defects in near-surface crystal layer // Modern Phys. Lett. B, Vol. 23, № 16, p. 2041 (2009).
3. Malashenko V. V. Dynamic drag of edge dislocation by circular prismatic loops and point defects // Physica B: Phys. Cond. Mat., Vol. 404, № 21, p. 3890 (2009).

АДЕКВАТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Прокофьева О.В., Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю.

Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк, Украина
prokofok@mail.ru

Пластичность определяется, как способность материала пластически деформироваться до разрушения. Из стандартных параметров, принятых в материаловедении и машиностроении для оценки пластичности, используют относительное удлинение до разрыва δ и относительное сужение в шейке образца ψ . Параметр равномерного удлинения до образования шейки δ_u , который иногда ошибочно связывают с пластичностью, в действительности не является её характеристикой, так как не связан с разрушением материала. Он характеризует момент потери устойчивости конструкций и определяется интенсивностью деформационного упрочнения.

Для оценки пластических свойств крупнокристаллических материалов параметры ψ и δ могут использоваться в равной степени. Однако различие между ними становится существенным, когда речь заходит о наноматериалах, получаемых методами интенсивной пластической деформации. Невнимание к вопросу корректности используемой меры пластичности привело к противоречивым оценкам пластических свойств наноматериалов в публикациях последних лет.

В докладе на основе модельного представления растяжения стандартного цилиндрического образца получено соотношение взаимосвязи между упомянутыми параметрами в виде: $\delta = \delta_u + f(\delta_u, \psi)$. Численный анализ соотношения показал, что параметр δ в значительной степени определяется величиной параметра δ_u и слабо зависит от значений ψ (см. рис.1). Это говорит о том, что для материалов с малой интенсивностью деформационного упрочнения (малым δ_u) пластичность по δ всегда будет низкой. При этом для металлов в наноструктурном состоянии характерно как раз слабое деформационное упрочнение, так как их прочностные свойства, как правило, уже вышли на насыщение.

В силу разных причин, параметр δ получил наибольшее распространение для оценки пластических свойств материалов. Однако легко показать, что именно ψ однозначно определяет эквивалентную деформацию, которую материал может накопить до разрушения: $e = -\ln(1-\psi)$ и является количественной мерой пластичности по определению. Таким образом, корректная оценка пластичности наноматериала может быть получена только с использованием параметра относительного сужения в шейке ψ . Эксперименты по винтовой экструзии титанового сплава ВТ1-0 подтвердили, что эффект повышения пластичности по параметру ψ после определённого числа проходов практически не индексируется показателями δ и δ_u .

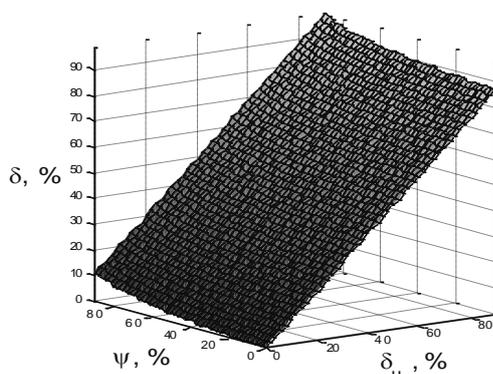


Рис. 1. Численный анализ соотношения между параметрами δ_u , ψ и δ .

СОСТОЯНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛОВ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА КАК ФАКТОР ФОРМИРОВАНИЯ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ

Баранов М.А., Черных Е.В., Щербаков В.М., Романенко В.В.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул
jane_5@mail.ru

Создание сталей и сплавов с заданным набором механических свойств (МС) представляет собой длительную и трудоёмкую задачу. Привлечение же методов компьютерного моделирования могло бы существенно сократить время и стоимость её решения. Однако прямое атомно-дискретное моделирование процесса механических испытаний, соответствующего определённому МС многокомпонентного поликристаллического образца пока нереализуемо. В то же время, пластическая деформация, неизбежно сопутствующая тому или иному механическому испытанию, во многом зависит от подвижности дислокаций, которая, в свою очередь, определяется состоянием материала – размером зёрен, наличием и распределением мелкодисперсных частиц, степенью наклёпа и рядом других факторов.

Исходя из гипотезы о том, что механические свойства сталей и сплавов определяются, главным образом, состоянием кристаллических решёток, образующих их зёрен, выполнено атомно-дискретное моделирование конфигурационных состояний кристаллических решёток ~60 промышленно выпускаемых сталей аустенитного класса и их последующее сопоставление с имеющимися в справочной литературе данными об их МС – пределе текучести, пределе прочности, относительном удлинении и твердости по Бринеллю. В качестве параметров состояния рассматривалось среднее значение S_m смещения атомов относительно положений узлов идеальной решётки и величина энергии связи E_{CB} в расчёте на атом. Зависимости показателей МС данного класса сталей аппроксимировались корреляционной функцией $MC = p_0 + p_1 E_{CB} S_m + p_2 E_{CB} + p_3 S_m$. Значения параметров p_0, \dots, p_3 определялись методом наименьших квадратов из условия близости набора рассчитанных показателей МС к набору измеренных. Линии постоянных значений твердости НВ для данного класса сталей приведены на рисунке. Сопоставление подобных номограмм для различных МС и последующее компьютерное варьирование состава сплава составляют основу для создания материалов с заранее заданным набором МС.

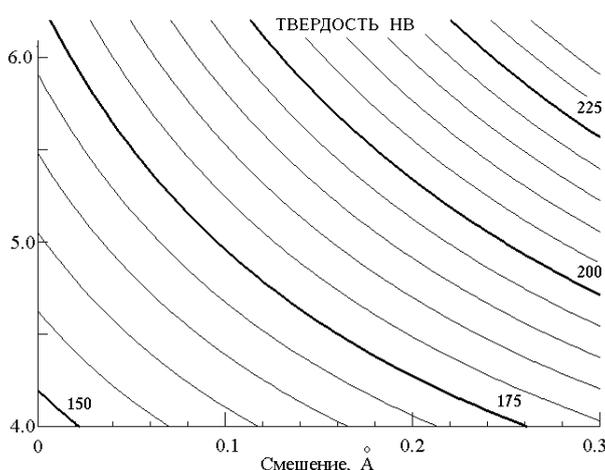


Рис.1. Линии постоянных значений твердости НВ

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований - проект № 08-08-98007 и администрации Алтайского края.

ИЗУЧЕНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ V-4Ti-4Cr ПОСЛЕ РАСТЯЖЕНИЯ ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Гриняев К.В.¹, Дитенберг И.А.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³

¹Томский Государственный Университет, г. Томск

²Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск

³ОАО ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, г. Москва
daemonmv@inbox.ru

В настоящей работе, с применением методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии, проведено исследование особенностей структуры образцов сплава системы V-4Ti-4Cr после многократного всестороннего прессования (МВП) и последующего растяжения при разных температурах.

Показано, что после обработки методом МВП в материале формируется сильнонеоднородное структурное состояние, представленное участками, состоящими из практически равноосных мелкокристаллических зерен и областей из микрополос шириной от нескольких десятков нанометров до десятых долей микрона. Последующая термическая обработка приводит к формированию своеобразного структурного композита, характеризуемого чередованием участков с крупными (10÷20 мкм) зёрнами и прослоек из более мелких (размерами не более 0,3÷3 мкм) кристаллитов. При этом, немаловажным элементом такого композиционного состояния являются частицы на основе фаз внедрения, повышенная плотность которых, как правило, наблюдается в областях с мелкими зёрнами. Фактически, неоднородность гетерофазной структуры является следствием неоднородности исходного структурно-фазового состояния и локализации процессов пластической деформации.

Для аттестации характеристик кратковременной прочности и пластичности материала проведены испытания активным растяжением при разных температурах [1]. В процессе исследования структуры образцов после механических испытаний были выявлены некоторые особенности пластической деформации. Так, при температуре 20 °С деформация протекает, как правило, в объеме кристаллитов и сопровождается интенсивной фрагментацией элементов зеренной структуры, в результате которой характерный размер зерен в области локализации (шейка) уменьшается до субмикронных масштабов, в то время как при 800 °С локализация деформационных процессов происходит, в основном, по границам кристаллитов.

Проведен анализ влияния как исходного неоднородного структурно-фазового состояния изучаемого сплава, так и кооперативного действия возможных механизмов пластической деформации и переориентации кристаллической решетки на комплекс механических свойств, особенности деформации и разрушения при растяжении в разных температурных условиях.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов Российского фонда фундаментальных исследований (09-03-99007-р_офи), Президента Российской Федерации (МК-658.2009.8), Федерального Агентства РФ по образованию (ГК № П2172). Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.

Литература

1. Гриняев К.В., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Чернов В.М. Влияние режимов многократного всестороннего прессования на микроструктуру и механические свойства сплава системы V-4%Ti-4%Cr // Перспективные Материалы. – 2009. – спец. выпуск 7. – С. 89-94.

ДЕФОРМИРУЕМОСТЬ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОЛОС ИЗ СПЛАВА ВТ6 ПОДВЕРГНУТЫХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКЕ

Семендеева О.В.¹, Учеваткина Н.В.¹, Столяров В.В.^{1,2}

¹Московский государственный индустриальный университет, г. Москва

²Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, г. Москва

hassandra86@yandex.ru

Электропластическая прокатка (ЭПП) является одним из эффективных методов получения наноструктуры в титановых сплавах [1]. До настоящего времени ЭПП применялась при обработке чистых или однофазных сплавов. В данной работе этому методу воздействия, путем стимулирования пластической деформации при холодной прокатке импульсным током, подвергается двухфазный сплав ВТ6. Использование ЭПП при обработке материала позволит сформировать в нем структуру с повышенными технологическими и эксплуатационными свойствами.

Прутки сплава ВТ6 (Ti 86,485÷91,2%; Al 5,3÷6,8%; V 3,5÷5,3%) были поставлены Верхнесалдинским металлургическим заводом в соответствии с техническими условиями. Прокатка полос размером 2×11×100 мм проводилась в различных исходных состояниях (закаленном, отожженном) при следующих режимах импульсного тока: плотность тока $j = 100-120 \text{ А/мм}^2$, длительность импульса $\tau = 120 \text{ мкс}$, частота $F = 830 \text{ Гц}$. Плотность тока была выбрана с учетом того, что при меньшем значении ток не оказывал воздействия на образец, а при большем происходил перегрев образца. Измеряемыми характеристиками были разовая и накопленная степень деформации «e» за проход, по которой судили о деформируемости сплава, а также микротвердость, позволяющая получить представление о степени упрочнения. Деформационная способность сплава оценивалась величиной истинной деформации $e = \ln h_0 / h_k$, где h_0 и h_k – толщина образца до и после деформации. Для сравнения выполнена холодная прокатка (ХП) образца без тока и прокатка образца с током (ЭПП). В процессе прокатки образцов измеряли микротвердость после каждой серии циклов, чтобы определить, как пластическая деформация влияет на механические свойства сплава ВТ6.

Результаты исследования показывают, что образцы, прокатываемые с током, обладают лучшей способностью к деформации и демонстрируют более сильное измельчение микроструктуры по сравнению с образцами, прокатанными без тока. Например, закаленный из β - области сплав с мартенситной структурой при прокатке без тока имеет более низкую деформируемость ($e=0,45$), чем при прокатке с током ($e=1,32$). Сплав, закаленный из двухфазной ($\alpha+\beta$) - области или подвергнутый отжигу при различных температурах, имеет более высокую деформационную способность по сравнению со сплавом, закаленным из β - области: при прокатке без тока $e = 0,56$, а при прокатке с током $e \geq 2$.

Выявлена особенность сплава ВТ6 к залечиванию микротрещин под воздействием электрического тока и за счет этого явления увеличивать пластичность и деформационную способность.

Исследование микротвердости полос деформируемого сплава ВТ6 показало, что при малых степенях деформации образцы с током и без тока практически не отличались, однако с увеличением деформации наблюдалось увеличение микротвердости (5-15%), связанное с упрочнением. Микротвердость образцов, деформированных с током, меньше чем у тех, которые деформировались без тока, что возможно связано с динамическим возвратом вызванным тепловым эффектом электрического тока.

Работа выполнена в рамках госконтрактов № 02.740.11.0128 и П340

Литература

1. В.В. Столяров, У.Х. Угурчиев, И.Б. Трубицына, С.Д. Прокошкин, Е.А. Прокофьев, Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi, ФТВД, 4, 16 (2006) 48-51.

ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Мурашкин М.Ю., Бобрук Е.В., Казыханов В.У., Валиев Р.З.

Институт физики перспективных материалов, Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
maxmur@mail.rb.ru

Целью исследования являлось установление оптимальных условий достижения высокой прочности и пластичности в термически упрочняемых алюминиевых сплавах системы Al-Mg-Si за счет формирования в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры. УМЗ структура была сформирована с использованием таких методов интенсивной пластической деформации (ИПД) как равноканальное угловое прессование (РКУП) и равноканальное угловое прессование в параллельных каналах (РКУП-ПК), а также за счет дисперсионного твердения, реализуемого в ходе пост-деформационной термической обработки - искусственного старения (ИС).

Осуществлен анализ микроструктуры и механических свойств термически упрочняемого алюминиевого сплава АД31, подвергнутого обработке ИПД. Показано, что как после 12 циклов обработки РКУП, так и 4 циклов РКУП-ПК в заготовках исследуемого сплава формируется однородная УМЗ структура с размером зёрен около 500 нм.

В результате исследования влияния режимов пост-деформационного искусственного старения на механические свойства было установлено, что одновременное улучшение характеристик прочности и пластичности достигается в заготовках исследуемого сплава, УМЗ состояние в котором было сформировано обработкой методом РКУП-ПК. После искусственного старения УМЗ заготовок, полученных РКУП, подобного улучшения механических свойств обнаружено не было.

Используя такие методы исследований структуры, как просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения и рентгеноструктурный анализ, были выявлены причины, обуславливающие различия в механическом поведении исследуемого УМЗ материала. В частности, было установлено, что сокращение времени обработки ИПД, достигнутое при использовании метода РКУП-ПК, позволяет наряду с формированием УМЗ структуры сохранить концентрацию легирующих элементов в алюминиевом твердом растворе на уровне, гарантирующем реализацию упрочнения за счет дисперсионного твердения при последующем ИС.

Обнаруженный эффект повышения прочности и пластичности, установленный в сплаве АД31 после обработки РКУП-ПК и последующего искусственного старения, также был достигнут и в сплаве АВ после аналогичной деформационно-термической обработки.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ НАМАГНИЧЕННОСТИ СПЛАВА Fe-14Al-2Cr

Валеев И.Ш.¹, Альмухаметов Р.Ф.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Башкирский государственный университет, г. Уфа

valeevs@mail.ru

Изучение изменений свойств, в том числе и магнитных, происходящих в металлах и сплавах после различных видов механических и термических обработок позволяет выявлять процессы, происходящие в их структуре.

В данной работе приводятся результаты исследования температурной зависимости намагниченности сплава Fe-14%Al-2%Cr в крупнозернистом состоянии после закалки с 1300 К и после деформации закаленного образца на 50 %.

Кривые температурных зависимостей намагниченности закаленного крупнозернистого образца, снятые при нагревании и охлаждении, представлены на рис. 1а.

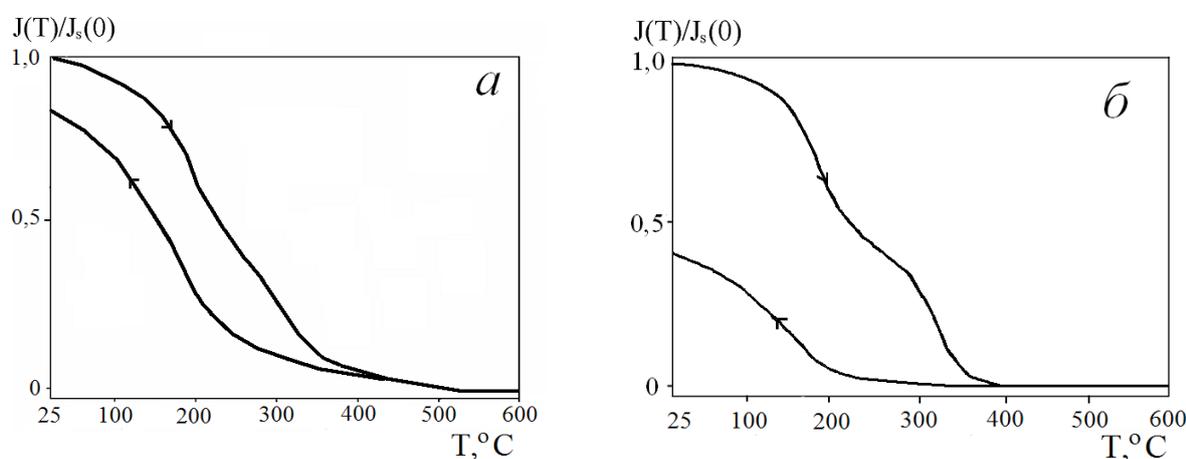


Рис.1. Температурная зависимость намагниченности: а)закаленный крупнозернистый образец, б)деформированный образец

На кривой нагревания при 200°C имеется перегиб. Проведенные исследования показали, что перегиб связан с тем, что в результате закалки происходит некоторое разупорядочение структуры сплава, которая, начиная с температуры 200°C, вновь упорядочивается. На такое поведение закаленного сплава указывает температурная зависимость намагниченности, снятая при охлаждении образца, на которой не наблюдается никаких перегибов. Интересным является и то, что величина намагниченности закаленного образца выше, чем у отожженного образца. Этот факт, по-видимому, связан с наличием в составе сплава небольшого количества атомов Cr.

На кривых, соответствующих деформированному образцу (рис. 1б), наблюдается более отчетливый перегиб, а величина намагниченности после охлаждения образца составляет менее половины значения, соответствующего крупнозернистому состоянию. Наблюдаемая разница в значениях намагниченности до нагревания и после охлаждения, возможно, связана с измельчением зеренной структуры образца в процессе деформации, что и приводит к большей степени упорядочения.

ТЕКСТУРА И СТРУКТУРА СПЛАВА МА14 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ

Валеев И.Ш., Попов В.А., Даниленко В.Н.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
valeevs@mail.ru

Для получения мелкозернистой структуры литые или гомогенизированные заготовки из деформируемых магниевых сплавов подвергают равноканальному угловому прессованию, изотермической деформации, гидростатической экструзии и т.д. Эти известные процессы термомеханической обработки, направленные на формирование мелкозернистых структур, требуют достижения больших деформаций и отличаются высокой стоимостью и низкой технологичностью. Одним из перспективных направлений измельчения структуры металлов и сплавов является электроимпульсная обработка (ЭИО) предварительно деформированного материала.

Исследования проводили на магниевом сплаве МА14 (Mg-6,9%Zn-0,72%Zr). Образцы гомогенизировали при температуре 400°C в течение 8 часов. Средний размер исходных зерен при этом составил 55 мкм. Затем сплав деформировали холодной прокаткой до степеней деформации 25% и 44%. ЭИО проводили на магнитно-импульсной установке Г12-40 по методике [1]. Образцы обрабатывали импульсами с минимальным значением вложенной энергии $K_j=0,07707 \cdot 10^5 \text{ A}^2\text{c}/\text{мм}^4$, и с максимальным значением $K_j=0,11364 \cdot 10^5 \text{ A}^2\text{c}/\text{мм}^4$.

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе «Axiovert100A» с программой обработки изображения «KSLite 300». Рентгено-структурный анализ (РСА) текстуры проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН 4-07. Использовали CuK_α излучение с фокусировкой по Брега – Брентано со щелями Соллера на первичном пучке и графитовым кристалл-монокроматором на дифрагированном пучке. Для обработки экспериментальных данных использовали программный пакет «Maud» (Materials Analysis Using Diffraction).

РСА показал, что текстура исходных образцов являлась многокомпонентной. После воздействия импульсов тока с минимальной энергией образцы имели текстуры с ориентировкой $\langle 001 \rangle$, увеличение энергии ЭИО привело к формированию текстуры с двойной ориентировкой $\langle 001 \rangle + \langle 103 \rangle$, острота которой более выражена для образца, предварительно деформированного на большую степень.

Для обеих степеней предварительной деформации и вложенных энергий, ЭИО приводит к формированию смешанной структуры, в которой большие вытянутые зерна окружены регионами с мелкими рекристаллизованными зернами. Увеличение степени предварительной деформации и повышение энергии ЭИО приводит к изменению распределения зерен по размерам в сторону увеличения количества мелких рекристаллизованных зерен.

Литература

1. Валеев И.Ш., Барыкин Н.П., Трифонов В.Г. Структура и механические свойства алюминиевого сплава АМг6, подвергнутого пластической деформации и электроимпульсной обработке. // Вопросы материаловедения. № 1(37). - с. 23-31. (2004).

ВЛИЯНИЕ РКУ ПРЕССОВАНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Кабиров Р.Р.¹, Зарипов Н.Г.²

¹. *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

². *Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*
Kabirovr@mail.ru

РКУ- прессование, реализующий деформацию массивных объемных образцов простым сдвигом и дающий возможность подвергать материалы интенсивной пластической деформации практически без изменения поперечного сечения за счет повторного многократного деформирования.

В целом, несмотря на достаточно большое число публикаций по методам получения, исследования структуры и свойств ультрамелкозернистых и субмикроструктурных металлов процессы, определяющие изменения свойств остаются малоизученными. Кроме того, из-за сложности получения высоких степеней деформаций объектами исследований в основном становятся относительно пластичные металлы (медь, никель, алюминий) и сплавы на их основе. Но в последнее время значительно возрос интерес к сталям, однако многие вопросы формирования их структуры и свойств в процессе ИПД остаются открытыми.

Целью данной работы является исследование влияния режимов РКУП на механические свойства и формирование структуры малоуглеродистых сталей.

В качестве материала исследований была выбрана малоуглеродистая сталь 20 (для уменьшения исходной карбидной неоднородности образцы перед РКУ прессованием подвергались предварительной термообработке. РКУП проводилось при 400°С, угол пересечения каналов 120°, количество циклов 4, 8 и 12, с поворотом на 90°.

Были проведены исследования микроструктуры с использованием оптической и электронной микроскопии, оценивались прочностные характеристики и твердость.

Исследования образцов при растяжении показали, что разрушение происходит с образованием шейки, в термообработанном состоянии наблюдается достаточно широкая область упрочнения. РКУП-обработка приводит к появлению площадки (при 4 проходах РКУП) и «зуба» текучести (при 8 и более проходах РКУП) при этом с увеличением числа проходов величина «зуба» увеличивается.

Результаты прочностных испытаний показали, что РКУП обработка приводит к 1,5-2 кратному увеличению прочностных характеристик, При этом относительное удлинение уменьшается с 26 до 18%. Увеличение количества проходов РКУП до 8 приводит к увеличению прочностных характеристик и к уменьшению относительного удлинения. Дальнейшее увеличение количества проходов приводит к некоторому снижению прочности, монотонность снижения δ сохраняется. Также происходит увеличение твердости.

Металлографическими исследованиями образцов показана некоторая неоднородность ферритно-перлитной структуры при всех режимах обработки, увеличение числа проходов приводит к измельчению зерна. И как показали исследования тонкой структуры при 4 и 12 проходах формируется достаточно однородная структура по объему со средним размером зерна 200 нм и 170 нм соответственно. После РКУП- обработки участки как ферритной, так и перлитной структурных составляющих ориентированы в основном в направлении оси образца. Увеличение числа проходов приводит к увеличению относительной доли ультрамелких зерен, для материала после 12 кратной РКУП обработки.

Таким образом, РКУ прессование приводит к эффективному измельчению структуры, с формированием субзеренной фрагментированной структуры (со средним размером зерен около 200 нм), увеличению микротвердости и твердости, к увеличению прочностных характеристик и к 2 кратному уменьшению относительного удлинения. Увеличение числа проходов РКУП не приводит к качественному изменению свойств.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Кабиров Р.Р., Нурисламов А.Х.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Kabirovr@mail.ru

В последние годы остро стоит проблема создания особопрочных «полутвердых» магнитных материалов для гистерезисных двигателей, возникшая в связи с необходимостью увеличения скорости вращения дисковых роторов центрифуг до 100 000 и более оборотов в минуту. В связи с этим особый интерес представляют мартенситно-стареющие стали обладающие наилучшим сочетанием прочности, пластичности и сопротивлению хрупкому разрушению. Высокий уровень прочности, достигаемый в этих сталях, обусловлен процессами старения в безуглеродистом мартенсите, который в исходном несостаренном состоянии обладает высокой пластичностью и относительно малой прочностью. Упрочнение сталей осуществляется при старении и обусловлено процессами выделения тонкодисперсных интерметаллидных частиц, когерентно связанных с матрицей.

Наилучшими прочностными характеристиками обладают мартенситно-стареющие стали, легированные тугоплавкими металлами, такими как W, Mo. В термообработанном состоянии механические характеристики таких сталей может достигать, $\sigma_{0,2}$ - 2000 МПа σ_B – 2100 МПа δ - 5%, при твердости 52 HRC. Однако в литературе отсутствуют данные по изучению их магнитных свойств, а также не изучены способы повышения свойств, например холодной пластической деформацией, позволяющий получать весьма не плохие результаты на углеродистых сталях.

Целью данной работы является изучение влияния деформационно-термической обработки на структуру, магнитные и механические свойства мартенситно-стареющей стали, легированной вольфрамом.

Образцы получали закалкой на безуглеродистый мартенсит, с последующей интенсивной перекрестной холодной пластической деформацией на прокатном стане со степенью деформации 40-60% и окончательным старением. Измерение механических свойств проводили при растяжения плоских образцов. Остаточную индукцию B_r , индукцию насыщения B_s и коэрцитивную силу H_c^b . Металлографические исследования проводились с использованием оптической и просвечивающей электронной микроскопии. Кроме того проведены рентгеноструктурный исследования.

Исследованиями показано, что при старении значительно, более чем в 2-раза повышается коэрцитивная сила при незначительном снижении B_s , что объясняется выделением немагнитных фаз из пересыщенного мартенсита. Дисперсные частицы, выделившиеся в процессе старения, затрудняют процесс перемагничивания. Закалка с холодной прокаткой не меняют общую картину, увеличение коэрцитивной силы здесь можно связать с наклепом, повышением плотности дефектов структуре металла, особый интерес представляет состаренный образец после закалки и холодной прокатки. Наблюдается большой рост остаточной намагниченности (более 2,5 раз) при достаточно высокой коэрцитивной силе.

Выводы: В работе показано, что обработка мартенситно-стареющей стали, легированной вольфрамом приводит к повышению механических свойств при некотором снижении пластичности. Изучены закономерности формирования высоких магнитных свойств при деформационно-термической обработке, показано значительное повышение остаточной индукции и коэрцитивной силы до 2,5 раза. Повышение физико-механических свойств связано с измельчением структуры и выделением в процессе обработки мелкодисперсных интерметаллидных частиц типа NiTi, Ni₃Ti, Fe₃Mo, Fe₃W.

ВЗАИМОСВЯЗЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА TiNi ПОЛУЧЕННОГО РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ ИПД

¹Лукьянов А.В., ¹Гундеров Д.В., ¹Прокофьев Е.А., ²Пушин В.Г., ³Прокошкин С.Д.

¹Институт физики перспективных материалов УГАТУ, г. Уфа

²Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург

³Московский институт стали и сплавов, г. Москва

alexlukjanov@yandex.ru

Перспективным направлением повышения служебных свойств различных металлов и сплавов является создание в них наноструктурного состояния [1]. Это безусловно относится и к сплавам Ti-Ni, в частности, формирование нанокристаллического (НК) состояния повышает прочность и предел текучести материала (σ_T), что в свою очередь приводит к повышению таких важнейших характеристик как эффект памяти формы (ЭПФ), реактивное напряжение и обратимая деформация. Большой научный и практический интерес представляет исследование закономерностей изменения мартенситных превращений (МП) и ЭПФ при измельчении структуры путем ИПД сплавов Ti-Ni до НК размеров. Для достижения аморфизации в работе использовалась оригинальная установка ИПДК «в канавке», которая позволяет получать образцы относительно большого размера ($\varnothing 20$ мм и толщиной 1 мм), что облегчает аттестацию образцов. В результате приложения давления 6 ГПа сплав $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ испытывает мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$. Уже после ИПДК на 1 оборот в никелиде титана зеренная структура сплава измельчается до нанокристаллического состояния $B2$ -аустенита, т.е. в сплаве происходит обратное мартенситное превращение $B19' \rightarrow B2$ и затем происходит аморфизация сплава [2]. ИПДК на большее число оборотов (5-7) приводит к практически полной аморфизации сплава [2]. При этом все нанокристаллические включения в аморфной матрице имеют упорядоченную $B2$ -структуру. Отжиги приводят к нанокристаллизации аморфизированных в процессе ИПДК образцов. При этом в сплаве формируются высокопрочные однородные наноструктурные состояния, размеры нанокристаллических зерен и механические свойства которого зависят от температуры и длительности отжига [3]. Однако для практических применений более эффективен метод непрерывного РКУП по схеме «Conform» (РКУП-С), который позволяет получать длинномерные полуфабрикаты – прутки. Число циклов РКУП-С (n) при первых опытах составило 2 и 4 прохода при температуре 300°C и 500°C соответственно. В результате были получены цельные образцы длиной 100 мм. Сплав $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$, подвергнутый РКУП-С находится в нерекристаллизованном состоянии теплого наклепа, содержит высокую плотность дислокаций. В результате РКУП-С предел текучести увеличился почти на 50% (по сравнению с закаленным состоянием) а напряжение мартенситного превращения – в 4 раза, при этом пластичность материала сохранилась на высоком уровне. Таким образом, первые опыты показали возможность и перспективность использования РКУП-С к сплавам TiNi.

Литература

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. М.: Академкнига, 2007. - 340 с.
2. Гундеров Д.В., Куранова Н.Н., Лукьянов А.В., и др. Применение интенсивной пластической деформации кручением для формирования аморфного и нанокристаллического состояния в большеразмерных образцах сплава TiNi // ФММ. 2009. Т.108. №2. С.139-146.
3. D. Gunderov, A. Lukyanov, E. Prokofiev and V. Pushin Mechanical properties of the nanocrystalline $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$ alloy, produced by High Pressure Torsion Eur. Phys. J. 158, 53-58 (2008).

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В ПРЕДПЛАВИЛЬНОЙ ОБЛАСТИ НА СТРУКТУРУ И ТЕКСТУРУ ВТСП КЕРАМИКИ Y123

Имаев М.Ф.¹, Кабирова Д.Б.¹, Якшибаева Р.Р.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
marcel@imsp.da.ru

Перспективным методом получения острой текстуры в ВТСП керамике $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ (Y123) является горячая пластическая деформация кручением под квазигидростатическим давлением [1]. Целью данной работы было исследовать влияние скорости и угла кручения на степень базисной текстуры и средний размер зерен.

Исходный порошок Y123 получали термолизом $YBa_2Cu_3(NO_3)_x$ при $T=850^\circ\text{C}$. Далее порошок Y123 компактировали в таблетки $\varnothing 10$ мм и $h=2$ мм и спекали при температуре 900°C , 5 ч. Деформацию осуществляли на машине сложного нагружения У10/КС50. Режимы деформации: температура деформации $T_d=1008^\circ\text{C}$, скорость кручения $\omega_1=4 \times 10^{-4}$ или $\omega_2=1,5 \times 10^{-3}$ об/мин, угол кручения $\alpha=0-105^\circ$, осевая нагрузка $P=150$ кг. Степень базисной текстуры оценивали методом Лотгеринга (фактор F) [2]. Средний размер зерен L с широкой поверхности образцов оценивали методом секущей.

Установлено, что скорость и угол кручения оказывают сильное влияние на текстуру и размер зерен. Наибольшая текстура формируется при меньшей скорости деформации, причем чем меньше ω , тем меньше оптимальное значение α . Например, при ω_1 максимум $F=0,96$ достигается при $\alpha=30^\circ$ (рис.1а), в то время как при ω_2 максимуму $F=0,89$ соответствует $\alpha=105^\circ$ (рис. 1б). При ω_2 средний размер зерен слабо зависит от α , в то время как при ω_1 происходит сильный рост L (рис.1). Анализ результатов показывает, что формирование базисной текстуры происходит благодаря действию двух механизмов: 1) проскальзывания зерен пластинчатой формы Y123 друг относительно друга и 2) направленного роста пластин Y123. При ω_2 роста зерен нет, и текстура формируется лишь благодаря первому механизму, поэтому уровень текстуры относительно низкий ($F < 0,9$). При ω_1 действуют оба механизма формирования базисной текстуры. Благодаря этому уровень текстуры более высокий ($F=0,96$). Полученные результаты свидетельствуют о том, что для получения методами горячей деформации острой базисной текстуры необходимо реализовать условия для протекания направленного роста зерен.

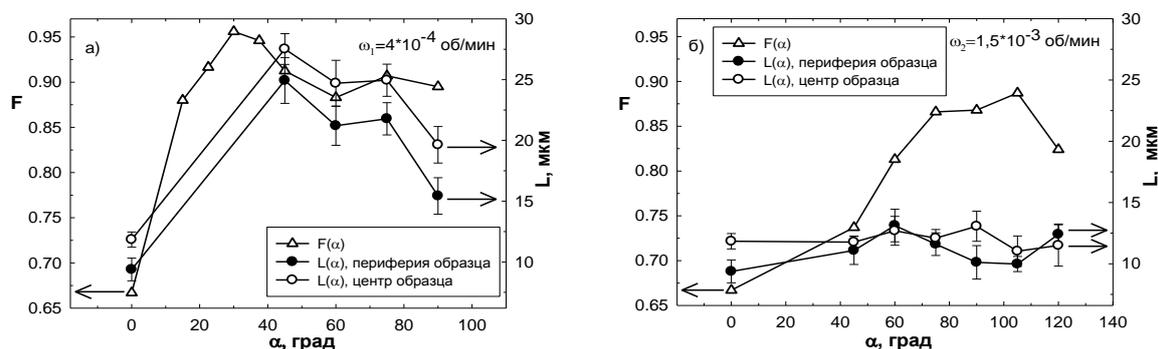


Рис.1 Зависимость фактора F и среднего размера зерен L от угла кручения α при скорости кручения (а) $\omega_1=4 \times 10^{-4}$ об/мин и (б) $\omega_2=1,5 \times 10^{-3}$ об/мин.

1. *Imayev M.F, Kabirova D.B., Dementyev A.V.*, The effect of deformation temperature on the microstructure and texture in $YBa_2Cu_3O_{7-x}$ ceramics processed by torsion under pressure // In: *New Research on YBCO Superconductors*, Ed. David M. Friedman. New York: NOVA Publishers, 2008. P. 235-252.

2. *Lotgering F.K.* // *J. Inorg. Nucl. Chem.*, v.9, p. 113(1959).

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО НИКЕЛЯ

Назарова А.А.¹, Царенко Ю.В.², Рубаник В.В.², Мулюков Р.Р.¹, Назаров А.А.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь

asiya_nazarova@mail.ru

В настоящее время в области получения перспективных материалов широкое применение находят методы интенсивной пластической деформации (ИПД), позволяющие получить в материале ультрамелкозернистую (УМЗ) и нанокристаллическую (НК) структуру [1]. Материалы, полученные с помощью методов ИПД, обладают высокой прочностью, твердостью, износостойкостью, однако для них характерны значительные искажения кристаллической решетки, источниками которых являются неравновесные границы зерен [2]. В результате пластичность материала резко падает.

В то же время в технике используются методы ультразвукового воздействия на детали и изделия для получения необходимых свойств. Ультразвук, воздействуя на материал, вызывает в его структуре изменения, приводящие к различным эффектам, например, к ускорению релаксации внутренних напряжений [3], фазовым превращениям [4] и др.

Ранее нами были проведены исследования влияния ультразвука на структуру нанокристаллического никеля, полученного кручением под давлением, и показано, что ультразвуковая обработка способствует снижению уровня внутренних напряжений и некоторому повышению термостабильности наноструктуры [5]. Малые геометрические размеры образцов не позволили провести исследования механических свойств.

В связи с этим, в данной работе была поставлена задача выяснить влияние ультразвуковой обработки (УЗО) на структуру и механические свойства УМЗ материалов на примере никеля технической чистоты, подвергнутого равноканальному угловому прессованию (РКУП).

Образцы никеля с УМЗ структурой подвергались УЗО с амплитудой напряжения 40 МПа. В докладе будут представлены результаты сравнительного исследования микроструктуры, механических свойств, а также термостабильности образцов, полученных с помощью РКУП, до и после приложения ультразвука.

Литература:

1. *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.*
2. *Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. - М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. 398 с.*
3. *Чарикова Н.И., Кетова В.П., Дудоров Н.С., Янус Ю.Р., Сагарадзе В.В., Мальцева Л.А., Грачев С.В. Релаксация внутренних напряжений и перераспределение атомов углерода в стальных образцах в поле упругих колебаний // ФММ, т. 65. Вып. 2. с. 341 (1988).*
4. *Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Волочение и отжиг стальной проволоки с наложением ультразвуковых колебаний // Применение физических и физико-химических методов в технологических процессах. Научные труды МИСиС. М.:Металлургия. 1991. С. 98-102.*
5. *Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Назаров А.А. Влияние ультразвуковых колебаний на структуру и свойства ультрамелкозернистого никеля. // ФММ. В печати.*

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА INCONEL 718

Плещенская А.А.¹, Мухтаров Ш.Х.²

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

Pleschenskaya@mail.ru

Нанокристаллическая структура в никелевом сплаве Inconel 718 была сформирована интенсивной пластической деформацией кручением на 5 оборотов под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) и методом всесторонней изотермическойковки (ВИК) сплава с поэтапным снижением температуры деформации с 950°C до 575°C.

Исходная крупнозернистая структура ($d=15$ мкм) сплава состояла из зерен γ - фазы с дисперсными выделениями когерентной γ'' - фазы в виде дисков диаметром 50-75 нм и толщиной 20 нм. По границам зерен видны небольшие пластинчатые выделения δ - фазы.

В результате КВД сформирована смешанная дислокационная структура, состоящая из ячеек и рекристаллизованных зерен со средним размером 50 нм. Такая нанокристаллическая (НК) структура характеризуется неравновесным состоянием границ зерен.

Полученная в результате всестороннейковки структура сплава ($d=80$ нм) содержит большое количество некогерентных глобулярных выделений δ - фазы, преимущественно по границам γ -зерен. Структура имеет высокую плотность дислокаций с большим количеством неравновесных границ, характерных для НК структуры [1].

Проведены сравнительные исследования механических свойств сплава с НК и КК структурами. Прочность сплава при комнатной температуре НК сплава Inconel 718 ($d=80$ нм) составляет 1920 МПа, что $\sim 1,5$ раза больше чем у исходного состояния.

Исследования по определению микротвердости показали, что значение микротвердости образцов после КВД составляет 6,2 ГПа, что $\sim 1,2$ раза больше, чем у недеформированного материала (5 ГПа). Максимальное значение микротвердости (8,3 ГПа) достигается после проведения отжига при температуре 600°C и времени выдержки 2 часа. Результаты микротвердости, полученные после ВИК имеют аналогичный характер.

Результаты механических испытаний сплава с НК структурой ($d=80$ нм) на растяжение после отжигов при температуре 600°C и времени выдержки 2, 5 и 10 часов показали, что максимальные прочностные свойства сплав показывает после выдержки 2 часа.

Показано, что стандартная термическая обработка [2] сплава с НК структурой приводит к формированию однородной структуры со средним размером γ -зерен 5 мкм, при этом присутствует 6% глобулярных зернограницных выделений δ - фазы, которые, вероятно, сдерживают рост зерен при высокотемпературном отжиге. В данном состоянии при комнатной температуре сплав проявляет повышенный комплекс механических свойств.

Литература

1. Валитов В.А., Мухтаров Ш.Х., Раскулова Ю.А. Формирование нанокристаллической структуры при интенсивной деформационно-термической обработке и ее влияние на сверхпластические свойства никелевого сплава с неизоморфными выделениями второй фазы // ФММ, т. 102, №1, с. 105 (2006).
2. <http://www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20718.pdf>

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКОЙ

Шагиев М.Р.¹, Мурзинова М.А.¹, Малышева С.П.¹, Салищев Г.А.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Белгородский государственный университет, г. Белгород

marat@imsp.da.ru

При создании новых машин и механизмов к материалам предъявляются все более высокие требования. По сравнению с существующими материалами они должны обеспечивать повышенный уровень эксплуатационных и технологических свойств. В этой связи большой интерес представляют наноструктурные материалы, обладающие высокой прочностью при комнатной температуре и демонстрирующие сверхпластическое поведение при повышенных температурах. Специальные методы деформирования, разработанные в последние десятилетия, позволяют получать массивные наноструктурные полуфабрикаты. Деформация в этих методах осуществляется при комнатной или повышенных температурах (обычно до $0,5T_{пл.}$), в результате чего формируется микроструктура с размером зерен $d \geq 100$ нм. Между тем, можно ожидать, что проведение пластической деформации при криогенных температурах позволит сформировать в металлах высокопрочное наноструктурное состояние с более мелким размером зерен.

В рамках данной работы была разработана методика и осуществлена прокатка титана и меди при криогенных температурах с суммарными обжатиями $\varepsilon_{\Sigma} = 50-96\%$. После криогенной обработки в этих материалах были получены наноструктурные состояния с размером зерен/фрагментов 100-200 нм. Испытания на растяжение при комнатной температуре показали, что прочность наноструктурных металлов, полученных криогенной прокаткой, существенно выше, а пластичность ниже по сравнению со свойствами исходных крупнозернистых материалов (Таблица 1). Как видно из Таблицы 1, другие виды больших пластических деформаций и, особенно, их комбинации, также обеспечивают достижение высокой прочности при сохранении приемлемой пластичности. Поэтому при выборе метода деформации для формирования в материалах высокопрочных состояний надо стремиться не только к предельным свойствам, но и к достижению оптимального соотношения между затраченными усилиями и полученным результатом.

Таблица 1. Механические свойства меди М1 и титана ВТ1-0 при комнатной температуре

Материал	Состояние / Обработка	d, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
М1	Исходное / Отжиг	50	60	210	58	76
	Исходное / Холодная прокатка ($\varepsilon_{\Sigma} = 80\%$)	50	450	490	6	-
	Всесторонняя ковка при 500-300°C	0,6	210	270	48	90
	Криогенная прокатка ($\varepsilon_{\Sigma} = 75\%$)	~0,2	420	480	20	54
ВТ1-0	Исходное / Отжиг	50	255	380	29	73
	Всесторонняя ковка при 700-400°C	~0,3	705	730	18	63
	Холодная прокатка ($\varepsilon_{\Sigma} = 96\%$)	0,1	900	1040	4	36
	Всесторонняя ковка при 700-400°C + холодная прокатка ($\varepsilon_{\Sigma} = 55\%$)	$\leq 0,1$	1210	1265	9	56
	Криогенная прокатка ($\varepsilon_{\Sigma} = 75\%$)	~0,1	910	1030	6	13

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Сафиуллин Р.В.¹, Мухаметрахимов М.Х.¹, Круглов А.А.¹, Сафиуллин А.Р.¹,
Дмитриев С.В.¹, Ахунова А.Х.¹, Руденко О.А.¹, Лутфуллин Р.Я.¹, Хазгалиев Р.Г.¹,
Малышева С.П.¹, Харин С.А.², Морозов М.А.², Козлов А.Н.³, Берестов А.В.³

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²ОАО «Авиадвигатель», г. Пермь

³ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда

dr_rvs@mai.ru

Одним из наиболее эффективных технологических процессов обработки листовых материалов, реализующих преимущества сверхпластичности, является сверхпластическая формовка (СПФ), а также ее сочетание со сваркой давлением (СД) [1-3]. Большинство ведущих авиакосмических фирм мира успешно применяют и развивают данную технологию для получения ответственных конструкций летательных аппаратов. Успех внедрения технологии СПФ и СПФ/СД в производство во многом зависит от проведения систематических исследований сверхпластичных материалов, изучения их механических и технологических свойств и их поведения в условиях сверхпластической деформации. Наряду с известными преимуществами процесса СПФ/СД по сравнению с традиционными технологиями у данного метода имеются ограничения и недостатки. В первую очередь это высокие рабочие температуры процесса (900°C), приводящие к использованию дорогостоящей жаропрочной оснастки и к образованию хрупкого α -слоя на поверхности получаемых из титановых сплавов изделий. В этой связи снижение температуры является одной из важнейших задач для процесса СПФ/СД. В работе приведены результаты комплексных исследований микроструктуры, механических и технологических свойств (формуемость и свариваемость в твердом состоянии) листового титанового сплава ВТ6 производства ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» с улучшенными сверхпластическими свойствами. Исследование механических свойств листовых заготовок толщиной 1 и 1.5 мм проводилось при комнатной температуре и в интервале температур 650-800°C. При всех условиях испытаний лист толщиной 1 мм имеет меньшие напряжения течения и большую пластичность. Анализ результатов механических испытаний позволил установить, что наилучшие сверхпластические свойства листы проявляют при температурах 750-800°C, при этом не выявлено существенной анизотропии в их механических свойствах, что весьма благоприятно для сверхпластической формовки. Проведенные последующие исследования формуемости и свариваемости в твердом состоянии листовых заготовок показали, что данные листы могут быть успешно использованы в технологии СПФ/СД, в условиях низкотемпературной сверхпластичности при температурах 750-800°C. С использованием исследованных листовых заготовок на примере трехслойной гофрированной конструкции получена модель полый лопатки.

Литература

1. Строганов Г.Б., Новиков И.И., Бойцов В.В., Пширков В.Ф. Использование сверхпластичности в обработке металлов давлением. - М.: Машиностроение, 1989. – 108с.
2. Stephen D. Designing For Superplastic Alloys // AGARD Lecture Series № 154. 7. p. 1 – 37. 1987.
3. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции. Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. 176 с.

НОВЫЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ti_2AlNb С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

Шагиев М.Р.¹, Shen J.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Harbin Institute of Technology, Harbin, China

marat@imsp.da.ru

Интерметаллидные сплавы на основе орторомбической Ti_2AlNb -фазы являются перспективными материалами для авиакосмической промышленности. Они превосходят традиционные титановые сплавы по жаропрочности и жаростойкости, что позволяет использовать их при температурах 550-750°C. Вместе с тем, орторомбические сплавы не такие хрупкие, как интерметаллиды на основе γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al фаз. Однако, по сравнению с другими алюминидами титана, сплавы на основе Ti_2AlNb имеют больший удельный вес ($\rho > 5$ г/см³), что обусловлено высоким содержанием ниобия. Удельная прочность является важной характеристикой конструкционных материалов, ее величина обратно пропорциональна плотности и прямо пропорциональна прочности материала. Следовательно, для повышения удельной прочности в интерметаллидных сплавах на основе Ti_2AlNb необходимо уменьшить их плотность и/или повысить их прочностные свойства.

Снижение удельного веса может быть достигнуто за счет замещения части атомов ниобия такими легирующими элементами, как ванадий, вольфрам, молибден и железо, которые в 2-8 раз эффективнее стабилизируют β -фазу, чем ниобий. Кроме того, добавки молибдена повышают сопротивление ползучести материала, вольфрама - прочность, а ванадия - пластичность при комнатной температуре. В качестве легирующих элементов также целесообразно использовать кремний и цирконий, так как эти элементы способствуют повышению жаропрочности материала. Таким образом, снижение содержания ниобия в интерметаллиде на основе Ti_2AlNb за счет комплексного легирования должно обеспечить уменьшение удельного веса при сохранении характеристик прочности и жаропрочности.

Дополнительное повышение прочности при пониженных температурах может быть достигнуто за счет формирования в интерметаллидном сплаве на основе Ti_2AlNb однородной ультрамелкозернистой ($d \leq 1$ мкм) структуры.

Предложенный подход был опробован в данной работе. Оптимизация химического состава позволила создать новый интерметаллидный сплав на основе Ti_2AlNb с $\rho = 5,06$ г/см³. Для повышения прочности и пластичности материала при комнатной температуре была разработана термомеханическая обработка, включающая всестороннюю изотермическую ковку, горячую прокатку и промежуточные отжиги.

СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 08X18H10T, ПОЛУЧЕННОГО ЛИНЕЙНОЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ

Закирова А.А.¹, Нагимов М.И.¹, Сайтова Р.Р.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа
albinaz@imsp.da.ru

По мере развития общества и создания новых конструкционных материалов со специальными свойствами проблема получения сварных соединений с характеристиками, близкими к свойствам этих материалов, становилась всё более сложной и актуальной.

Постоянно возрастающие нагрузки, испытываемые конструкциями современных и перспективных изделий разных отраслей машиностроения, требуют использования новых конструкционных материалов. Одно из важнейших требований к ним – хорошая свариваемость. Однако, такие материалы, получаемые путем сложного легирования и термической обработки, чувствительны к термомеханическому циклу сварки плавлением, наиболее широко применяемой в производстве. В связи с этим в последнее десятилетие возрос интерес специалистов к методу получения неразъемного соединения металлов и сплавов без их расплавления, в частности сварке трением.

При сравнении с традиционными способами получения сварных соединений сварка трением обладает рядом преимуществ, главное из которых заключается в формировании в шве микрокристаллической (МК) структуры с высокими механическими свойствами. Более современная технология линейной сварки трением (ЛСТ) позволяет соединять изделия, не имеющие осевой симметрии. На сегодняшний день уже производятся промышленные установки для ЛСТ, но недостаточно данных о режимах ЛСТ для заготовок из различных материалов и о влиянии ЛСТ на их структуру и свойства. Возможная перспектива использования ЛСТ на стадии изготовления заготовок для последующей обработки давлением ставит задачи по изучению влияния последующей горячей деформации на сварное соединение, полученное методом ЛСТ.

В настоящей работе ЛСТ применена к одной из самых распространенных в промышленности стали 08X12H10T и изучены закономерности формирования сварного соединения путем исследования его структуры и свойств, оценена возможность применения заготовок со сварным соединением, полученным ЛСТ, для последующей обработки давлением.

Анализ макро- и микроструктуры, микротвердости сварного ЛСТ-соединения стали 08X18H10T показал формирование 3-х зон по сечению сваренного образца. Микротвердость стали возросла в зоне термического влияния и в зоне сварного шва, причем наибольшие ее значения характерны для переходной зоны термического влияния. Фазовый анализ по методу рентгеноструктурного анализа не выявил каких-либо изменений, однако методами растровой электронной микроскопии обнаружены строчечные и одиночные выделения новых фаз, предположительно, карбидов и нитридов.

Сопоставление деформационного поведения образцов из исходного материала без и со сварным соединением при горячей осадке (800-1000°C) показало, что повышение температуры горячей деформации до 1000°C приводит к формированию более однородной структуры и укрупнению кристаллитов, тогда как при более низких температурах 900-800°C сильнее выражена локализация деформации в виде «ковочного креста». В образцах со сварным соединением наблюдается наложение картин «ковочного креста» и зон сварного соединения. Идентичность эволюции свойств и структуры материала сварного соединения по отношению к аналогичным образцам исходного металла указывает на перспективы использования ЛСТ при изготовлении заготовок из коррозионностойкой стали 08X18H10T для последующей обработки давлением.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО СПЛАВА Zr-2,5%Nb С РАЗЛИЧНЫМ ИСХОДНЫМ СОСТОЯНИЕМ

Хасанова Г.Ф., Сафаров И.М., Хисамов Р.Х., Попов В.А., Мулюков Р.Р.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
guzelecka-86@mail.ru*

Среди способов получения наноструктурных материалов наиболее перспективным является метод деформационного наноструктурирования посредством интенсивной пластической деформации (ИПД) [1]. Но большинство работ, направленных на исследование процессов формирования субмикроструктурной и нанокристаллической структуры при ИПД, посвящено деформации металлов или сплавов с простым фазовым составом. При этом влияние процессов формирования нанокристаллической структуры на фазовые превращения, свойства и эволюцию структуры в сплавах со сложным фазовым составом до сих пор остается мало изученным. В частности, подобные проблемы практически не рассматривались в сплавах переходных металлов, таких как Zr и Nb, сплавы которых широко применяются для изготовления деталей тепловыделяющих сборок ядерных реакторов [2, 3].

В соответствии с этим было проведено исследование формирования нанокристаллической структуры в сплаве Zr-2,5%Nb методом деформационного наноструктурирования кручением под высоким давлением $P = 5$ ГПа до истинной логарифмической степени $e = 7$.

До ИПД было взято два структурно-фазовых состояния сплава Zr – 2,5%Nb, полученных различной предварительной обработкой. Первое состояние – крупнозернистое, состояло из зерен размером 300 – 400 мкм. Второе состояние – мелкозернистое, состоящее из зерен размером около 1 мкм.

В процессе ИПД исходная крупнозернистая пластинчатая и мелкозернистая структура в сплаве Zr - 2,5% Nb трансформируется в фрагментированную. При этом в результате одновременного воздействия высоких давлений и сдвиговых напряжений инициируется фазовое превращение $\alpha_{Zr} - \omega_{Zr}$. Полученное состояние сплава состоит из кристаллитов ω_{Zr} -фазы со средним размером менее 100 нм. Наличие дисперсной пластинчатой фазы в крупнозернистом состоянии позволяет получить при ИПД нанокристаллическую структуру с наименьшим средним размером зерна 55 нм.

При нагреве до температур выше 300 °С в сплаве происходит рекристаллизация фрагментированной структуры и формируется более равновесная зеренная структура. При 350 °С и выше процесс рекристаллизации кооперируется с фазовой трансформацией $\omega_{Zr} - \alpha_{Zr}$ и выделением мелкодисперсных частиц β_{Nb} -фазы. При этом происходит торможение мигрирующих границ дисперсными выделениями, в результате чего снижается скорость роста зерен. Все это приводит к формированию при 350 – 400 °С более мелкозернистой структуры, чем при 300 °С. Отметим, что при температурах 350 – 400 °С средний размер зерен сплава составляет не более 200 нм, то есть состояние сплава остается нанокристаллическим. Известно, что именно в данном диапазоне температур работает большинство изделий из цирконий–ниобиевых сплавов, что позволяет сделать вывод о перспективности сплава Zr – 2,5% Nb с нанокристаллической структурой для применения в атомной энергетике.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА VT22 ПОСЛЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ

Классман Е.Ю., Астанин В.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Klassman@mail.ru

Известно, что в ультрамелкозернистом (УМЗ) состоянии титановые сплавы имеют не только высокие эксплуатационные характеристики, но и уникальные технологические свойства – это, например, низкотемпературная и высокоскоростная сверхпластичность [1].

В случае листовой прокатки имеется возможность сформировать УМЗ структуру непосредственно в процессе получения фольги или листа, не прибегая к дополнительным операциям деформационной обработки [2].

Листовые полуфабрикаты, полученные прокаткой с большими степенями обжатия, в том числе изотермической, имеют специфическую структуру и требуют специального исследования.

В данной работе рассмотрено деформационное поведение при комнатной и повышенных температурах, а также механические свойства прокатанных листов сплава VT22 с УМЗ структурой.

Исследование деформационного поведения сплава VT22 при комнатной температуре выявило, что деформация специфическая, неоднородная, идет в виде локализованных макро- и микрополос. Характер разрушения предопределен характером деформации. Разрушение начинается от поверхности в виде хрупкого скола, связанного с линиями скольжения, но в целом носит вязкий характер.

УМЗ сплав VT22 при температурах 550 и 600°C проявляет сверхпластические свойства. Деформация осуществляется характерным для сверхпластичности механизмом кооперированного ЗГП. При деформации по механизму ЗГП зерна перестраиваются, образуя полосы кооперированного сдвига. Выстраивание фазовых частиц можно объяснить эффектом самоорганизации структуры. Известно, что ЗГП по межфазным границам проходит более активно, чем по внутрифазным. Следовательно, полосы сдвига вдоль цепочек β -фазы обладают преимуществом по сравнению с другими областями структуры. Картина деформации при повышенных температурах в целом аналогична деформации при комнатной температуре, но обусловлена другим механизмом деформации. Разрушение носит вязкий характер. В процессе деформации при повышенных температурах происходит интенсивное окисление поверхности. При деформации оксидная пленка разрушается механически. Локальное окисление может служить концентратором напряжений, причиной образования трещин и разрушения материала. Трещины зарождаются на поверхности в оксидном слое и проникают вглубь материала, провоцируя его разрушение.

Литература

1. Валиев Р. З. Александров И. В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. - М.: Логос, 2000. - 271 с
2. 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).

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ СПЛАВОВ Ti-38.5Al-4Fe и Ti-38.5Al-4Fe-5Nb-0.2B, УПРОЧНЕННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
ramil.gaisin@daad-alumni.de

В работе изучалась возможность повышения твердости и прочности в сплавах на основе интерметаллидных алюминидов титана после термической обработки за счет достижения дисперсионно-упрочненного состояния. Высокая твердость и прочность в сочетании с низким удельным весом, высокой жаропрочностью и относительной дешевизной этих сплавов [1] делает перспективным их применение в качестве материала подшипников, вкладышей и других деталей газотурбинного двигателя, работающих в условиях трения, повышенных температур и агрессивных сред. Установлено, что в сплавах Ti-38.5Al-4Fe и Ti-38.5Al-4Fe-5Nb-0.2B с помощью закалки из однофазной β -области и старения удается получить структурное состояние, дисперсионно-упрочненное наноразмерными интерметаллидными частицами. Показано, что эффективность закалки и в целом термической обработки повышается для сплава, дополнительно легированного ниобием и бором.

Рентгеноструктурный анализ и микроструктурные исследования показали, что закалка изучаемых сплавов в масло приводит к фиксации $\beta(B2)$ -фазы – низкотемпературной упорядоченной модификацией фазы на основе β -Ti [2]. Дополнительное легирование ниобием и бором повышает эффективность закалки и позволяет получить в сплаве Ti-38.5Al-4Fe-5Nb-0.2B после закалки в масло однофазную $\beta(B2)$ -структуру без выделений вторых фаз (за исключением боридов) и с незначительным содержанием γ -фазы при охлаждении на воздухе. Старение сплавов способствовало полному (в сплаве Ti-38.5Al-4Fe) или частичному (в сплаве Ti-38.5Al-4Fe-5Nb-0.2B) распаду зафиксированной при закалке $\beta(B2)$ -фазы на мелкодисперсную смесь интерметаллидных фаз α_2 -Ti₃Al, γ -TiAl и τ_2 -Al₂TiFe с размером частиц в диапазоне $d=50\dots500$ нм.

Механические испытания на сжатие и измерения твердости при комнатной температуре состаренных состояний сплавов свидетельствуют о значительном повышении твердости и упрочнении сплавов после термической обработки. Твердость сплавов достигает 58-63 HRC против 51-54 HRC в литом состоянии, максимальный предел прочности на сжатие - $\sigma_B=2250-2400$ МПа против 1750-2050 МПа в литом состоянии. Сплавы показали низкую пластичность после закалки в масло и старения. Однако после охлаждения на воздухе и старения образцы сплава Ti-38.5Al-4Fe-5Nb-0.2B продемонстрировали высокую прочность ($\sigma_B=2250$ МПа) при сохранении определенной пластичности ($\varepsilon=3\%$). На основе данных изменения твердости в зависимости от времени и температуры старения предложены оптимальные параметры термической обработки, обеспечивающие наибольшее упрочнение. Обсуждаются возможности и перспектива применения сплавов для изготовления некоторых деталей ГТД.

Литература

1. Dimiduk D.M. Gamma titanium aluminides alloys – an assessment within the competition of aerospace structural materials // Mater. Sci. and Eng. 1999. V. A263. P. 281-288.
2. Ohnuma I., Fujita Y., Mitsui H. et al. Phase equilibria in the Ti-Al binary system // Acta mater. 2000. V. 48. P. 3113-3123.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИНТЕНСИВНО ДЕФОРМИРОВАННОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С НАНОДИСПЕРСНЫМИ АЛЮМИНИДАМИ Sc И Zr

Никулин П.А., Маркушев М.В.

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

В последние годы большое внимание уделяется изучению эффектов комплексных добавок переходных металлов, например Sc и Zr, на структуру и механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов, в том числе высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu. Характер распределения, размер и объемная доля формирующихся в матрице при обработке слитков нанодисперсных выделений частиц Al_3Sc и $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ играет важную роль в формировании типа ее структуры, и заметно сказывается на размере кристаллитов и спектре разориентировок их границ. Поэтому, легирование Sc и Zr способствует улучшению комплекса механических свойств сплава, с одной стороны, за счет эффекта дисперсионного твердения, с другой - за счет регламентирования параметров его зеренной структуры, в том числе реализации его ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния.

Исследования проводили на высокопрочном сплаве типа 1965 состава Al-8,1Zn-2,2Mg-2,3Cu-0,27Sc-0,1Zr. Образцы диаметром 20 и длиной 100 мм, вырезанные из гомогенизированного и охлажденного на воздухе слитка, полученного полунепрерывным литьем, были подвергнуты интенсивной пластической деформации рановканальным угловым прессованием (РКУП) при температуре 250°C в оснастке с углом пересечения каналов 90°. Для измельчения зерен сплава заготовки прессовали восемь раз по схеме «Вс» с суммарной степенью эффективной сдвиговой деформации 9,2. Особенности зеренной структуры и фазовых составляющих сплава анализировали с помощью оптической и просвечивающей электронной микроскопии. Оценку параметров сверхпластического поведения сплава после РКУП проводили по стандартной процедуре в условиях одноосного растяжения компактных образцов в широком температурно-скоростном интервале.

Установлено, что теплое РКУП заметно сказалось как на строении матрицы сплава, так и распределении и параметрах первичных и вторичных фаз. В том числе увеличилась объемная доля и размер выделений вторичных упрочняющих фаз – интерметаллидов основных легирующих элементов, которые после деформации преимущественно расположились вдоль границ зерен. Заметных изменений в морфологии, размере и распределении алюминидов Sc и Zr после прессования не обнаружено. Подавляющее число дисперсоидов остались когерентными, зоны свободные от них явно не фиксировались и значительная их доля, также оказалось на границах. В результате прессования сформировалась УМЗ структура смешанного типа, состоящая из областей новых мелких равноосных зерен со средним размером около 1 мкм, окружающих вытянутые фрагменты исходных зерен с развитой субзеренной структурой с субзернами того же размера. При этом в нерекристаллизованных зернах повышенной плотности дисперсоидов не обнаружено, свидетельствуя о том, что локализация деформации с развитием полосовых структур и последующей рекристаллизацией внутри них обусловлена иными структурными факторами.

Придание сплаву УМЗ строения обнаружило сохранение его высоких сверхпластических удлинений при значительном снижении температуры испытаний. Причина обусловлена активным протеканием зернограницного проскальзывания на фоне рекристаллизационных процессов, сопровождаемых стабилизацией дисперсоидами УМЗ зерен и субзерен. Сделано предположение о положительной роли частиц вторых фаз, находящихся на границах, на процессы, обеспечивающие непосредственно зернограницное проскальзывание и его аккомодацию.

МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ ТОНКОЙ ПЛЕНКИ МОНОКРИСТАЛЛА β -NiAl ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Букреева К.А.¹, Искандаров А.М.¹, Левит В.И.², Дмитриев С.В.¹, Мулюков Р.Р.¹

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

² *VITALD LLC, Hilliard, Ohio, USA*

karina-buk@yandex.ru

Широкое распространение в промышленности занимает производство лопаток газотурбинных двигателей из жаропрочных монокристаллических сплавов, за счет более высокой длительной прочности изделия, чем в поликристаллическом состоянии [1].

Жаропрочный сплав β -NiAl (алюминид никеля) в монокристаллическом состоянии не обладает присущей всем интерметаллидам зернограничной хрупкостью, и становится более пластичным. При определенной кристаллографической ориентировке (ось растяжения соответствует кристаллографическому направлению [557]) было обнаружено, что степень пластической деформации при одноосном растяжении достигает более 200% в определенном диапазоне температурно-скоростных характеристик [2]. Подобный эффект аномальной пластичности был ранее обнаружен в благоприятно ориентированных монокристаллах цинка и магния, в которых удлинение составило 400% и более [3]. Процесс проявления высокой пластичности монокристаллов при одноосном растяжении вызывает интерес, особенно после обнаружения его в интерметаллидном моноалюминиде никеля.

Для определения механизма стабильного течения в монокристалле β -NiAl было проведено моделирование процесса пластической деформации с помощью программного пакета LAMMPS (Large-Scale Atomic/Molecular Massively Parallel Simulator).

Начальная модель структуры представляет собой монокристаллическую пленку алюминида никеля, подвергнутую одноосному растяжению в условиях плоского деформированного состояния, с количеством атомов в расчетном блоке около 100 тысяч. Рассмотрено две ориентации оси растяжения, в одном случае [557], а в другом [111], что приводит к активации одной и трех систем скольжения, соответственно. Рассматривался случай пленки с гладкой поверхностью и случай, когда, для облегчения зарождения дислокаций, на поверхности пленки были регулярно расположены микрошероховатости размером примерно в один параметр решетки. Моделирование пластической деформации, развивающейся при одноосном растяжении пленки, проводилось при различных температурах и скоростях деформации.

Построенная компьютерная модель позволила выявить последовательность структурных изменений, происходящие в пленке монокристалла β -NiAl в процессе пластической деформации одноосным растяжением, в зависимости от числа действующих систем скольжения, а также в зависимости от температуры и скорости деформации.

Литература

1. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др. – М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.
2. V.I. Levit, J.S. Winton, Yu.N. Gornostyrev, M.J. Kaufman. Mechanism of high tensile elongation in NiAl single crystals at intermediate temperatures // *Recrystallization and Related Phenomena*, 1996, p. 637.
3. Пластичность и сверхпластичность металлов / Кайбышев О.А. М.: «Металлургия, 1975. 280 с.»

УСТАНОВКА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАБОТЫ ВЫХОДА ЭЛЕКТРОНА

Юмагузин Ю.М., Мулюков Р.Р., Назаров К.С.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
ksnazarov@rambler.ru

Экспериментальное исследование изменения электронных свойств металлов и сплавов в зависимости от их структуры является одной из актуальных задач физики конденсированного состояния [1]. При этом желательны измерения различных характеристик и параметров материалов в одних и тех же условиях. К сожалению, промышленностью не выпускаются аналитические установки для комплексных экспериментальных исследований различных характеристик материалов. Представленная установка разработана и изготовлена для проведения сравнительных измерений характеристик плоских металлических холодных катодов изготовленных из образцов нанокристаллических металлов и сплавов. Установка обеспечивает высокую степень достоверности определения работы выхода электронов непосредственно металла, за счет предварительной ионной очистки его поверхности. Также, установка позволяет измерять вольтамперные характеристики (ВАХ) металлических катодов в газовом разряде. Основными элементами установки являются две диодные ячейки и система измерения работы выхода электронов методом измерения контактной разности потенциалов электронным пучком (метод Андерсона), которые размещаются в вакуумной камере вакуумного поста. Особенностью установки является возможность проведения ионной очистки, измерения работы выхода электронов и ВАХ без извлечения исследуемого образца из вакуумированной камеры [2].

Система измерения работы выхода электрона представляет собой трехэлектродную электронно-оптическую систему, состоящую из термоэлектронного катода, фокусирующего электрода, анода и образца. Ионная очистка и измерение ВАХ холодных катодов в газовом разряде осуществляется посредством двух диодных ячеек. При измерении ВАХ первая ячейка работает как измерительная, а вторая как эталонная. Во второй ячейке в качестве катода используется эталонный образец. Ионная очистка поверхности исследуемого образца происходит в первой диодной ячейке. Время очистки подбирается эмпирически в зависимости от степени загрязнения и окисления поверхности. В ходе измерения ВАХ обе ячейки работают параллельно при одинаковых условиях. Высокий потенциал на аноды диодных ячеек подается через балластные сопротивления от одного высоковольтного источника с автоматизированным управлением. Перенос исследуемого образца осуществляется в вакуумной камере с помощью манипуляционного механизма.

Управление процессом измерения тока задержки на образце, измерения тока газового разряда и обработка данных производится посредством персонального компьютера, сопряженного через шину USB с ЦАП и аналого-цифрового преобразователя (АЦП). Программное обеспечение позволяет записать в память ПК зависимость интенсивности тока задержки от значения задерживающего потенциала, а также ВАХ с диодных ячеек. Данные в виде графиков выводятся на экран в реальном времени, кроме того, есть возможность математической обработки данных измерений.

Литература

1. *Ибрагимов Х.И., Корольков В.А.* Работа выхода электрона в физико-химических исследованиях. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 526 с.
2. Патент на полезную модель №89709 от 15.07.2009.

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КАТОДА НА ВОЛЬТАМПЕРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ГАЗОВОГО РАЗРЯДА

Юмагузин Ю.М.^{1,2}, Мулюков Р.Р.¹, Хисамов Р.Х.¹, Сафаров И.М.¹, Назаров К.С.¹

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

²*Бакирский государственный университет, г. Уфа*

lundr@rambler.ru

Исследовано влияние изменения микроструктуры металлического катода в результате пластической деформации на вольтамперные характеристики газового разряда и работу выхода электрона.

В качестве исследуемого материала катода был выбран никель чистотой 99.98. Деформационное наноструктурирование осуществили методом кручения под высоким давлением. Для сравнительных исследований деформированные образцы отжигали в течение 30 минут при температурах 150 и 500°C. Микроструктуру полученных образцов контролировали с помощью просвечивающего электронного микроскопа. Вольтамперные характеристики газового разряда измеряли в газоразрядной диодной ячейке. Работу выхода электрона определяли методом контактной разности потенциалов электронным пучком.

Исследования показали, что в результате деформации кручением под высоким давлением, в никеле была сформирована нанокристаллическая структура со средним размером зерен 100 нм. Термический отжиг полученных образцов при температурах 150 и 500°C привел к увеличению размера зерен до 200 нм и 5 мкм, соответственно.

Измерения вольтамперных характеристик газового разряда показали, что уменьшение среднего размера зерен в материале катода приводит к увеличению эффективности разряда. При напряжении 2 кВ ток газового разряда для катода с размером зерен 5 мкм составил 0.87 мА. Использование катода с размером зерен 100 нм повысило ток разряда до 1.28 мА, т.е. на 47%. Для катода с размером зерен 200 нм, ток разряда увеличился на 22%. Такое поведение можно связать со снижением работы выхода при уменьшении среднего размера зерен материала катода. Экспериментальные исследования показали, что образцы с размером зерен 100 нм имеют пониженную на 0.6 эВ величину работы выхода по сравнению с крупнокристаллическим образцом и на 0.3 эВ по сравнению с образцом, имеющим размер зерен 200 нм.

Работа выхода зависит как от состояния объема (положение уровня Ферми E_F относительно уровня вакуума E_0), так и от состояния поверхности металла. На основе работ [1, 2], вычислено изменение объемной и поверхностной составляющей работы выхода металла после деформации. Расчеты работы выхода с использованием двухфазной модели нанокристаллического металла [3] дали вполне удовлетворительные результаты, позволяющие объяснить экспериментальные данные.

Литература

1. Васильев Б.В., Любошиц В.Л. Теорема вириала и некоторые свойства электронного газа в металлах // УФН, т. 164, №4, с. 367-374 (1994).
2. Рудницкий Л.А. Работа выхода электрона микроскопических гранул металла // ДАН СССР, т. 246, №5, с. 1106-1108 (1979).
3. Nazarov A.A., Mulyukov R.R. In: Handbook of Nanoscience, Engineering, and Technology. Boca Raton: CRC Press, 2002, p. 22-1-22-41.

УКАЗАТЕЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТЬ НЕУПРУГО-УПРУГОГО ТЕЛА МЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА $Ti_{0.5}Al_{0.5}$ И SiO_2

Онанко А.П., Ляшенко О.В., Продайвода Г.Т., Вижва С.А., Онанко Ю.А.

Киевский исследовательский национальный университет, Киев, Украина,
onanko@univ.kiev.ua

В работе представлены результаты исследования влияния водорода H , температуры T , переменной ультразвуковой деформации ε на внутреннее трение (ВТ) Q^{-1} и модуль упругости E (указательную поверхность неупруго-упругого тела) мелкозернистого сплава $Ti_{0.5}Al_{0.5}$ с размером зерна $d \approx 10$ мкм.

Для измерений температурных зависимостей ВТ Q^{-1} и модуля упругости E использовались методы составного пьезоэлектрического вибратора на частоте $f \approx 117$ кГц и метод резонансных изгибных колебаний образца на частоте $f \approx 1,5$ кГц при переменной деформации $\varepsilon \approx 10^{-6}$ в вакууме $P \approx 10^{-3}$ Па. Относительная погрешность измерений ВТ равна $\Delta Q^{-1}/Q^{-1} \approx 10\%$ и точность относительного изменения модуля упругости $\Delta E/E \approx 0,1\%$.

На рис. 1 представлена температурная зависимость ВТ Q^{-1} и модуля упругости E (указательная поверхность неупруго-упругого тела) мелкозернистого сплава $Ti_{0.5}Al_{0.5}$ с размером зерна $d \approx 10$ мкм после наводораживания H в течение $t_H \approx 14400$ сек. Обнаружен невысокий максимум ВТ в сплаве $Ti_{0.5}Al_{0.5}$ при $T_{M1} \approx 400$ К с энергией активации $H_1 = 0,4 \pm 0,1$ эВ, по-видимому, обусловленный релаксационным механизмом переориентации внедренных атомов $H-H$ в гантельных конфигурациях вследствие воздействия переменной ультразвуковой деформации ε .

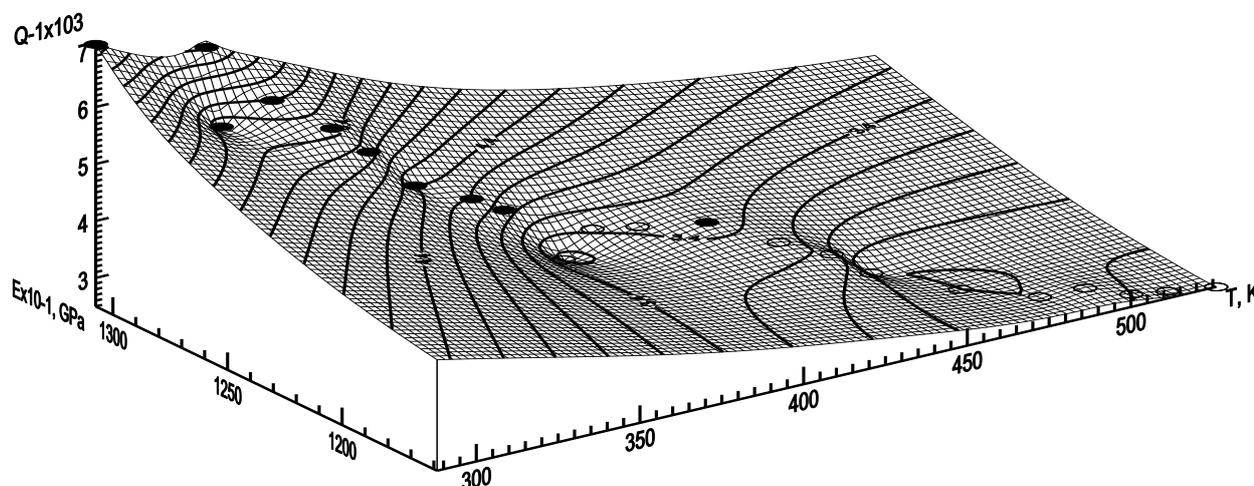


Рис. 1. Температурная зависимость модуля упругости E и ВТ Q^{-1} (указательная поверхность неупруго-упругого тела) мелкозернистого сплава $Ti_{0.5}Al_{0.5}$ после наводораживания H в течение $t_{2H} \approx 14400$ сек.

Наблюдался высокий начальный фон ВТ $Q^{-1}_0 \approx 7,0 \cdot 10^{-3}$. Сравнительно высокий исходный фон ВТ Q^{-1}_0 при первом нагреве по сравнению с фоном ВТ Q^{-1}_0 при втором нагреве свидетельствует о наличии полей внутренних напряжений σ_i в мелкозернистом сплаве $Ti_{0.5}Al_{0.5}$, которые возникли в результате механической обработки.

Релаксация модуля упругости $\Delta E/E$ мелкозернистого сплава $Ti_{0.5}Al_{0.5}$, наблюдавшаяся в том же самом температурном интервале существования максимумов ВТ Q^{-1}_M отражает релаксационные процессы, связанные с переориентацией комплексов водород – вакансия $H-V$ при ультразвуковой переменной деформации ε .

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСО- И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ МЕТОДАМИ КОМПЛЕКСНОГО БОРОНИКЕЛИРОВАНИЯ И БОРОВОЛЬФРАМИРОВАНИЯ

Иванов С.Г., Гурьев М.А., Земляков С.А., Иванов А.Г., Гурьев А.М.

ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова»,
г. Барнаул
gurievam@mail.ru

В настоящей работе проведены комплексные исследования структуры и свойств образцов из стали Ст3 после процессов одновременного комплексного насыщения бором и никелем, бором и вольфрамом из насыщающих обмазок на основе карбида бора. В качестве поставщиков никеля и вольфрама использовались как соединения данных элементов (оксиды, карбиды, бориды), так и чистые металлы.

При введении в смесь для борирования вольфрама, либо его соединений (карбидов или оксидов) структура диффузионного слоя по сравнению с борированием изменяется: боридные иглы становятся толще и по большей части закругляются. Часть игл при этом начинает расти под углом к поверхности образца, по границам бывших зерен. Количество высокобористой фазы незначительно возрастает, так как вольфрам способствует ее образованию. Наряду с этим добавка вольфрама в насыщающую смесь увеличивает хрупкость низкобористой фазы Fe_2B . Усредненная толщина образующегося боридного слоя в случае боровольфрамирования составляет порядка 20–30 мкм, что 2–2,5 раза меньше, чем при однокомпонентном борировании. Диффузионный слой, полученный на стали Ст3, где в качестве добавки к борлирующей смеси использовался никель либо его соединения, наоборот, имеет вид тонких острых игл, незначительно отличающихся от игл, полученных однокомпонентным борированием, при этом средняя толщина такого слоя составляет порядка 200 мкм, а максимальная толщина – достигает 250 мкм, что примерно в 1,25–1,5 раза больше, чем максимальная толщина боридного слоя, полученного однокомпонентным борированием и примерно в 10–12 раз больше боровольфрамированного слоя. Несмотря на столь большую протяженность, бороникелевый слой достаточно пластичный и имеет несколько меньшую (в 1,1–1,15 раз) по сравнению с борированием микротвердость. Такие особенности позволяют бороникелевым слоям выдерживать большие ударные нагрузки.

Существенные изменения в случае боровольфрамирования претерпевают переходная зона и сердцевина образца. Исчезает видманштеттова структура, количество перлита увеличено по сравнению с количеством, характерным для равновесной структуры этой стали.

При испытаниях на износостойкость при абразивном износе при удельной нагрузке 40 МПа/мм² оба покрытия на стали Ст3 показывают примерно одинаковый результат, при нагрузке выше 40 МПа/мм² лучший результат показывает бороникелевое покрытие, за счет преобладающей толщины. Характер износа бороникелевого покрытия – микровыкрашивание, аналогичный характер износа наблюдается при испытании боровольфрамового покрытия, однако в силу его более высокой хрупкости микротрещины формируются задолго до выкрашивания. При адгезионном износе лучший результат показало боровольфрамовое покрытие, очагов схватывания на нем обнаружено не было.

Также были проведены испытания боровольфрамового и бороникелевого покрытия на стали Ст3 на коррозионную стойкость. Стойкость обоих покрытий в 20% растворе NaCl оказалась одинаковой, следов коррозии не обнаружено при выдержке образцов в течение 3 суток. При замене раствора поваренной соли на 10% раствор NaOH на боровольфрамовом покрытии были обнаружены незначительные следы питтинговой коррозии, однако зафиксировать потерю массы не удалось, на бороникелевом покрытии следов коррозии не обнаружено. При испытании данных покрытий в 15% водных растворах кислородсодержащих минеральных кислот (H_2SO_4 и HNO_3) наибольшую стойкость показало боровольфрамовое покрытие – потеря массы на нем составила в среднем в 1,5 раза меньше. Однако в растворе соляной кислоты наибольшую стойкость показало покрытие на основе бора и никеля – следов коррозии на нем не было обнаружено при изменении концентрации в пределах 3–15%.

ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ СПЛАВА $\text{Ni}_{2,08}\text{Mn}_{0,96}\text{Ga}_{0,96}$

Мусабилов И.И., Мулюков Х.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
irekmusabirov@imsp.da.ru

В сплавах системы Ni_2MnGa в области структурного фазового превращения происходит скачкообразное изменение геометрических размеров монокристаллических образцов сплава. В зависимости от того, в каком из кристаллографических направлений монокристалла проводится измерение, длина образца при фазовом превращении может скачкообразно сокращаться или, наоборот, удлиняться. На поликристаллических образцах этот эффект также наблюдается, но, по сравнению с монокристаллами, его величина оказалась меньше. Однако в некоторых работах показано, что на поликристаллическом образце скачкообразное изменение длины вовсе отсутствует.

Исследуемый слиток сплава $\text{Ni}_{2,08}\text{Mn}_{0,96}\text{Ga}_{0,96}$ обладает острой текстурой, о чем можно судить по характеру двойниковой структуры. Поэтому для дилатометрических исследований был вырезан образец с размерами $1 \text{ мм} \times 2 \text{ мм} \times 7 \text{ мм}$ электроискровым методом таким образом, что в его структуре двойники ориентированы преимущественно перпендикулярно его длине.

График температурной зависимости термического расширения образца ($\Delta l/l = f(T)$), записанный при его охлаждении, представлен на рис. 1(a). Длина образца при его охлаждении до 280 К сокращается линейно, а в интервале 280–260 К происходит ее скачкообразное уменьшение на 0,2%. При более низких температурах длина образца снова начинает уменьшаться по линейному закону. Изображение микроструктуры низкотемпературной фазы этого образца представлено на рис. 1(b). Характерной особенностью приведенной структуры является то, что зерна несколько вытянуты в направлении, перпендикулярном длине образца.

Кривая охлаждения $\Delta l/l = f(T)$ образца после гомогенизирующего отжига представлена на рис. 1 (c). Как видно, в этом случае на кривой $\Delta l/l = f(T)$ никакого скачка длины не наблюдается. В области 280 К имеется слабый максимум.

Из приведенного на рис. 1 (d) изображения микроструктуры отожженного образца видно, что после отжига структура стала более однородной и крупнозернистой (размер зерен порядка 500 мкм). Направления двойников в данной структуре распределены почти хаотически. Тем самым можно заключить, что гомогенизационный отжиг образца приводит не только к формированию более однородной структуры, состоящей из равноосных зерен, но и к снятию его текстуры, наблюдающейся в литом состоянии.

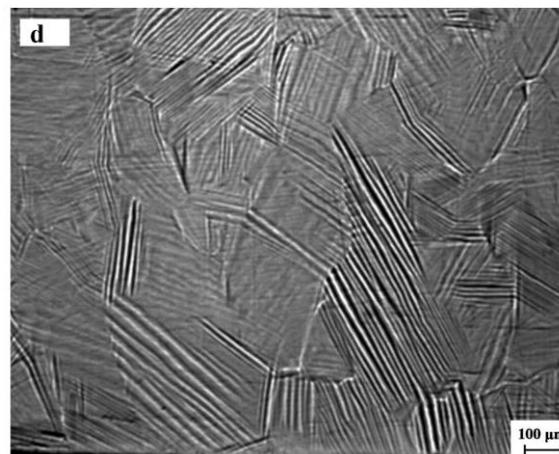
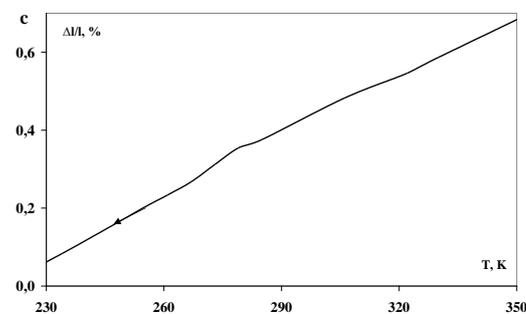
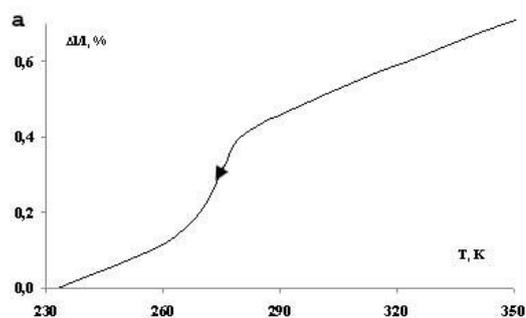


Рис. 1 Результаты исследования температурной зависимости термического расширения и структуры сплава $\text{Ni}_{2,08}\text{Mn}_{0,96}\text{Ga}_{0,96}$

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ИЗОТРОПНОГО СПЛАВА Fe-22%Cr-15%Co

Корзников А.В.¹, Миляев И.М.², Миляев А.И.²,
Юсупов В.С.², Корзникова Г.Ф.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
korznikov@imsp.da.ru

²Институт металлургии РАН, г. Москва
imilyaev@mail.ru

Практически все материалы для постоянных магнитов являются хрупкими и имеют низкие прочностные характеристики. Сплавы системы Fe-Cr-Co относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Магниты из них отличаются хорошим сочетанием достаточно высоких магнитных свойств с коррозионной стойкостью и достаточно высокой технологичностью. Они, как правило, обрабатываются при гомологической температуре $T=0,60\div 0,75 T_{пл}$ соответствующей горячей деформации. Достижимые после термомагнитной обработки механические свойства сплавов системы Fe-Cr-Co выше ближайшего аналога по магнитным свойствам сплавов ЮНДК системы Fe-Al-Ni-Co. В настоящей работе была выбрана именно эта группа сплавов, и в частности – сплав марки 22Х15К.

Целью работы являлось исследование процессов структурообразования в ходе тепловой пластической деформации и их влияние на магнитные свойства сплава Fe-22%Cr-15%Co.

Для деформации были использованы исходные образцы сплава в высококоэрцитивном состоянии, полученном по двум режимам - по ГОСТ 24897-81 с наложением магнитного поля на первой ступени термообработки для получения анизотропных магнитов, а также ступенчатой термообработкой без магнитного поля по схеме: 700°C(10 мин) + 640°C(1ч) + 620°C(1ч) + 600°C(1ч) + 580°C(1ч) + 560°C(2ч) + 540°C(3ч) + 520°C(4ч) + 500°C для получения изотропных магнитов. При такой обработке происходит спинодальный распад твердого раствора на сильномагнитные частицы α_1 (изотропные или анизотропные) и слабомагнитную матрицу α_2 . Пластическую деформацию изотропных и анизотропных магнитов осуществляли прокаткой с различной степенью на ручьевых валках в интервале температур 300-400°C.

Измерения гистерезисных магнитных характеристик после деформации показали, что с увеличением степени деформации происходит снижение максимальной магнитной энергии. При этом коэрцитивная сила и остаточная индукция меняются незначительно. Наблюдаемые изменения гистерезисных характеристик могут быть связаны с изменением основного механизма перемагничивания с когерентного вращения, характерного для квази однодоменных частиц, полученных в процессе спинодального распада в исходном состоянии на механизм перемагничивания путем смещения доменных стенок в образцах после деформации. Смена действующего механизма перемагничивания вызвана появлением зародышей обратной намагниченности на дефектах структуры в деформированных образцах, которые относительно легко перемагничиваются в слабых полях.

ИССЛЕДОВАНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В РАЗЛИЧНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Малышева С.П.¹, Мурзинова М.А.¹, Салищев Г.А.²

¹*Институт проблем сверхпластичности материалов РАН, г. Уфа*

²*Белгородский государственный университет, г. Белгород*
svufa@mail.ru

Измельчение микроструктуры титановых сплавов до ультрамелкозернистого состояния позволяет резко повысить их прочность, предел выносливости, износостойкость, а также снизить температуру сверхпластичности. Такие изменения в механических свойствах делают их привлекательными для практического применения в авиационно-космической промышленности. Однако измельчение структуры приводит к некоторому снижению пластических и вязких характеристик, таких как ударная вязкость, вязкость разрушения или свойств, связанных с распространением трещин. Поэтому для определения допустимых областей использования двухфазных титановых сплавов с ультрамелкозернистой структурой требуется проведение исследований в этом направлении.

В работе исследовались структура и механические свойства титанового сплава ВТ6 с субмикроструктурной (СМК) структурой. Для формирования СМК структуры был использован метод всестороннейковки. Сравнивались образцы сплава ВТ6 в двух состояниях: с СМК структурой и с микроструктурной (МК) структурой в термоупрочненном состоянии. Показано, что в СМК сплаве по сравнению с МК состоянием наблюдается заметный рост прочностных характеристик, твердости. При некотором уменьшении относительного удлинения и равномерной деформации, наблюдается почти в два раза рост относительного сужения, то есть материал обладает определенным запасом вязкости. Сокращение равномерной деформации СМК ВТ6 свидетельствует о его большей склонности к локализации деформации. Установлено, что ударная вязкость, хотя и несколько снижается в СМК состоянии, но ее значения находятся в пределах требований к авиационным титановым сплавам (КСУ более 0,3). Ударная вязкость СМК образца с трещиной (КСТ) существенно ниже, чем у образца с МК структурой. Отжиг СМК сплава ВТ6, не приводящий к росту зерен, но снимающий внутренние напряжения, приводит к повышению КСТ.

Исследование изломов образцов показало, что разрушение в СМК состоянии сплава происходит квазисколом с признаками вязкого разрушения, а в МК состоянии имеет хрупко-вязкий характер с наличием скола по первичным частицам α -фазы. При этом в МК состоянии имеет место разветвление трещины, отклонение ее от магистрального распространения, что, вероятно, связано с наличием lamellar составляющей микроструктуры. В тоже время в СМК состоянии трещина распространяется более прямолинейно, и не обнаружено каких либо элементов структуры для преодоления этого недостатка. Таким образом, вероятно ударная вязкость титанового сплава в СМК состоянии в основном определяется увеличением работы зарождения трещины, а не работой ее распространения.

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ МЕДИ ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Нагимов М.И.¹, Saray O.², Назаров А.А.¹, PÜRÇEK G.², Сафаров И.М.¹,
Валиахметов О.Р.¹, Даниленко В.Н.¹, Мулюков Р.Р.¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

²Karadeniz Technical University, Trabzon, Turkey

nazarov@imsp.da.ru

Технической чистой медь марки М1 (чистота 99,9%) была подвержена интенсивной пластической деформации путем равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту В_С при различных температурных режимах. В режиме 1 образцы деформировались при комнатной температуре до 8 проходов, в режиме 2 – при температуре 200°С до той же степени деформации. Режим 3 представлял собой комбинацию этих двух режимов: вначале образец подвергался РКУП до 4-х проходов при 200°С, затем – четырем дополнительным проходам при комнатной температуре.

Проведены исследования микроструктуры, текстуры и механических свойств меди после различного количества проходов по всем трем режимам.

При деформации при комнатной температуре микроструктура меди эволюционирует в соответствии с общими закономерностями низкотемпературной деформации: после 1-го и 2-го проходов наблюдается формирование микрополосовой структуры, состоящей из удлиненных зерен/фрагментов, размеры которых составляют примерно 400 нм. При увеличении числа проходов формируется равноосная микроструктура с размером зерен около 400 нм.

РКУП при 200°С уже на первых стадиях деформации приводит к формированию равноосной структуры, которая превращается в зеренно-субзеренную структуру с размером зерен около 500 нм после большого числа проходов. Прочностные характеристики выше после обработки по режиму 1, а пластичность – после обработки по режиму 2.

Показано, что изменение температуры деформации после 4-х проходов значительно влияет на формирование структуры и изменение механических свойств при дальнейшем прессовании. После РКУП по режиму 3 получены наименьшее значение размера зерен/субзерен (380 нм), наиболее высокие значения предела текучести и прочности и наименьшее общее относительное удлинение до разрушения. Вместе с тем, образцы после РКУП по режиму 3 сохраняют достаточно высокое равномерное относительное удлинение (6%).

Таким образом, исследования показывают, что РКУП меди со ступенчатым уменьшением температуры деформации позволяет получить более мелкое по сравнению с РКУП при постоянной (комнатной) температуре зерно и, соответственно, более высокие прочностные характеристики при сохранении достаточно высокой пластичности.

СТЕНДОВЫЕ ДОКЛАДЫ

СЕССИЯ С3

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ФОРМООБРАЗОВАНИЯ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Жеребцов Ю.В., Еникеев Ф.У.

Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа
Zhuv@bk.ru

Для материалов, имеющих ультрамелкозернистую микроструктуру, особое значение приобретает необходимость учета возможного влияния роста зерен на их реологическое поведение. Несмотря на то, что измельчение зерен до наноструктурного состояния приводит к существенному снижению оптимальной температуры обработки, проблема, связанная с влиянием роста зерен на реологическое поведение, при этом не только не снимается, но скорее даже наоборот, приобретает особую значимость.

Реологическое поведение обычных микрокристаллических материалов (со средним размером зерен менее 10 мкм) часто описывают в рамках упрощенного степенного соотношения вида

$$\sigma = K\xi^m, \quad (1)$$

где K – параметр материала, зависящий от среднего размера зерен и других структурных характеристик, m – так называемый параметр скоростной чувствительности, который считается основным реологическим параметром сверхпластичности. Для того чтобы принять во внимание влияние роста зерен, часто используют дополнительный реологический параметр n , который вводится в определяющее соотношение сверхпластичности (1) в виде

$$\sigma = K'\xi^{m'}\varepsilon^n \quad (2)$$

где ε – степень деформации, K' , m' , n – постоянные материала. Параметр n иногда называют показателем деформационного упрочнения материала.

В настоящей работе предложен вариант учета влияния роста зерен в постановке краевой задачи механики деформируемого твердого тела применительно к процессам сверхпластического формообразования микрокристаллических и ультрамелкозернистых материалов, основанный на использовании определяющего соотношения (2). Приведен конкретный пример численного решения краевой задачи теории ползучести в среде программного комплекса ANSYS по известным из литературы экспериментальным данным. Значения материальных постоянных K' , m' и n определяются по результатам тестовых формовок при постоянном давлении формующего газа. Получено удовлетворительное согласие результатов решения краевой задачи с экспериментальными данными. Как следует из полученных результатов, введение в рассмотрение параметра деформационного упрочнения позволяет добиться удовлетворительного совпадения результатов расчетов в среде программного комплекса ANSYS с известными из литературы экспериментальными данными. Аналогичный подход может быть применен при конечноэлементном моделировании других технологических процессов обработки давлением перспективных материалов, например, процессов формообразования многослойных ячеистых панелей, гофровых конструкций, а также процессов деформирования листового проката в матрицы прямоугольной и эллиптической формы.

Проведен анализ полученного решения, выявлены некоторые особенности характера напряженно-деформированного состояния в очаге деформации. В частности, установлено, что при деформировании листового материала в цилиндрическую матрицу вблизи контура закрепления имеет место сложное непропорциональное нагружение, при котором траектории напряжений в пространстве Ильюшина имеют большую кривизну несмотря на то, что кривизна соответствующих траекторий деформаций в пространстве деформаций относительно мала.

ИССЛЕДОВАНИЕ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА С РАЗЛИЧНЫМ РАСПОЛОЖЕНИЕМ ПОВЕРХНОСТЕЙ СОЕДИНЕНИЯ

Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
aigul-05@mail.ru

Титановые сплавы и конструкции из них широко применяются в различных отраслях машиностроения и особенно в тех, где выигрыш в массе является определяющим. В результате развития авиационной и космической техники все большую долю занимают сварные конструкции, вытесняя монолитные. Сварные конструкции можно рассматривать как слоистые, поскольку они состоят из двух и более заготовок. В то же время конструкции непосредственно могут быть изготовлены из слоистого материала. Особенностью таких конструкций является то, что плоскости соединения могут располагаться различным образом относительно действующих нагрузок. В связи с этим актуальным является исследование влияния различного расположения поверхностей соединения на свойства и особенности разрушения слоистых материалов для обеспечения надежности и долговечности сварных конструкций.

В качестве исходного материала были выбраны листы двухфазного титанового сплава ВТ6 в микро- и наноструктурных состояниях. Для проведения исследований из листовых заготовок сваркой давлением был получен слоистый материал, характеризующийся изотропными свойствами. Изотропность свойств обеспечивалась благодаря особой укладке листовых заготовок [1]. Сварку давлением проводили в электрической печи ОКБ-8086 в вакууме 2×10^{-3} Па путем приложения давления к заготовкам с помощью гибкой мембраны, в которую подавали газообразный аргон. Свойства слоистого материала определяли путем проведения испытаний на ударный изгиб, поскольку ударная вязкость является наиболее чувствительной характеристикой к качеству сварного соединения по сравнению с пределом прочности, а сам метод испытаний является простым и стандартизированным методом. Для проведения испытаний изготавливали образцы с U-образным надрезом с “тормозящим” и “разделяющим” трещину расположением слоев (листовых заготовок) [2], т.е. линию надреза располагали параллельно и перпендикулярно поверхностям твердофазного соединения, соответственно. Испытания на ударный изгиб проводили на маятниковом копре марки Schenck Trebel RPSW 150/300 при комнатной температуре.

Рассмотрены факторы, влияющие на свойства слоистого материала с различным расположением поверхностей соединения относительно действующей нагрузке. Сравнительный анализ результатов исследований образцов с “тормозящим” и “разделяющим” трещину расположением слоев позволил выявить отличия в характере их разрушения и уровне свойств. Общим для данных типов образцов является образование вязкого излома ямочного строения в результате разрушения под действием ударных нагрузок. При этом поры размером менее 1 мкм, присутствующие в зоне твердофазного соединения, не оказывали заметного влияния на ударную вязкость слоистого материала.

Литература

1. Ганеева А.А., Круглов А.А., Лутфуллин Р.Я. Ударная вязкость слоистых полуфабрикатов из титанового сплава ВТ6 // Деформация и разрушение материалов, №12. с. 36-40 (2009.)
2. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. Пер. с англ. / Под ред. Бернштейна М.Л., Ефименко С.П. М.: Металлургия, 1989, 576 с.

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ СПЛАВА ВТ6

Локощенко А.М.¹, Ильин А.А.², Мамонов А.М.², Назаров В.В.¹

¹НИИ Механики Московского государственного университета
имени М.В. Ломоносова, г. Москва

²ГОУ ВПО “МАТИ” – Российский государственный технологический университет
имени К.Э. Циолковского, г. Москва
inmec130@mail.ru

Экспериментально исследовано влияние водорода на ползучесть и длительную прочность титанового сплава ВТ6 (Ti-6Al-4V) при температуре 600 °С и растягивающих напряжениях 47-217 МПа. Получено, что предварительное легирование сплава водородом до концентраций 0.1, 0.2 и 0.3% по массе при сохранении в них структуры глобулярного типа приводит к последовательному увеличению времени до разрушения, уменьшению скорости установившейся стадии ползучести и предельной деформации в условиях постоянства растягивающей силы.

На основе анализа механизмов необратимой деформации двухфазных ($\alpha+\beta$)- титановых сплавов, закономерностей влияния водорода на их структурное состояние, а также результатов проведенных экспериментов сделан вывод о преобладающем влиянии твердорастворного упрочнения β -фазы водородом на ползучесть при заданных условиях испытаний.

Предложена математическая модель процесса ползучести, основанная на кинетической теории Ю.Н. Работнова и учитывающая зависимости скорости деформации ползучести и скорости накопления поврежденности от средней концентрации водорода в сплаве. Получено удовлетворительное совпадение теоретических и экспериментальных кривых ползучести.

Показано, что микронесплошности сплава, возникающие перед разрушением в зоне локализации деформации образцов с глобулярной структурой (как с водородом, так и без него), не имеют структурно-предпочтительных мест образования. В образцах с 0.3% водорода, имеющих структуру с пластинчатой α -фазой и явно выраженными границами исходных β -зерен, микронесплошности образуются преимущественно на межзеренных границах, что приводит к межзеренному разрушению.

Результаты этой работы опубликованы в [1].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 08-08-00007).

Литература

1. Локощенко А.М., Ильин А.А., Мамонов А.М., Назаров В.В. Анализ ползучести и длительной прочности титанового сплава ВТ6 с предварительно внедренным водородом // Физико-химическая механика материалов. 2008. № 5. С. 98-104.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВОБОДНОГО ФОРМООБРАЗОВАНИЯ СВАРНЫХ ЛИСТОВЫХ ПАКЕТОВ ИЗ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ В СОСТОЯНИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Загиров Т.М., Еникеев Ф.У.

Уфимский государственный нефтяной технический университет, г. Уфа
bc10204@mail.ru

Создание малоотходных и энергоэкономичных методов обработки давлением перспективных ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов требует обоснованного выбора наиболее рациональных технологических схем при изготовлении деталей ответственного назначения из современных конструкционных сплавов на основе титана, алюминия, магния и никеля. В этой связи представляет интерес анализ основных особенностей технологических схем сверхпластической формовки, применяемых на практике при изготовлении полых деталей различного назначения.

В настоящей работе рассматривается процесс свободной формовки сварного листового пакета, представляющего собой два листа, сваренных по замкнутому эллиптическому контуру посредством диффузионной сварки. Предлагается математическая модель рассматриваемого процесса, основанная на решении основных уравнений безмоментной теории оболочек для сварного листового пакета с главными полуосями a_0 , b_0 . В предельных случаях свободной формовки круглой ($a_0/b_0=1$) и вытянутой прямоугольной ($a_0/b_0 \ll 1$) сварных листовых заготовок модель позволяет получать решения, совпадающие с известными из литературы. На основе предложенного подхода разработаны алгоритмы расчета основных технологических параметров процесса, позволяющие определять геометрию заготовки (a_0 , b_0) по заданной геометрии готового изделия (a , b), оценивать толщину получаемой оболочки, а также рассчитывать оптимальный закон подачи давления, обеспечивающий деформирование заготовки с постоянной интенсивностью скоростей деформаций. Анализ полученных результатов показывает, что характер кривых зависимости давления от времени, обеспечивающих деформирование пакета в оптимальных условиях сверхпластичности, качественно меняется по мере уменьшения величины геометрического фактора a_0/b_0 : если при $a_0/b_0 > 0,5$ кривые имеют характерный куполообразный вид, то при $a_0/b_0 < 0,5$ они представляют собой монотонно возрастающие кривые без максимума.

На основе разработанного подхода проведен сопоставительный анализ технологических способов получения эллипсоидальных оболочек по двум принципиально разным технологическим схемам сверхпластической формовки: формовка листа в матрицу эллиптической формы и свободная формовка сварного листового пакета. Установлено, что степень деформации, достигаемая в оболочке, полученной из сварного пакета, заметно ниже по сравнению с аналогичными показателями для оболочек, получаемых по известной технологии формовки листа с прижатыми кромками, при этом продолжительность формовки сокращается в два-три раза при примерно тех же значениях приложенного давления.

Конечноэлементное моделирование процесса проводится в среде пакета ANSYS в рамках постановки и решения краевой задачи теории ползучести с использованием стандартного степенного определяющего соотношения сверхпластичности. Реологические параметры определяются по результатам тестовых формовок полусфер при постоянном давлении. Проводится сопоставление результатов численных расчетов в среде ANSYS с соответствующими предсказаниями разработанного приближенного подхода и экспериментальными данными, полученными в ИПСМ РАН на примере промышленных листовых титановых сплавов ВТ6 (Ti-6Al-4V) и ОТ-4-1 (Ti-1.8Al-1.45Mo). Получено удовлетворительное согласие между расчетными и экспериментальными данными.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 12ГБА

Панин В.Е.¹, Деревягина Л.С.¹, Заточная Л.В.¹, Сафаров И.М.², Корзников А.В.²

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

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

lsd@ispms.tsc.ru

Получение высокопрочного состояния в низкоуглеродистых малолегированных сталях является весьма актуальной проблемой для современного машиностроения, так как классическими методами улучшить структуру стали и, одновременно, сохранить высокие характеристики трещиностойкости уже не удастся. Поскольку данные стали широко используются при строительстве магистральных нефте- и газопроводов, работающих в сложных климатических условиях и при высоком давлении, то повышение их механических свойств и коррозионной стойкости является весьма актуальной задачей. Одним из решений данной проблемы является получение сталей с субмикроструктурной (СМК) структурой.

В работе исследовали структурно-фазовое состояние и механические свойства трубной стали 12ГБА, после интенсивной теплой деформации ковкой. Ковку проводили на гидравлическом прессе в изотермических условиях с понижением температуры от 700°С до 500°С по схеме, описанной в [1].

Структурно-фазовое состояние стали изучали металлографическим методом с использованием оптического микроскопа марки «Zeiss Axiovert 25» и травления в пересыщенном растворе пикриновой кислоты, а также рентгенографически на дифрактометре ДРОН-4М в S_{α} излучении. Параметр решетки a определяли, используя экстраполяционную функцию А.Тейлора и Р.В. Флойда. Уширение линий, блочность и микроискажения определяли методом аппроксимации. Механические свойства стали изучали при растяжении на установке ИМАШ 20–78 со скоростью движения захватов 0,0027 мм/сек. Характер разрушения анализировали с помощью растрового электронного микроскопа SEM 515 марки «Philips» в широком диапазоне увеличений.

В результате проведенных исследований были сделаны следующие выводы:

-структура стали 12ГБА после интенсивной пластической деформации (ИПД) измельчается: уменьшаются усредненные по трем взаимно перпендикулярным плоскостям размер зерен d от 26 мкм в крупнокристаллическом состоянии до 19 мкм, расстояние между строчками перлита – от ~ 43 мкм до ~ 22 мкм, размер областей когерентного рассеяния D – от 400 нм до 167 нм. Возникают микродеформации величиной $\sim 2,171 \cdot 10^{-2}\%$;

-в результате теплой ИПД исходная микротвердость стали $H_{\mu}=0,78$ ГПа увеличивается до 2,24 ГПа;

-диспергирование микроструктуры стали обеспечивает более чем трехкратное увеличение предела текучести и в полтора раза - предела прочности. Поскольку отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ возрастает до 0,94-0,99, сталь после теплой ИПД проявляет большую склонность к локализации, вследствие чего её пластичность значительно уменьшается;

-на механические свойства и характер разрушения стали значительное влияние оказывает ферритно-перлитная полосчатость, не устраненная при нагреве под закалку. Чтобы избежать её вредное влияние, теплую ИПД следует применять к стали в состоянии после закалки в масло. Данное состояние более однородное и характеризуется большей дисперсностью, что должно благоприятно сказаться на механических свойствах стали после тепловой ИПД.

Литература:

1. Mulyukov R.R., Imayev R.M., Nazarov A.A. Production, properties and application prospects of bulk nanostructured materials // Proceedings: Ultrafine-grained materials. 2008 TMS Annual Meeting, // J Mater Sci. DOI 10.1007/s10853-008-2777-9.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО РЕЛЬЕФА НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ

Круглов А.А.¹, Руденко О.А.², Сисанбаев А.В.³

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

¹alweld@go.ru, ²mr.roa@mail.ru, ³sisan-av@yandex.ru

Сверхпластическая формовка (СПФ) является одним из эффективных процессов обработки листовых материалов, интенсивно развивающихся в последнее время [1, 2]. Наибольший эффект достигается при СПФ высокопрочных титановых сплавов. Данный метод позволяет получать на маломощном прессовом оборудовании и относительно простой штамповой оснастке тонкостенные конструкции сложного профиля. За счет использования многослойных сварных заготовок СПФ обеспечивает изготовление целого ряда полых конструкций, которые нельзя получить механической обработкой. Важной технологической характеристикой качества формуемой заготовки является величина шероховатости поверхности, связанной с условиями течения в разных местах. При необходимости внешнюю поверхность полируют. Вместе с тем, изделия с замкнутыми полостями содержат поверхности недоступные для механической обработки. При этом, наличие «грубого» деформационного рельефа и связанная с ним величина шероховатости внутренних поверхностей могут заметно повлиять на эксплуатационную прочность изделий.

В этой связи цель представленной работы состояла в исследовании температурной зависимости деформационного рельефа, образующегося на внешней поверхности листовых заготовок из наноструктурного титанового сплава ВТ6. Для трехмерной съемки и исследования особенностей рельефа использовали лазерный сканирующий микроскоп «LSM-5-Exciter» (Carl Zeiss, Germany). Используя бесконтактный конфокальный метод сканирования, система позволяет визуализировать и измерять топографию в труднодоступных местах. С помощью металлографической программы 3D-анализа «Zen-2008» количественно определяли «истинную» шероховатость, а также локальный и интегральный радиус кривизны деформационной поверхности. Была обнаружена «куполообразная» форма температурной зависимости деформационного рельефа.

Литература

1. Руденко О.А., Круглов А.А., Сафиуллин Р.В., Валиахметов О.Р., Лутфуллин Р.Я. Использование эффекта низкотемпературной сверхпластичности в технологии сверхпластической формовки // КШП. ОМД. №4, с. 5-9 (2006).
2. Круглов А.А., Руденко О.А., Сисанбаев А.В. Сверхпластическая формовка листов наноструктурного титанового сплава // Сб. трудов Международной научно-технической конференции «Прогрессивные методы и технологическое оснащение процессов обработки металлов давлением», СПб, БГТУ, с. 92-95 (2009).

ВЛИЯНИЕ ШЕРОХОВАТОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ЗАГОТОВОК СПЛАВА ВТ6 НА КАЧЕСТВО ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ПОЛУЧЕННОГО В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мухаметрахимов М.Х.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
msia@mail.ru*

Условия формирования твердофазного соединения (ТФС) во многом определяются состоянием поверхности соединяемых материалов, в том числе, и микрогеометрией поверхности, возникшей в процессе сверхпластической деформации (СП), предшествующей твердофазной сварке. В работе [1] приведены данные об увеличении шероховатости поверхности заготовок при СП и высказаны предположения об отрицательном влиянии шероховатости на механические свойства ТФС.

В литературе отсутствуют данные по влиянию шероховатости поверхности на свариваемость нанокристаллических материалов в условиях низкотемпературной СП. В этой связи представлялось интересным проведение прямых экспериментов по выявлению воздействия низкотемпературной СП деформации на кинетику и механизм формирования ТФС.

Для соединения листовых заготовок использовали листы двухфазного титанового сплава ВТ6 толщиной 0,8 мм с микро- и нанокристаллической (МК и НК) структурами со средним размером зерен ~3 и 0,2 мкм.

Использовали заготовки с разной поверхностной обработкой: после зачистки металлической щёткой, шкуркой нулевой зернистости, травления и механической полировки.

Для исследований были изготовлены пакеты двух типов: 1 пакет состоял из листовых заготовок с МК структурами и 2 пакет - с НК и МК структурой. Сварку давлением проводили при температуре 750°C.

Качество ТФС оценивали металлографически по относительной протяженности пор в зоне соединения.

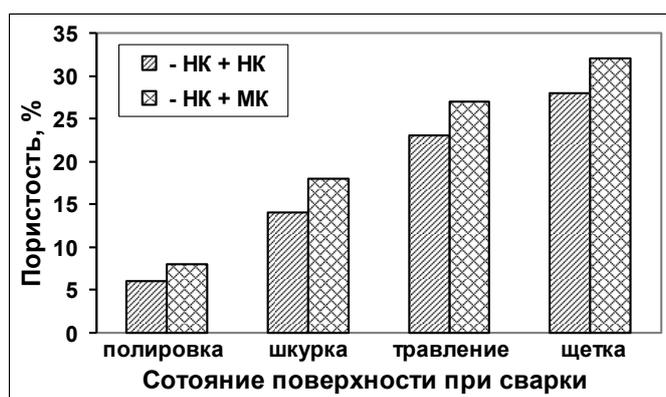


Рис.1. Относительная протяженность пор в зоне соединения после сварки давлением в зависимости от состояния поверхности титанового сплава ВТ6

Как показали результаты обработки данных, наименьшая относительная протяженность пор в зоне соединения достигается после полировки соединяемых поверхностей, наибольшая относительная протяженность пор в зоне соединения наблюдается после зачистки металлической щёткой. Эта закономерность характерна как для твердофазной сварки сплава ВТ6 МК структурой, так и для листов сплава ВТ6 с НК структурой.

Литература

1. P.G. Partridge, D.S. McDermid, A.W. Bowen // Acta Metall. 33, №4, 1985 pp. 571-577

ТВЕРДОФАЗНОЕ СОЕДИНЕНИЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА С НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ ЧЕРЕЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННУЮ ПРОСЛОЙКУ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Мухаметрахимов М.Х.¹, Хазгалиев Р.Г.^{1,2}, Лутфуллин Р.Я.¹

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

² *Башкирский государственный университет, г. Уфа*
sloth-usatu@mail.ru

Проблемная научно-техническая задача твердофазного соединения титановых сплавов со сталями известна более 30 лет и до настоящего времени не потеряла своей высокой актуальности для современного машиностроения. Одним из перспективных путей решения указанной проблемы получения надежного сварного соединения является сварка давлением стальных и титановых полуфабрикатов через никелевую прослойку [1, 2].

Исследовали свариваемость титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через наноструктурированную никелевую фольгу из сплава НП2 в области пониженных температур 650...750 °С. Осуществляли сварку малогабаритных заготовок на модернизированной вакуумной установке ИМАШ 20–78. Глубина вакуума при сварке была не хуже $2,0 \times 10^{-3}$ Па.

Из листовых заготовок сплава ПТ-3В и стали 12Х18Н10Т с применением фольги из никелевого сплава НП2 в вакуумной печи изготовили сваркой давлением композитный материал ПТ3-В–НП2–12Х18Н10Т.

В результате проведенных исследований установили зависимость механических свойств соединенных заготовок от степени деформации при сварке. Результаты испытаний образцов из соединенных заготовок на растяжение показали, что наибольшая прочность на отрыв при нормальной температуре составляет 466,6 МПа, и она достигнута на заготовке, изготовленной сваркой давлением при 750 °С. Все испытанные образцы разрушались по твердофазному соединению между титановым сплавом ПТ3В и никелевым сплавом НП2. Металлографический анализ показал, что доля Ti–Ni интерметаллидов на поверхности разрушения повышается от 12 % до 47 % при повышении температуры сварки заготовок от 650 °С до 750 °С. Пор и интерметаллидов типа Fe–Ti на поверхности разрушения не наблюдали. Качество соединения сплава 12Х18Н10Т и сплава НП2 было стабильно высоким и разрушения образцов по нему при испытаниях не фиксировали.

Анализ композитного материала, изготовленного в вакуумной печи при 700 °С и 750 °С показал также образование интерметаллидной прослойки в зоне соединения ПТ3В – НП2. При этом проведенный в этой зоне химический анализ выявил, что повышение температуры от 700 °С до 750 °С приводит к увеличению в 1,5 раза глубины проникновения титана через границу соединения, от 5,5 мкм до 9,5 мкм соответственно. Испытания композитного материала на срез выявили наибольшую прочность в соединении, полученном при 700 °С. Сдвиговая прочность в зоне соединения составила 254,5 МПа.

Литература

1. S. Kundu, S. Chatterjee. Interfacial microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded titanium-stainless steel joints using a nickel interlayer. *Materials Science and Engineering A425* (2006) pp. 107-113
2. S. Kundu, S. Chatterjee. Characterization of diffusion bonded joint between titanium and 304 stainless steel using a Ni interlayer. *MATERIALS CHARACTERIZATION* 59 (2008) pp. 631-637.

СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ МНОГОСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Астанин В. В., Хасанова Д. Р.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
v.astanin@gmail.com

Целью эксперимента было получение узкого сварного шва методом сварки давлением в режиме низкотемпературной сверхпластичности. Определение интенсивности напряжений и деформации, возникающих при компактировании проводилось с помощью конечно-элементного моделирования. Сварка осуществлялась в камерной электропечи с помощью жаропрочного деформирующего инструмента клиновидной формы. В эксперименте использовались образцы из пяти слоев тонких листов сплава ВТ6 с нанокристаллической структурой.

На рисунке выделены две характерные зоны соединения листов 1-2 (зона 1) и 4-5 (зона 2). В зоне 2 имеются округлые микропоры размером от 1 до 6 мкм, относительная протяженность которых составляет 19,7%. В тех же условиях сварки (температура, давление) в зоне 1 пор размером порядка одного микрона и более не обнаружено.

Механические испытания статическими и циклическими нагрузками показали, что поры размером менее 5 мкм не оказывают влияния на прочность сварного соединения. Разрушение образцов происходит не по линии соединения, а по основному материалу. В результате проведенных исследований установлено, что для сплава ВТ6 в наноструктурном состоянии возможно проводить сварку локальным давлением при температуре 700 °С. Локальная деформация со степенью $\epsilon > 3$ обеспечивает соединение листов на уровне прочности основного материала, при этом удается полностью избавиться от сварочных напряжений. Структура в зоне сварного соединения остается идентичной структуре основного листа. Все это позволяет получать защитные оболочки для композитных деталей, соединенные по кромке локальной сваркой давлением.

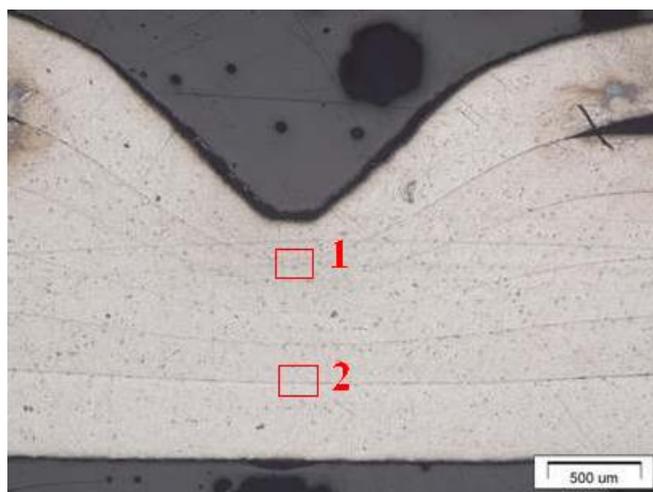


Рис.1. Боковое сечение образца материала, полученного сваркой давлением.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ГОФРИРОВАННЫМ ЗАПОЛНИТЕЛЕМ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Ахунова А. Х.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

akhunova_a@mail.ru

Методы обработки металлов и сплавов давлением имеют широкое применение для изготовления самых разнообразных изделий, в том числе конструкций, используемых в авиации и космонавтике. В последнем случае особый интерес представляют позволяющие снизить вес летательного аппарата многослойные конструкции, состоящие из обшивок и образующего ребра жесткости гофрированного заполнителя, изготавливаемые из двухфазных титановых сплавов с помощью сверхпластической формовки (СПФ) и сварки давлением (СД).

Успех применения технологии СПФ зависит от эффективности назначаемых параметров процесса, обеспечивающих оптимальный режим пластической деформации материала, которые определяются в основном экспериментально. Перспективной является оптимизация процессов СПФ с помощью компьютерного моделирования. Одним из наиболее важных моментов при проведении компьютерного моделирования является установление определяющих соотношений (ОС) и разработка достоверных методик для нахождения параметров, входящих в ОС.

На практике параметры ОС нередко определяют из экспериментов на одноосное нагружение. Однако при СПФ полых конструкций с гофрированным заполнителем материал деформируется в условиях двухосного нагружения и использование при моделировании процесса параметров ОС, определенных из экспериментов на одноосное нагружение, приводит к значительным ошибкам. Поэтому актуальным является выбор эксперимента, максимально приближенного по схеме напряженно-деформированного состояния материала к реальному технологическому процессу, а также разработка соответствующей методики определения параметров ОС. Такая методика позволит построить адекватную процессу СПФ полых конструкций с гофрированным заполнителем модель, которая в свою очередь даст возможность определить эффективные параметры процесса.

В данной работе изложены результаты моделирования процесса СПФ полых конструкций с гофрированным заполнителем из титанового сплава ВТ6 с использованием ОС, полученных из тестовых формовок в протяженную клиновую матрицу. Установлено, что разнотолщинность ребер жесткости зависит от угла наклона ребер и скорости увеличения давления газа. Для рассматриваемой конструкции определена верхняя граница скорости увеличения давления газа при формовке, обеспечивающей деформирование ребер в условиях сверхпластичности на первой стадии формовки. Установлена возможность уменьшения времени первой стадии формовки. Исследовано влияние отношения толщины обшивок к толщине заполнителя, а также влияние асимметрии центральной ячейки конструкции на параметры процесса СПФ полых конструкций с гофрированным заполнителем.

Таким образом, на основе результатов математического моделирования определен ряд эффективных параметров технологического процесса СПФ полых конструкций с гофрированным заполнителем.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА Zr – 2,5 % Nb С УМЗ СТРУКТУРОЙ, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Хасанова Г.Ф.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
olegv@imsp.da.ru, galeyev@imsp.da.ru

Исследовано влияние термомеханических режимов всесторонней изотермическойковки с поэтапным снижением температуры деформации от 750 до 450°C на формирование однородной микроструктуры в циркониевом сплаве Э125 (Zr–2,5%Nb). Показано уменьшение размера зерен в структуре сплава при понижении температуры обработки как в ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$), так и ($\alpha_{Zr} + \beta_{Nb}$) фазовых областях. При заключительной температурековки 450°C, соответствующей ($\alpha_{Zr} + \beta_{Nb}$)-области, в сплаве Э125 получена ультрамелкозернистая структура с размером зерен/субзерен около 500 нм.

Проведена сравнительная оценка сверхпластических характеристик сплава Э125 для двух состояний, первое из которых с мелкозернистой структурой (размер зерен 3 – 4 мкм) получали ковкой крупнозернистого материала в интервале температур 750–700°C. Второе состояние было получено последующей ковкой материала с понижением температуры до 450°C.

Сверхпластичность исследовали в интервале температур 450 – 700°C и скоростей деформации $5 \times 10^{-5} - 5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Установлено, что повышенная скоростная чувствительность напряжения течения ($m \geq 0,3$) в ультрамелкозернистом сплаве (состояние 2) отмечается как в ($\alpha_{Zr} + \beta_{Nb}$)-области, начиная от температуры 550°C, так и в ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$)-области. В то же время для мелкозернистого сплава (состояние 1) – при температурах только ($\alpha_{Zr} + \beta_{Zr}$)-области. Показано, что при нагреве ультрамелкозернистого сплава до температур 650 – 700°C в нем формируется структура с размером зерен 1 – 2 мкм. Тем не менее, в указанном интервале температур деформации для этого состояния сплава (Рис. 1) значения напряжения течения ниже, а относительного удлинения существенно выше, чем для мелкозернистого сплава.

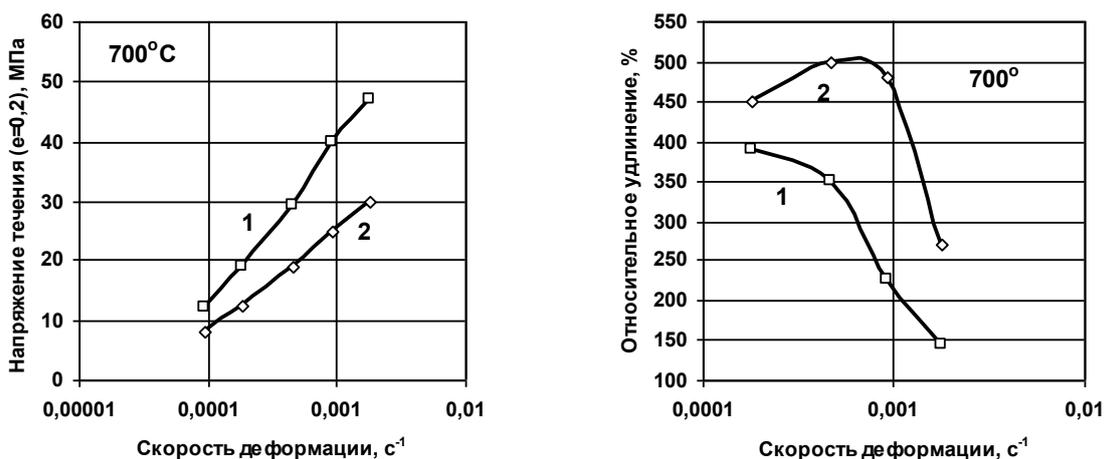


Рис. 1. Скоростная зависимость напряжения течения (а) и относительного удлинения (б) сплава Э125 в состояниях 1 и 2. при температуре деформации 700°C.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ПРОТИВОСВАРОЧНОГО ПОКРЫТИЯ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ ТРЕХСЛОЙНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

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

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
d12art@mail.ru

Одним из наиболее эффективных технологических процессов обработки листовых материалов, реализующих преимущества сверхпластичности, является сверхпластическая формовка (СПФ), а также ее сочетание со сваркой давлением (СД).

Успех получения надежных качественных полых многослойных конструкций не возможен без тщательного проведения и соблюдения технологических операций и режимов сварки давлением, однако работы по определению параметров процесса сварки практически отсутствуют. В этой связи является актуальным проведение исследований процесса сварки давлением с использованием компьютерного моделирования.

В настоящей работе представлены результаты компьютерного моделирования операции сварки давлением листовых заготовок титанового сплава ВТ6 для получения трехслойных гофрированных конструкций. Исследовано влияние наличия технологических пазов на проникновение противосварочного покрытия (ПСП) в зону сварки, а также влияние коэффициента трения между ПСП и листовой заготовкой и свойств материала ПСП на изменение во времени площади контакта свариваемых поверхностей.

Моделирование процесса сварки листовых заготовок проводилось в двумерной постановке (плоское деформированное состояние) для двух вариантов. В первом варианте ПСП наносилось непосредственно на поверхности свариваемых листов. Во втором варианте на обшивках были сделаны пазы, которые препятствовали распространению ПСП. При этом материал покрытия задавался в 3 и в 30 раз мягче, чем материал заготовки. Коэффициент трения варьировался в пределах 0,1 – 0,4.

Возможность проникновения ПСП в зону соединения оценивалась по уровню давления со стороны покрытия на зону вблизи контакта свариваемых поверхностей и по уровню давления, действующего между свариваемыми поверхностями вблизи их кромок, контактирующих с ПСП.

В обоих случаях, с пазами и без, область, в которой листовые заготовки не свариваются, состоит из двух частей: области проникновения ПСП и области, где ПСП отсутствует, но нет контакта свариваемых поверхностей. В том и другом случае, соединение начинает образовываться раньше там, где свойства ПСП в 30 раз мягче, чем материал заготовки. Для более жесткого ПСП зона проникновения покрытия меньше, но при этом большей оказывается зона отсутствия контакта свариваемых поверхностей. Результаты моделирования позволяют сделать вывод, что при отсутствии пазов ширина области, в которой листовые заготовки не свариваются, может достигать десятка толщин ПСП и более, тогда как при наличии технологических пазов для нанесения ПСП, опасность его проникновения в зону сварки практически отсутствует.

Величина коэффициента трения не оказывает заметного влияния на изменение площади контакта свариваемых поверхностей.

ЦИФРОВАЯ ГОЛОГРАФИЧЕСКАЯ ИНТЕРФЕРОМЕТРИЯ ДЛЯ ДЕФЕКТΟΣКОПИИ И НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Сафиуллин Р.В.¹, Гапонов В.Е.², Гуревич В.С.², Исаев А.М.²,
Вахотин А.Н.³, Харин С.А.³, Морозов М.А.³

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

²*ООО «Криптон», г. Снежинск*

³*ОАО «Авиадвигатель», г. Пермь*

dr_rvs@mai.ru

Проведенные в последние десятилетия в России и за рубежом исследования показывают, что высокую эффективность при изготовлении многослойных полых конструкций для авиации и космонавтики обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки со сваркой давлением (СПФ/СД). Успешное внедрение данной технологии в производство невозможно без создания надежных методов неразрушающего контроля (НК), позволяющих достоверно оценить качество изготовления, получаемых изделий. В этой связи разработке неразрушающих методов контроля полых конструкций должно быть уделено существенное внимание.

В работе описана методика и приведены результаты НК многослойных полых конструкций, выполненные с помощью цифрового голографического интерферометра (ЦГИ), разработанного и изготовленного фирмой ООО «Криптон». ЦГИ – аппаратно-программный комплекс для бесконтактных измерений деформаций, визуализации и оценки напряженно-деформированного состояния и НК материалов и конструкций. Действие прибора основано на возможности записи и интерферометрического сравнения двух цифровых голограмм, зарегистрированных для двух различных деформированных состояний объекта. Прибор позволяет проводить измерения одновременно по всей поверхности объекта, как в лабораторных, так и в цеховых условиях. Измерительная информация обрабатывается автоматически с помощью специально созданных программ. Принципиальная возможность применения голографической интерферометрии (ГИ) для выявления скрытых дефектов конструкций и материалов основана на том факте, что при определенном нагружении микродеформации внешней поверхности изделия в зоне дефекта отличаются от деформаций материала в зонах, где дефекты отсутствуют. ГИ является на сегодня практически единственным бесконтактным методом, который позволяет с высокой чувствительностью и точностью визуализировать поле деформационных изменений конструкции под воздействием различных видов нагрузки и количественно оценить указанные отличия.

В отличие от традиционных методов дефектоскопии ГИ позволяет не только обнаруживать как макро-, так и микроструктурные дефекты, но и оценивать их влияние на показатели работоспособности (прочность, надежность, остаточный ресурс и т.п.) конструкции, определять закономерности развития дефектов, проводить прочностные и усталостные исследования новых материалов, в том числе, созданных с привлечением нанотехнологий.

Таким образом, ГИ является не только альтернативным методом НК, но и поистине уникальным интегральным инструментом, позволяющим измерять динамику поведения самой конструкции в процессе влияния факторов, действующих в условиях эксплуатации. С использованием ЦГИ-комплекса разработана методика неразрушающего контроля полых конструкций, которая успешно опробована при контроле трехслойных гофрированных и четырехслойных ячеистых конструкций.

ПОЛУЧЕНИЕ ИЗДЕЛИЙ ОБРАТНЫМ ВЫДАВЛИВАНИЕМ В УСЛОВИЯХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ.

Слобода А. А., Астанин В.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Ale_XXX55@mail.ru*

В последнее десятилетие интерес к получению ультрамелкозернистых структур существенно возрос, так как уменьшение размера зёрен приводит к значительному улучшению эксплуатационных и технологических свойств материалов. В частности для наноструктурированных титановых сплавов возможно увеличение прочностных свойств на 20-30%, что позволяет снизить металлоемкость изделия авиационной техники. Для мелкозернистых высокопрочных титановых сплавов удаётся снизить температуру сверхпластичности с 900 °С до 600°С, что позволяет использовать менее дорогостоящий материал для изготовления штамповой оснастки, избежать интенсивного окисления и газонасыщения, а следовательно, обрабатывать давлением тонкостенные детали сложной формы без применения защитных атмосфер, вакуума и как результат, снизить себестоимость изделия.

На основании экспериментально полученной кривой деформации наноструктурного сплава ВТ6 было проведено математическое моделирование процесса обратного выдавливания детали сложной конфигурации (рис.1) в условиях низкотемпературной сверхпластичности. В результате моделирования были определены: сила деформирования, напряжённно–деформированное состояние, степень деформации, влияющая на формирование наноструктуры и влияние трения конструкции штампа на получение изделия заданной геометрией, данные математического моделирования подтверждены экспериментально. Полученная модель изделия сочетает в себе утолщённую переднюю кромку и тонкие стенки.

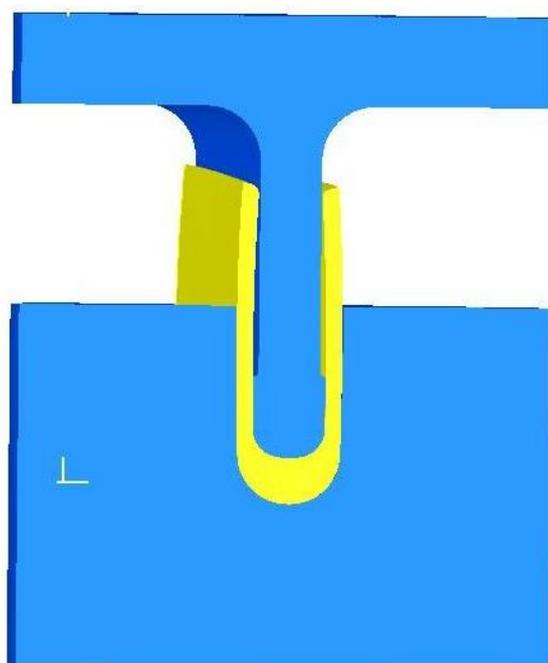


Рисунок 1. Компьютерная модель процесса обратного выдавливания на завершающей стадии

ИНДУКЦИОННЫЕ НАГРЕВАТЕЛИ ШТАМПОВОЙ ОСНАСТКИ

Иванов В.И.

Научно-производственная корпорация «Иркут», г. Москва

ivaslav@yandex.ru

Тепловые (температурные) режимы являются одним из основных определяющих факторов высокоточной изотермической объёмной штамповки в условиях сверхпластичности. От того, насколько качественно разработаны и поддерживаются эти режимы зависит не только качество, но и номенклатура штамповок. Понятно, что в таких условиях важное значение имеет правильный выбор способа нагрева, конструкция нагревателей и управление нагревом с последующим поддержанием требуемой температуры.

В ходе организации участка сверхпластичности в серийном производственном предприятии были проведены исследования, имеющие следующие цели:

1. Выбор способа нагрева.
2. Создание конструкции нагревателей штамповой оснастки для прессов различной мощности – всего четырёх типов.
3. Оптимизация управления нагревом штамповой оснастки.
4. Разработку рекомендаций по поддержанию требуемого теплового режима в процессе штамповки.

Исследования проводились как с использованием разработанных математических моделей и программных средств, так и натурно – на экспериментальном и серийном оборудовании сначала лаборатории сверхпластичности серийного авиационного завода, а затем и производственного участка этого завода.

В процессе этой работы было установлено и разработано:

1. Наиболее эффективным способом нагрева штампового блока совместно с размещённой в нём матрицы и пуансона является индукционный нагрев. При индукционном нагреве теплота выделяется непосредственно в объекте нагрева, что позволяет получить высокие – по сравнению с косвенным нагревом - значения коэффициента полезного действия, сократить время нагрева и затраты электроэнергии.

2. Разработана рабочая конструкторская документация индукционных нагревателей штамповой оснастки прессов усилием 160 т; 400 т; 630 т; 1600 тонн. Изготовлены и эксплуатировались 5 индукционных нагревателей для 160 и 400 тонных прессов.

3. С использованием разработанных программных продуктов решены задачи оптимального управления нагревом несплошных анизотропных тел – рассматриваемой штамповой оснастки. Было установлено:

- оптимальным управлением является релейное многоинтервальное управление;
- задачи на быстроедействие, наилучшее приближение и минимизации затрат электроэнергии и в данном случае тождественны.

4. Разработанные рекомендации доказали свою адекватность в процессах опытного и серийного производства

В качестве примера сравним индукционный нагреватель и нагреватель косвенного действия 160 т прессы. Время нагрева до технологической температуры штамповки алюминиевых сплавов инд. нагревателя (мощностью 20 кВт) – 1 час, а при нагреве с использованием оптимального управления – 40 минут. Нагреватель косвенного действия (его мощность - 12 кВт) нагревает ту же оснастку до той же температуры за 4 часа.

Выигрыш в эффективности труда рабочего и использовании электроэнергии – очевиден. В целом, проведённые исследования позволили создать оборудование, разработать методы и рекомендации, позволяющие полностью решить задачу получения нужных режимов

УСТАЛОСТНЫЕ И ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ В ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЯХ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Иноземцев А.А.¹, Наймарк О.Б.²

¹ОАО «Авиадвигатель», г. Пермь

²Институт механики сплошных сред УрО РАН, г. Пермь
naimark@icmm.ru

Открытия в области уникальных свойств объемных наноматериалов, необычных механизмов деформации и фазовых превращений являются фундаментом разработок и применения объемных наноматериалов в качестве функциональных и конструкционных материалов нового поколения. В настоящее время исследования и разработки по объемным наноматериалам находятся на стадии перехода от лабораторных изысканий к практическому применению. Это подтверждается созданием новых схем и технологий получения объемных наноматериалов с использованием интенсивных пластических деформаций и широким вовлечением в исследования не только модельных материалов, но и промышленных сплавов и сталей. Физические свойства твердотельных нано- и мезоструктурных сред открывают исключительные по своему значению перспективы в электронике, медицине, разнообразных технических приложениях, например, в аэрокосмическом комплексе. Актуальность данных исследований, например, для приложений в авиа-космическом комплексе, связана с переходом к новому поколению газотурбинных двигателей, для которых необходимы конструкционные материалы, имеющие на 20% более высокие прочность и твердость, на 50% более высокую вязкость разрушения и вдвое большую износостойкость. Натурные испытания показывают, что использование в газовых турбинах нанокристаллических жаропрочных сплавов обеспечивает, по меньшей мере, половину требуемого повышения свойств.

Известные практические приложения наноструктурных материалов основаны на специфике их свойств, существенно отличающихся от характеристик тех же материалов в моно- и поликристаллическом, а также в аморфном состояниях. Важнейшей чертой настоящего этапа развития технологии и использования наноструктурных материалов является переход от стадии накопления данных и их эмпирической обработки к стадии управляемого получения и использования субмикрокристаллических структур разнообразных металлов и сплавов. Это стало возможным после анализа механизмов, лежащих в основе физики наноструктурного состояния. Необычные свойства этих материалов обусловлены как особенностями отдельных зерен, так и их коллективным поведением, зависящим от характера взаимодействия между зернограничными дефектами. Специфика этого взаимодействия заключается в особом состоянии границ зерен, обладающих выраженными признаками неравновесности, повышенной энергией, длинно-корреляционными взаимодействиями.

Исследования поведения титановых сплавов с субмикрокристаллической зеренной структурой при многоцикловых и динамических нагружениях позволили подтвердить теоретически обоснованный результат о способности данного класса материалов к аномальному поглощению механической энергии, что является потенциальной основой для увеличения усталостного ресурса элементов газотурбинных двигателей, в том числе в условиях случайных динамических воздействий. Однако, данные материалы обнаруживают также качественно-новые закономерности перехода к завершающей стадии – квазихрупкость, что ставит принципиально новые задачи по прогнозированию ресурса с использованием современных методов диагностики текущего состояния материалов в условиях «критичности» перехода от дисперсного к макроскопическому разрушению при отсутствии дефектов-лидеров, которые могут быть зарегистрированы традиционными методами диагностики.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТА С РЕГЛАМЕНТИРОВАННОЙ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Мухтаров Ш.Х., Ахунова А.Х., Валитов В.А., Утяшев Ф.З.

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

Проведены исследования структуры и механических свойств при сжатии крупнозернистого никелевого сплава Inconel 718. Результаты исследований механических свойств модельных образцов сплава подвергнутых одноосному сжатию в интервале температур 800-1100°C при скоростях деформации в интервале 10^{-2}c^{-1} - 10^{-4}c^{-1} показали, что характер кривых σ - ϵ сплава зависит от температуры и скорости деформации. Зависимости напряжения течения сплава от температуры деформации показали, что при всех скоростях деформации в интервале температур 800-850°C и 950°C для скорости $5,5 \cdot 10^{-2}\text{c}^{-1}$ на начальном этапе пластического течения имеет место повышение величины напряжения течения, достигающее пика при степени деформации 10-20%. Дальнейшая деформация сопровождается разупрочнением и при степени деформации более 30% на кривой зависимости σ - ϵ наблюдается установившаяся стадия. При температурах деформации 950°C и выше непосредственно после упругой области на кривой σ - ϵ наблюдается установившаяся стадия течения.

Анализ микроструктуры образцов показал, что полностью динамически рекристаллизованная структура формируется после деформации в интервале температур 1100-975°C на 75% со скоростью $5,5 \cdot 10^{-3}\text{c}^{-1}$. При этом размер рекристаллизованных зерен в указанном интервале температур уменьшается с 40 до 7 мкм. При дальнейшем снижении температуры деформации до 950-900°C средний размер зерен уменьшается до 4-3 мкм. Уменьшается также доля рекристаллизованного объема, формируемого после деформации, до 33-20%. Деформация при температуре 850°C приводит к развитию рекристаллизации преимущественно в приграничных областях исходных зерен. При этом размер рекристаллизованных зерен составляет 1 мкм. При температуре деформации 800°C и ниже в приграничных областях формируется субмикроструктурная структура с размером зерен 0,5-0,1 мкм.

Результаты механических испытаний модельных образцов в условиях одноосного сжатия являлись исходными данными для математического моделирования. Установлены определяющие соотношения для сплава Inconel 718. Проведено математическое моделирование одноосного сжатия цилиндрических образцов из рассматриваемого сплава при температуре 950°C. Решалась осесимметричная задача в двухмерной постановке со следующими допущениями: деформация образца – одноосное сжатие; деформационное упрочнение материала – изотропное; пластическое течение материала описывали моделью Пэжина; на поверхности контакта инструмента и заготовки использовалась модель трения по Зибелю.

Результатом математического моделирования процесса сжатия образцов для степеней высотной деформации от 20 до 80% явились эпюры распределения степени истинных деформации и напряжений. Из эпюр распределения степеней истинной деформации видно, что максимальные значения деформации наблюдаются в центре образца. Наименьшие значения наблюдаются в зонах под бойками. При этом показано, что чем выше степень высотной деформации, тем большие значения степени истинной деформации достигаются в центре образца. Эпюры распределения истинных напряжений показывают, что с увеличением степени деформации, повышаются напряжения, формирующиеся в образцах.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ФОРМЫ НАНОЧАСТИЦ НА ИХ ТЕМПЕРАТУРУ ПЛАВЛЕНИЯ НА ПРИМЕРЕ НАНОЧАСТИЦ ТИТАНА

Бандин А.Е. Безносюк С.А.

Алтайский государственный университет, г. Барнаул
anton2586@mail.ru

В настоящее время наночастицы широко используются в промышленности. Так, например, применение в сварочных работах, получение сплавов с высокими температурами плавления, применение в качестве катализаторов и т.д. Для применения наночастиц необходимо знать физико-химические свойства и уметь их прогнозировать. Температура плавления является одной из основных характеристик вещества. Известно, что температура плавления наночастиц не совпадает с температурой плавления массивного образца. С уменьшением размера частицы, происходит уменьшение ее температуры плавления, однако на температуру плавления наночастиц влияет не только размер, но и форма самой наночастицы.

В работе было рассмотрено две теоретические модели, позволяющие изучить влияние формы наночастицы на ее температуру плавления, это термодинамическая и фононная модели. Для наночастиц металлов не применима термодинамическая модель, так как погрешность расчета, в некоторых точках, составляет свыше 50%. Для расчета температуры плавления наночастиц использовалась фононная модель.

Фононная модель строится на основе критериев, предложенных Линдеманом. Согласно представлениям Линдемана, кристалл плавится, когда среднеквадратичное смещение атомов в кристалле становится больше доли внутриатомных расстояний. Увеличение температуры ведет к возрастанию амплитуды колебаний. При некоторой температуре они становятся достаточно большими, разрушают кристаллическую решетку и твердое тело начинает плавиться

Результаты расчета представлены на рис. 1. Наиболее устойчивой является форма цилиндра. Менее устойчивой является наночастица, имеющая форму сферы. Значительное уменьшение температуры плавления наблюдается, когда радиус сферы равен 10 нм. Значительное уменьшение температуры плавления наночастиц, имеющих форму куба наблюдается с 18 нм. Самыми неустойчивыми являются наночастицы имеющие форму конуса. У конуса, начало отклонения температуры плавления наночастиц от массивного образца, наблюдается с 70 нм, затем она изменяется не значительно.

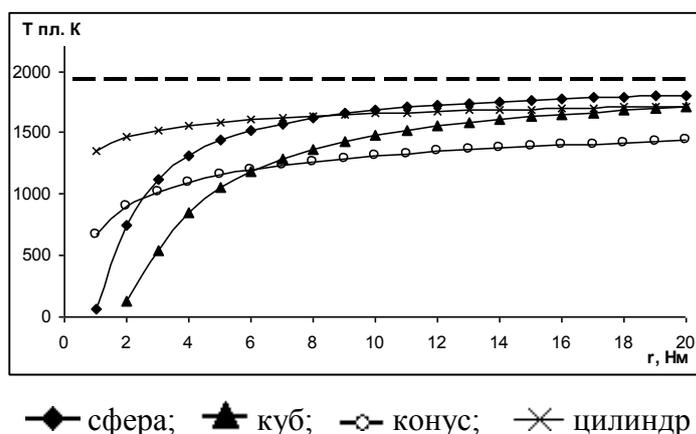


Рис. 1. Зависимость температуры плавления наночастиц титана от формы

КВАНТОВАЯ НАНОДИНАМИКА НЕРАВНОВЕСНЫХ НАНОЧАСТИЦ МЕТАЛЛОВ

Важенин С.В.¹, Жуковский М.С.², Безносюк С.А.¹

¹ Алтайский государственный университет, г. Барнаул

² Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул
bsa1953@mail.ru

В работе исследуются закономерности влияния физико-химических условий эксперимента и природы вещества на характеристики конечных стационарных неравновесных состояний (аттракторов) ГЦК наночастиц переходных металлов: никеля и серебра. Для выявления специфики неравновесного движения малых наночастиц в зависимости от нуклеарности, температуры, химического состава, морфологии начального состояния используется компьютерная модель нанодинамики неравновесных малых наночастиц с учетом фемтосекундной ритмичности неадиабатических процессов диссипации энергии в конденсированную среду. Диссипация происходит в результате генерации стохастических зарядовых флуктуаций неравновесных наносистем, что связано с процессами квантового запутывания на уровне виртуальных квазичастиц экситонного вакуума [1].

В работе показано, что самоорганизация кубических наночастиц никеля с гранью (100) в условиях низких и умеренных температур ведет к формированию сложных, близких к додекаэдрическим, конечных форм с квазикристаллическим строением. Найдена закономерность к повышению устойчивости нормальной кубической формы ГЦК наночастиц против квазикристаллической, формы кубоида с уменьшением отношения энергии связи к атомной массе элемента. В частности, в режиме стохастической фемтосекундной нанодинамики для серебра получено отсутствие перехода типа «куб → кубоид» для любых нуклеарностей в широком температурном диапазоне, в отличие от более прочносвязанных и/или легких металлов (никель, алюминий).

На примере нанокластеров никеля в работе показано, что в режиме стохастической нанодинамики ГЦК наночастиц имеется большая вероятность w закрепления системы в метастабильных ловушках (рис. 1). Вероятность w_2 перехода, ведущего к усложнению формы наночастицы и выходу на новый стационарный аттрактор с меньшей энергией, заметно меньше вероятности сохранения формы кубоида. Для сравнения на рис. 1 показано равновесное состояние с минимальной энергией E_{\min} , соответствующее форме икосаэдра.

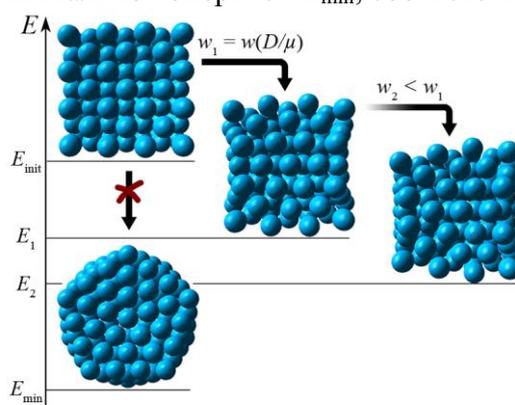


Рис. 1. Способы структурной организации наночастицы никеля в режиме неравновесной нанодинамики

Литература

1. Жуковский М.С., Безносюк С.А. Би-ионные и би-радикальные релятивистские субфемтосекундные квантовые флуктуации неравновесных наносистем // Ползуновский вестник, №3, с. 19 (2009).

ИССЛЕДОВАНИЕ КВАНТОВОЙ КИНЕТИКИ САМОСБОРКИ НАНОСИСТЕМ АТОМОВ 3d-ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ МОНТЕ-КАРЛО

Гришко М.С., Безносюк С.А.

Алтайский государственный университет, г. Барнаул
bsa1953@mail.ru

Интенсивные исследования в области нанотехнологий, активизировавшиеся на рубеже XX—XXI веков, становятся двигателем происходящих в настоящее время кардинальных изменений в промышленном производстве и ведут к качественному скачку в развитии методов и средств обработки информации, синтеза новых материалов, разработке новых научных подходов к познанию материи. Множество работ направлено на поиск перспективных технологий контролируемого получения частиц, характеризующихся однородной дисперсностью и составом. Влияние основных внешних термодинамических параметров, таких как температура, количество частиц и объем в настоящее время хорошо изучено, но достаточно надежного способа управления свойствами вещества так и не найдено. Однако, существуют внутренние квантовые параметры, которые могут дать исследователю такую возможность. И здесь, основным внутренним параметром становится параметр квантового запутывания – η , который переключает состояния межатомного взаимодействия. Таким образом, поиск путей влияния на внутренние параметры системы становится весьма перспективным направлением, и исследования в области нанотехнологий переходят на качественно новый уровень, называемый нанотехнологией второго поколения.

Для осуществления компьютерного эксперимента была разработана модель, позволяющая исследовать кинетику процесса самоагрегации наносистем атомов переходных металлов. В данной модели использован алгоритм, предложенный Метрополисом, который был модифицирован нами для учёта различных типов квантово-статистической коррелированности корпоративного движения атомов. Он позволяет учитывать некоторые внешние параметры, такие как T , V , N , C_i , а так же является легко адаптируемым для квантово-статистических исследований.

Результаты моделирования показали, что морфология наносистем в предельных случаях очень сильно различается: в запутанном состоянии ($\eta = 1$) формируется единый компактный кластер атомов, а в случае квантово-разделенного ($\eta = 0$) состояния возникает несколько островковых кластеров с разной нуклеарностью. В целом, однако, прослеживается тенденция распада малых ассоциатов атомов и формирования наночастиц с большим числом атомов и связей. Парные корреляционные функции для неравновесных стационарных состояний исследуемых наноструктур позволили оценить, что в первом случае наносистема характеризуется высокой долей упорядоченности. На зависимостях можно выделить пики относящиеся к 1-й, 2-ой и 3-й координационным сферам, из чего можно сделать вывод, что структура полученных наноструктур близка к кристаллической. Во втором случае структура носит аморфный характер. Полученные знания о кинетике процессов самоорганизации наносистем открывают возможность поиска методов контроля процессов самосборки наноразмерных частиц и целенаправленного конструирования материалов с заданными свойствами: таких, как высокоактивные катализаторы с сильно развитой поверхностью и большим количеством каталитически активных центров.

Литература

1. Гусев А.И. Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 1998, 199 с.
2. Рит М. Наноконструирование в науке и технике. Введение в мир нанорасчета. Москва-Ижевск: НИЦ Регулярная и хаотическая динамика, 2005, 160 с.
3. Гулд Х., Тобочник Я. Компьютерное моделирование в физике; в 2 т.; пер. с англ. М.: Мир, 1990, 400с.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАНОСИСТЕМ МАРГАНЦА

Беляева Н.А., Жуковский М.С., Фомина Л.В., Безносюк С.А.

ГОУ ВПО «Алтайский государственный университет», г. Барнаул
bsa1953@mail.ru

Создание новых типов наноструктур, включающих активные наночастицы марганца с большим магнитным моментом и большой величиной запрещенной зоны, удобных для создания поверхностей с магнитными свойствами весьма актуально [1]. Кристаллический марганец наилучшим образом описывается расчётами из первых принципов. Несмотря на правильно описываемую закономерность в целом по периоду, для марганца наблюдается наибольшее расхождение между теорией и экспериментом. Так, энергия связи Mn по расчетам составила 5 эВ/ат, а экспериментальная — 2,9 эВ/ат. Модуль всестороннего сжатия Mn, определенный экспериментально, составил 100 ГПа, а теоретический — 290 ГПа. В данной работе методами нелокального функционала плотности и квантовой нанодинамики [2] проведен поиск устойчивых форм наночастиц Mn_N для исследования зависимости энергии наночастиц марганца от их нуклеарности N и спина S . В табл. 1 представлены полученные результаты: N – нуклеарность, E_a – энергия связи на атом (эВ/ат).

Таблица 1. Зависимость энергия связи от нуклеарности наночастиц Mn

N	32	72	108	256	500	864	1372	2048	2916	4000	5324
E_a	1.72	1.99	2.13	2.35	2.48	2.58	2.64	2.69	2.73	2.77	2.79

Видно, что высокая насыщенность энергией наночастиц марганца в пределе кристалла приближается к экспериментальному значению: $E_a = 2,9$ эВ/ат.

Известны композитные материалы на основе наночастиц платины и оксида железа [3]. Исследование нанокompозита на основе сочетания двух веществ коллоидной дисперсности: диоксида марганца и переходного или благородного металла имеет значительный интерес в области катализа. В данной работе кристаллохимическим анализом сопряжения модификаций диоксида марганца с металлическими подложками переходных и благородных металлов выявлено, что наибольшее число адгезионных связей N имеют наиболее устойчивая, принадлежащая к тетрагональной сингонии β модификация MnO_2 и принадлежащие к кубической сингонии металлы δ -Mn, Co, β -Ni, Ag, Au. С применением пакета «Компьютерная Нанотехнология» [2] были построены компьютерные модели интерфейса нанокompозитов с наноструктурой размером $10 - 4 - 4$, состоящие из 160 элементарных ячеек, содержащих 1280 атомов: 640 атомов металла, остальное – атомы диоксида марганца. Адгезия слоёв атомов металла и диоксида марганца осуществлялось через атомы марганца. В табл. 2 даны энергия адгезии ΣE , число интерфейсных связей N и энергия адгезии E , приходящейся на одну интерфейсную связь Me-MnO₂.

Интерфейс	ΣE , эВ	N	E , эВ/связь
Mn – MnO ₂	61.9	121	0.51
Co – MnO ₂	37.4	121	0.31
Ni – MnO ₂	55.8	121	0.46
Ag – MnO ₂	14.9	121	0.12

Таблица 2. Энергии адгезии между нанослоями Me-MnO₂.

Литература.

1. Wang J. Journal of Physics: Condensend Matter., 2008. Jss. 33. Art. 20.
2. Безносюк С.А., Потекаев А.И., Жуковский М.С., Жуковская Т.М., Фомина Л.В. Многоуровневое строение, физико-химические и информационные свойства вещества. – Томск: Изд-во НТЛ, 2005. – 264с.
3. Wang C., Daimon H. and Sun S. Nano. Lett., 2009; V. 9(4), p. 1493-1496.

КЛЕТОЧНО-АВТОМАТНЫЙ ПОДХОД К МОДЕЛИРОВАНИЮ СОСТОЯНИЯ СТРОИТЕЛЬНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Есаулов В.А.

Новочеркасское высшее военное командное училище связи, г. Новочеркасск, Ростовская обл.
esaul_va@mail.ru

Внедрение нанотехнологий значительно изменит современные способы строительства. Результаты их использования могут дать конструкционные материалы и бетоны с уникальными свойствами, могущие облегчить конструкцию зданий, повысить их прочность и создавать дома нового поколения, способные приспособливаться к жильцам.

С точки зрения строительного материаловедения [3] бетон можно отнести к твердым дисперсным структурам. С физической точки зрения представляется обоснованным отнести дисперсные системы к классу наноразмерных на основе изменения свойств с уменьшением линейных размеров материала [4]. В рамках полиструктурной теории строительных материалов, созданной академиком РААСН В.И. Соломатовым [2], одним из важнейших процессов, влияющих на показатели назначения материалов, является межчастичное взаимодействие его структурных элементов в мезо- и наномасштабе. Это дает основание рассматривать бетон как сложную многоуровневую систему.

Одной из наиболее развитых концепций, позволяющей описывать функционирование сложных систем, является концепция клеточного автомата [5].

Суть концепции клеточных автоматов состоит в том, что область исследования представляется равномерной сеткой, время идет вперед дискретными шагами, а законы поведения системы выражаются единственным набором правил (например, небольшой справочной таблицей), по которым любая клетка на каждом шаге вычисляет свое новое состояние по состояниям ее близких соседей. Несмотря на определенную простоту их построения, они могут демонстрировать разнообразное и сложное поведение, что дает возможность использовать их в моделировании систем различного типа [1].

В [2] в рамках цепочечного представления в качестве энергетической модели, описывающей межчастичное взаимодействие компонентов композита, предложена модель трехчастичного кластера, между частицами которого задано нелинейное взаимодействие. В статье на примере модели трехчастичного кластера показано, что она может быть отнесена к классу клеточных автоматов, описывающих процессы переноса. При этом к правилам клеточного автомата относятся законы взаимодействия частиц. Показано, что их континуализация может дать уравнения, отражающие синергетику кластерообразования и отличные от традиционных уравнений переноса.

Литература

1. Беркович С.Я. Клеточные автоматы как модель реальности: поиск новых представлений физических и информационных процессов. Пер. с англ. М.: Изд-во МГУ, 1993, 112 с.
2. Бобрышев А.Н., Козомазов В.Н., Авдеев Р.И., Соломатов В.И. Синергетика дисперсно-наполненных композитов. М.: ЦКТ, 1999, 252 с.
3. Горчаков Г.И., Баженов Ю.М. Строительные материалы. М.: Стройиздат, 1986, 316с.
4. Рыжонков, Д. И. Наноматериалы : учебное пособие / Д. И. Рыжонков, В. В. Лёвина, Э. Л. Дзидзигури. Москва : Бином. Лаб. знаний, 2008, 365 с.
5. Тоффоли Т., Марголюс Н. Машины клеточных автоматов: Пер. с англ. М.: Мир, 1991, 280 с.

ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ В АУСТЕНИТНЫХ СПЛАВАХ И СТАЛЯХ

Тусупжанов А. Е.¹, Ерболатулы Д.¹, Скаков М. К.²

¹Восточно-Казахстанский государственный университет им. С. Аманжолова,
г. Усть-Каменогорск, Республика Казахстан

²Восточно-Казахстанский государственный технический университет им. Д. Серикбаева,
г. Усть-Каменогорск, Республика Казахстан
aidyn_84@mail.ru

Известно [1], что применение эффекта сверхпластичности (СП) в технологии обработки металлов давлением позволяет уменьшить энергозатраты и трудоемкость изготовления изделий. Вместе с тем недостаточная изученность и противоречивый характер сведений о механизмах сверхпластической деформации (СПД) дисперсионно-твердеющих сплавов не дают возможности предсказывать сверхпластичное поведение конкретных сплавов и оптимизировать их технологию обработки [2].

Установлено, что при отжиге 1203К (10 мин) прокатанных на 90% образцов протекают рекристаллизационные процессы, в ходе которых образуется матричная структура с равноосными зёрнами. Образцы сплава 67КН5Б с соответствующей структурой были подвергнуты деформации при $T=1143\text{K}$ и $\dot{\epsilon}=1\cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$. Установлено, что вклад механизма зернограницного скольжения (ЗГС) в общую деформацию, определенный методом рисок, составляет $\gamma_{\text{ЗГС}} \approx 60-62\%$. Выявлено также действие внутризеренного дислокационного скольжения (ВДС). Вклад ВДС, оцененный нами по методу Речингера [1], составил $\gamma_{\text{ВДС}} \approx 15\%$. Структура сплава после деформации отличается повышенной плотностью межзеренных порообразных трещин, объемная доля которых составляет $f \approx 20\%$.

Далее обработкой: закалка от 1223К (10мин), прокатка на 90% и отжиг при 1153К (20 мин) получили структуру с меньшим размером зерен $\langle d \rangle \approx 2,7$ мкм. Установлено выделение сферических частиц с $\langle d_0 \rangle \approx 1-1,5$ мкм. Определено, что это частицы фазы с ГПУ решеткой, объемная доля которых составляет $\langle f_{\eta} \rangle = 17-20\%$. Результаты исследования показывают, что в процессе СПД при $T=1143\text{K}$ и $\dot{\epsilon}=1\cdot 10^{-3}\text{ c}^{-1}$, основным механизмом деформации является ЗГС. Вклад ЗГС составил $\gamma_{\text{ЗГС}} = 68\%$. Установлено, что при СПД происходит растворение частиц ГПУ-фазы в матрице и образование «диффузионных» зон вблизи границ зерен матрицы. Поэтому в настоящей работе предполагается, что одним из аккомодационных процессов при СПД является диффузионный массоперенос атомов, инициируемый растворением частиц вторичной фазы.

По-видимому, аналогичное растворение частиц вторичных фаз может иметь место и в аустенитных сталях типа 12Х18Н10Т, сверхпластичность которой была обнаружена в работе [3]. Возможность выделения вторичной ϵ -фазы в стали 12Х18Н10Т была показана в работе [4]. В связи с этим целью дальнейших исследований является улучшение сверхпластичности стали путем применения результатов, полученных при исследовании сплава 67КН5Б.

Литература

1. Новиков И.И. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. - М.: Металлургия, 1981.-167 с.
2. Ерболатулы Д., Скаков М.К., и др Особенности выделения частиц вторичной фазы с ГПУ-решеткой в системе Co-Ni-Nb // Вестник Сумского державного университета, – Сумы, Украина 2005. – С. 87-98
3. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. - М.: Металлургия, 1984.-264 с.
4. Пацелов А.М., Дегтярев М.В., и др. Особенности стабилизации ϵ -фазы стали 12Х18Н10Т при сдвиге под давлением // ФММ,- Екатеринбург, Россия 2004. 100

ИЗУЧЕНИЕ ДЕГРАДАЦИИ И НАНОРАЗМЕРНЫХ ПРЕДВЕСТНИКОВ РАЗРУШЕНИЯ В МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ МЕТОДАМИ МЕХАНИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Чуканов А.Н., Яковенко А.А.

ГОУ ВПО «Тульский государственный университет»
alexchukanov@yandex.ru, alexyakovenk@gmail.com

Деградация и эволюция наноразмерных локализованных зон концентрации напряжений (ЛЗКН) определяют переход материала в предельное состояние и разрушение. Оценивали состояние ЛЗКН по изменению в них динамики дефектов кристаллического строения. Её фиксируют (в объеме и ЛЗКН) методами механической спектроскопии или *внутреннего трения* (ВТ) [1,2]. Температурный спектр ВТ представляет комплекс неупругих эффектов (НЭ), отражающих изменение диффузионных и динамических характеристик дефектов, фазового состава, перераспределение растворенных и собственных атомов, формирование в ЛЗКН суб- и микронесплошностей. Преимущество ВТ в фиксации не только интегральных параметров, но и отражающих состояние *именно ЛЗКН*. **Цель исследования** - изучение деградации и зарождения разрушения в ЛЗКН по изменению параметров НЭ ВТ. **Объекты:** сталь марки Ст3 ($l=200$ мм, $d=8$ мм) и сплав $Fe+0,09\% C$ ($l=70$ мм, $d=0,8$ мм) (калиброванные нормализованные прутки и проволока). Образцы деформировали (растяжением и обжатием) и насыщали водородом. Использовали катодную поляризацию в растворе H_2SO_4 при плотности тока $j=60$ и 150 А/м² (1...30 часов). Анализировали амплитудные и температурные зависимости ВТ, полученные при низко- ($f \sim 1 c^{-1}$) и среднечастотных ($f \sim 1 \cdot 10^{-3} c^{-1}$) измерениях в диапазоне от -100 до 500 °С. Скорость нагрева 2 град./мин. Параллельно измеряли динамический модуль нормальной упругости (E). Идентифицировали следующие НЭ: водородную релаксацию Снука-Кестера; релаксацию Снука (C,N); дислокационно-примесную релаксацию Снука-Кестера; деструкционный эффект, связанный с изменением дислокационной динамики в ЛЗКН. Оценивали термоактивационные параметры НЭ (Q_m^I , T_m , Q_f^I , H) в зависимости от степени деформации и длительности наводороживания. Для выявления стадийности повреждаемости за основу была взята модель Л.Р. Ботвиной [3].

Выявили следующие черты эволюции наноразмерных ЛЗКН и её стадии при деформировании: 1) *микротекучести* ($(0,35-0,7)\sigma_e$, – в твердом растворе уменьшается концентрация атомов C, N ; увеличивается энергия связи дислокаций с примесными атомами; растет количество микронесплошностей (модуль упругости падает на 15%, высота деструкционного максимума растёт ($Q_m^I = 2,4 \cdot 10^4$); 2) *накопления дефектов* ($(0,7-0,85)\sigma_e$, - рост количества подвижных дислокаций превалирует над процессом блокировки. В завершении стадии наблюдали падение плотности – происходит микроразрыхление материала; 3) *слияния дефектов* ($(0,85-0,97)\sigma_e$ - формируются заблокированные дислокационные скопления, порождающие ЛЗКН; 4) *локализованного разрушения* ($(0,97-1)\sigma_e$ – растущая энергии связи дислокаций с примесными атомами свидетельствует о более жесткой их блокировке. Высота деструкционного максимума и модуль упругости падают, за счет образования дополнительных поверхностей – микротрещин. Развиваются макротрещины. Аналогичную стадийность и характер изменения параметров ВТ в ЛЗКН фиксировали и после коррозионного воздействия в ходе электролитического насыщения водородом.

Список литературы:

1. Чуканов А.Н., Яковенко А.А.//XIX Петербургские Чтения по проблемам прочности. С-Пб, Россия, (13 – 15 апреля 2010 г.), Сб. матер., Часть 1,- С. 237-239.
2. Чуканов А.Н., Яковенко А.А.//Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки.- 2010. - Т.15. - Вып.-3. – С.-985-986.
3. Жаркова Н.А., Ботвина Л.Р., Тютин М.Р. //Металлы. 2007. №3. С. 64-71.

ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА РАЗРУШЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Жиляев П.А., Куксин А.Ю., Стегайлов В.В., Янилкин А.В.

Объединенный Институт Высоких Температур РАН, г. Москва
PeterZhilyaev@gmail.com

Экспериментально установлено, что наибольшей динамической прочностью обладают монокристаллические образцы. Однако даже у монокристаллов динамическая прочность существенно зависит от дефектов кристаллической структуры, в частности, от наличия дислокаций. Они присутствуют практически в любых монокристаллах, более того, их плотность при пластической деформации в ударной волне (УВ) может увеличиваться на порядки. В данной работе воспроизведены характерные дефекты кристаллической решетки (дислокации, двойники, вакансии и т. д.), возникающие в монокристаллах при УВ нагружении, и исследовано их влияние на прочностные свойства материала.

Для этого были промоделированы условия, в которых пребывает объем монокристалла в результате прохождения УВ и волны разрежения. При этом рассматривается только часть образца, находящаяся вблизи линии откола. Предложенная модель позволяет увеличить характерные времена расчёта, пространственные масштабы интересующей нас области образца (где происходит разрушение и откол) и существенно расширить диапазон скоростей деформирования по сравнению с моделью “ударник-мишень”.

Для монокристалла с дефектами наблюдается заметное снижение откольной прочности по сравнению с бездефектным монокристаллом. Такое снижение обусловливается тем, что вероятность возникновения полостей на дефектах кристаллической структуры значительно больше, чем в идеальном кристалле. Внесение дефектов приводит к значительному уменьшению размеров критического зародыша и, соответственно, к выигрышу в энергии при его образовании. Аналогичное снижение откольной прочности наблюдается и для поликристаллических образцов.

Результаты моделирования показывают, что в монокристалле алюминия в рассмотренном диапазоне скоростей деформирования пластическая деформация обусловлена появлением и ростом частичных дислокационных петель, а разрушение – зарождением полостей на дислокационных петлях. Наличие дефектной структуры, возникающей при ударно-волновом нагружении, приводит к значительному падению откольной прочности и ее более резкой зависимости от скорости деформирования по сравнению с исходной монокристаллической структурой. Результаты расчетов откольной прочности пластически деформированного монокристалла алюминия находятся в согласии с экспериментальными данными.

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ СПИНТРОНИКИ: НАНОСЛОИ ZNGEAS2 ДОПИРОВАННЫЕ МАРГАНЦЕМ

Земцова Ю.В., Жуковский М.С., Фомина Л.В., Безносюк С.А.

ГОУ ВПО «Алтайский государственный университет», г. Барнаул
zyv1985@mail.ru

Создание материалов, сочетающих магнитные и полупроводниковые свойства, обычно осуществляется введением в полупроводниковую матрицу *d*-элементов, например, марганца. Новые соединения ZnGeAs₂:Mn, температура Кюри которых достигает 367 К - рекордной величины для соединений типа A^{II}B^{IV}C^V₂. Однако, для образцов с содержанием Mn более 4 вес.% (в пересчете на замещенный Zn) наблюдаются следы фазы MnAs, что ухудшает полупроводниковые свойства материала [1].

Структуры полупроводников допированные Mn были получены путем замены Zn, в структуре ZnGeAs₂ сначала на атомы Mn в определенных концентрациях при сохранении алмазоподобной структуры, а затем замены части структуры полупроводников на фрагменты структуры MnAs. Структуры полупроводников представляли собой пленку состоящую из 6400 атомов.

Для проведения квантово-механического расчета полученных структур использовался метод функционала плотности, и метод наискорейшего спуска по поверхности потенциальной энергии связи атомов системы, в их конфигурационном пространстве, позволяющий исследовать релаксацию [2]. Энергии структур после процесса оптимизации нанослоев ZnGeAs₂ допированных марганцем приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Значение энергии структур замещенных марганцем.

Число атомов марганца в структуре	Энергия структуры, кДж/моль		Число атомов марганца в структуре	Энергия структуры, кДж/моль	
	ZnGeAs ₂ (I)	ZnGeAs ₂ (II)		ZnGeAs ₂ (I)	ZnGeAs ₂ (II)
50	-366	-369	300	-369	-388
100	-366	-372	350	-370	-390
150	-367	-374	400	-371	-391
200	-368	-378	450	-372	-392
250	-369	-383	500	-372	-397

(I) – с сохранением алмазоподобной структуры, (II) - без сохранения алмазоподобной структуры

По данным расчетов видно, что при увеличении количества атомов марганца в структурах, энергия системы понижается, что свидетельствует о ее стабильности. Причем энергии каждой системы без сохранения алмазоподобной структуры ниже, чем энергии систем с тем же содержанием марганца в случае с алмазоподобной структурой.

При этом стоит отметить тот факт, что увеличение размеров кластеров со структурой MnAs, приводит к увеличению энергии системы, т.е. дестабилизирует ее. Следует так же отметить, что при кластеризации марганца в системах с сохранением алмазоподобной структуры величина энергии не зависит от размера кластера, то есть, существенный вклад в энергию системы вносит строение и состав кластера.

Литература.

1. Варнавский, С.А. Разбавленные магнитные полупроводники на основе ZnGeAs₂ и CdGeP₂ диссертация ... кандидата химических наук : 02.00.04 / Варнавский Сергей Александрович. – Москва, 2007. – 164 с.
2. Безносюк С.А., Потекаев А.И., Жуковский М.С., Жуковская Т.М., Фомина Л.В. Многоуровневое строение, физико-химические и информационные свойства вещества. – Томск: Изд-во НТЛ, 2005. – 264с.

ЭНЕРГИИ ОБРАЗОВАНИЯ И МИГРАЦИИ БИВАКАНСИИ В ГЦК МЕТАЛЛАХ

Полетаев Г.М., Кулабухова Н.А., Старостенков М.Д.

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

Известно, что диффузия в кристаллах осуществляется преимущественно путем миграции вакансий. Вместе с тем, существенный вклад в диффузию, особенно при высоких температурах, вносят бивакансии (или дивакансии – сдвоенные вакансии) [1-3]. Но об их характеристиках, таких как энергия образования, энергия миграции, предэкспоненциальный множитель в уравнении Аррениуса и т.д., в литературе чрезвычайно мало сведений. Экспериментально такие характеристики получить очень сложно. Иногда пытаются их определить по отклонению при высоких температурах экспериментальных аррениусовских зависимостей (считая при этом, что причиной отклонения от прямой зависимости $\ln D(T^{-1})$ является вклад миграции бивакансий), но погрешности, которые неизбежны при подобных допущениях, слишком велики. Кроме того, есть серьезные сомнения по поводу того, что именно миграция бивакансий является причиной отклонения аррениусовских зависимостей [2, 3].

Настоящая работа посвящена поиску энергии образования и энергии миграции бивакансии для ряда ГЦК металлов с помощью метода молекулярной динамики. Межатомные взаимодействия в молекулярно-динамической модели описывались многочастичными потенциалами Клери-Розато [4]. Энергия образования бивакансии находилась как сумма работ по удалению двух соседних атомов из объема кристалла на бесконечность и двойной работы по добавлению атома на поверхность. Работа по добавлению атома на поверхность из бесконечности (точнее, на излом моноатомной ступени на поверхности) определялась косвенно по экспериментальным данным энергии сублимации и энергии образования вакансии.

Метод определения энергии миграции бивакансии заключался в нахождении зависимости коэффициента диффузии от температуры $D(T)$ при введении в расчетный блок одной бивакансии. При введении одного дефекта вероятность диффузионного акта существенно выше, чем в условиях термодинамического равновесия, поскольку вероятность образования данного дефекта равна единице (он уже введен в расчетный блок). Энергию миграции можно найти с помощью зависимости $\ln D(T^{-1})$, предварительно определив по графику тангенс угла наклона tga прямой к оси абсцисс. Для нахождения коэффициентов диффузии проводились компьютерные эксперименты продолжительностью 300 ps (30000 итераций), в завершении которых, для исключения влияния тепловых смещений атомов, расчетный блок быстро охлаждался. При этом учитывалось, что бивакансия (особенно при высоких температурах) могла распасться на две отдельные вакансии. Если такое происходило, результаты компьютерного эксперимента исключались из рассмотрения, а сам эксперимент проводился заново.

Литература

1. *Волленбергер Г.Й.* Точечные дефекты / В кн.: Физическое металловедение. Т.3. Физико-механические свойства металлов и сплавов / Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1987. С. 5.
2. *Штремель М.А.* Прочность сплавов. Ч 1. Дефекты решетки. М.: Металлургия, 1982, 280 с.
3. *Полетаев Г.М., Старостенков М.Д.* Вклады различных механизмов самодиффузии в ГЦК-металлах в условиях равновесия // Физика твердого тела, Т.52, №6, С. 1075 (2010).
4. *Cleri F., Rosato V.* Tight-binding potentials for transition metals and alloys // Physical Review B, V.48, №1, P. 22 (1993).

ПРОГРАММА ДЛЯ РАСЧЁТА СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ МЕТАЛЛОВ ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Кулагин Р.Ю., Бейгельзимер Я.Е., Прокофьева О.В.

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

Важнейшей задачей в области исследований и технологических разработок по интенсивной пластической деформации (ИПД) является создание расчетных модулей для FEM пакетов, позволяющих прогнозировать характеристики структуры, текстуры и механические свойства получаемых субмикроструктурных материалов. В настоящее время уже известны попытки создания модулей для расчета текстур, основанные на моделях самосогласованного поля.

В представленном докладе описана прикладная программа для прогноза удельной площади высокоугловых границ (по сути, размер фрагментов) и величины микроскопической пористости, характеризующей поврежденность металла, которую он получает в процессе ИПД (см. рис.1). Программа основана на RVA-модели, предложенной в работе [1]. Использование программы позволяет извлечь больше информации из моделирования процессов ИПД в FEM пакетах, а также корректно расшифровать экспериментальные данные.

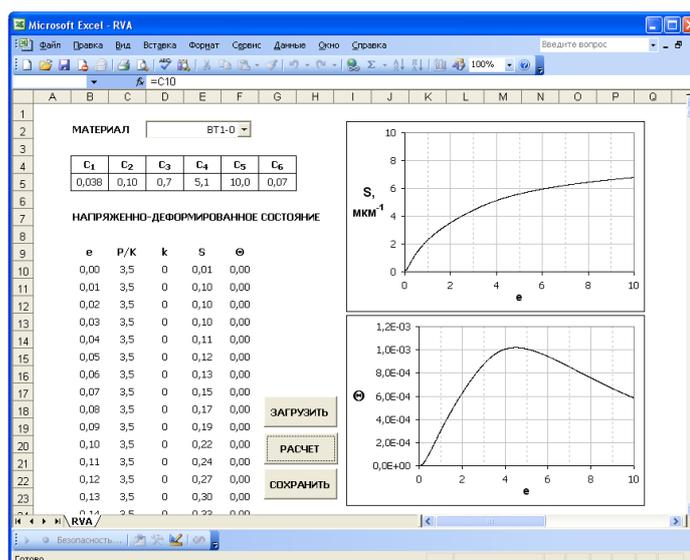


Рис.1. Интерфейс программы, реализующей Interface RVA-модель

В основе модели лежит принцип взаимного дополнения процессов фрагментации и разрушения поликристаллов: снижение интенсивности одного из них влечёт за собой повышение интенсивности другого, и наоборот. Структура металла описывается суммарной площадью границ фрагментов и суммарным объемом микропор на единицу объема материала. Для указанных переменных, на основе физических представлений и ряда допущений, получены кинетические уравнения.

Анализ модели показывает, что она учитывает основные закономерности пластических деформаций металлов с высокой энергией дефектов упаковки. Параметры модели определяются в тестовых испытаниях. Показана адекватность прогноза путем сравнения расчетных значений структурных параметров с экспериментальными результатами.

1. *Beygelzimer Y.* Grain Refinement versus Voids Accumulation during Severe Plastic Deformation of Polycrystal: Mathematical Simulation // *Mech. Mater.*, V. 37, p. 753–767 (2005).

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СОРБЦИИ БИРАДИКАЛОВ ВОДОРОДА УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТУБУЛЕНАМИ

Маслова О. А.¹, Жуковский М. С.², Жуковская Т. М.² Безносюк С. А.¹

¹Алтайский государственный университет, г. Барнаул

²Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул
bsa1953@mail.ru

На сегодняшний день данные экспериментальных работ, по массовому содержанию водорода в углеродных наноструктурах существенно отличаются друг от друга. Так эти значения в одних работах составляют 0.01 – 2 масс. %, в других же достигают 20 масс. % и выше. Стоит также отметить, что в некоторых экспериментах, сообщающих о достаточно высоких значениях водородной концентрации, в исследуемых системах присутствовали металлические наночастицы, такие как: Pd, Pt, Ni, Ti и др. Вместе с тем, отмечается, что механизм повышения сорбционной емкости по водороду углеродных наноструктур, при наличии таких металлических наночастиц, мало изучен.

Установлено [1], что при взаимодействии молекулы водорода с активным центром переходного металла, состояние ее претерпевает изменения, связанные с переходом в неравновесные состояния волн спиновой плотности. Эти активированные состояния водорода называются би-радикалами, являющимися неравновесными частицами по своей природе. В настоящей работе методами компьютерного моделирования в рамках подхода квантовой нанодинамики проведено исследование формирования суперадсорбатов би-радикалов водорода на внешних и внутренних поверхностях одностенных нанотрубок углерода малого диаметра. Были исследованы устойчивость и обратимость адсорбата би-радикалов в зависимости от способа посадки водорода (регулярная или стохастическая), начальной концентрации, температуры и от жесткости углеродного каркаса. Например, для концентрации водорода 14.3 масс. % (рис. 1) при начальной регулярной посадке би-радикалов после оптимизации наблюдается некоторая деформация углеродного скелета при отсутствии жесткости углеродной матрицы (рис. 1 (B,D)). Для всех четырех вариантов обеспечивается обратимость процесса сорбции водорода. Об этом свидетельствуют энергии адсорбции, рассчитанные для каждого варианта: (A) – (-70.2 кДж/моль); (B) – (-79.7 кДж/моль); (C) – (-26.7 кДж/моль); (D) – (-20.2 кДж/моль).

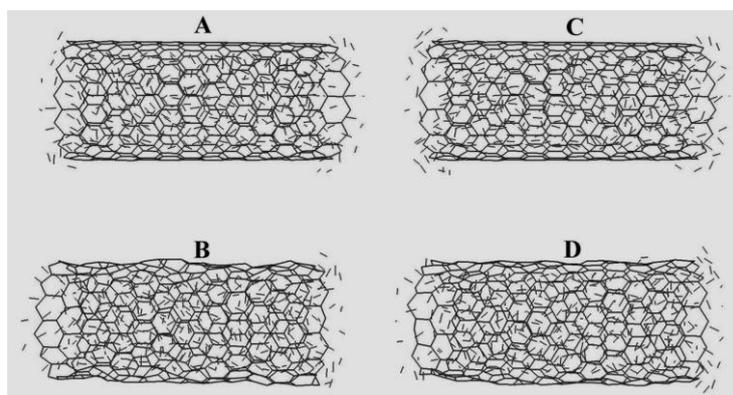


Рис.1. Углеродные нанотрубулены с водородными бирадикалами (14.3 масс. %) при T=77 К (A,B) и T=293 К (D,C)

Литература

1. Безносюк С.А, Жанабаев Б. Ж., Сокольский Д.В., Лыткин В.М. Докл. Акад. Наук. СССР, **266**, с. 380 (1982).

О НЕКОТОРЫХ ВОЗМОЖНОСТЯХ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Периг А. В. , Бойко И. И. , Бондаренко Е. А. , Тышкевич А. В. , Подлесный С. В.

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск, Украина
alexander.perig@dgma.donetsk.ua, olexander.perig@gmail.com

С целью оптимизации технологических параметров процессов равноканального углового прессования (РКУП) представляются результаты экспериментально-теоретических исследований схем с такими варьируемыми параметрами оснастки, как угол 2θ между каналами штампа [1] и угол внешнего закругления ψ [2]. Эмпирические исследования выполнялись с использованием физического моделирования. Модели выполнялись из пластилина, воска и свинца. Степень локальных деформаций определялась по интенсивности логарифмических деформаций с использованием кольцевых и прямоугольных сеток. Мерой формоизменения являлись усреднённые значения интенсивностей деформаций по зоне течения. Качество схемы определялось степенью неравномерности деформированного состояния, мерой которой принималось отношение максимального значения интенсивности логарифмических деформаций к их среднему значению в зоне интенсивного течения (рис. 1).

Полученные результаты позволяют сделать вывод, что с увеличением угла между каналами штампа степень формоизменения уменьшается от $\langle e_i \rangle = 0,954$ ($2\theta = 75^\circ$, $\psi = 0^\circ$) до $\langle e_i \rangle = 0,528$ ($2\theta = 120^\circ$, $\psi = 37^\circ$), но при этом увеличивается равномерность проработки материала от $(\langle e_i \rangle / (e_i)_{\max}) = 0,288$ ($2\theta = 75^\circ$, $\psi = 0^\circ$) до $(\langle e_i \rangle / (e_i)_{\max}) = 0,535$ ($2\theta = 120^\circ$, $\psi = 37^\circ$). При фиксированном значении $2\theta = 90^\circ$ варьирование угла ψ позволяет рекомендовать схему РКУП с углом $\psi = 90^\circ$, которая обеспечивает достаточную проработку материала $\langle e_i \rangle = 0,732$ и достаточную равномерность схемы деформирования с $(\langle e_i \rangle / (e_i)_{\max}) = 0,397$.

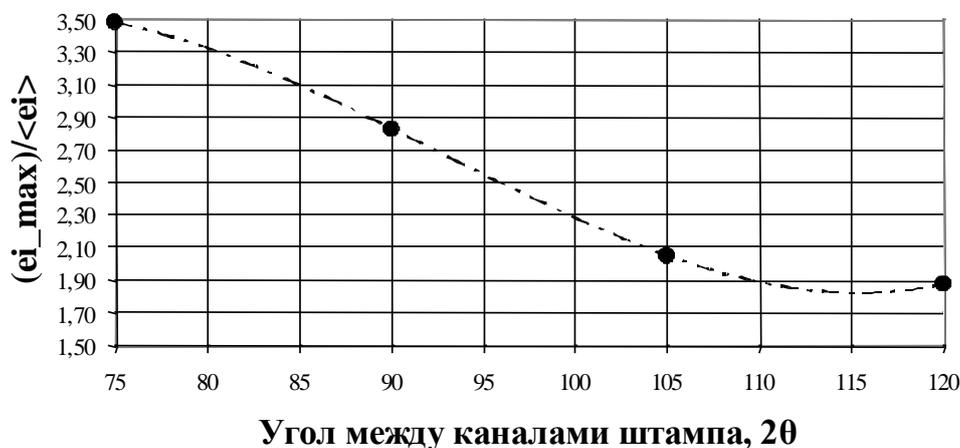


Рис. 1. Зависимость неравномерности деформации при РКУП от угла 2θ между каналами штампа

Литература

1. Периг А. В. Физическое моделирование пластического течения материалов при равноканальном угловом прессовании / А. В. Периг, А. М. Лаптев, А. В. Тышкевич, Е. А. Бондаренко // The Third International Conference "Deformation & Fracture of Materials and Nanomaterials" DFMN 2009, Москва, 12–15 окт. 2009 г. / под ред. О. А. Банных. – М.: Интерконтакт Наука, 2009, том 1, 527 с. (в 2-х томах). – С. 216-217.
2. Периг А. В. Экспериментально-теоретический анализ основных показателей качества при равноканальном угловом прессовании / А. В. Периг, А. М. Лаптев, А. В. Тышкевич, Е. А. Бондаренко, С. В. Подлесный // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – М.: МГТУ «Станкин». – 2010. – С. 14–21.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЯ/РАСТЯЖЕНИЯ НА ПРОЦЕССЫ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВАХ СВЕРХСТРУКТУРЫ $L1_2$, СОДЕРЖАЩИХ РЯДЫ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ

Пожидаева О.В., Медведев Н.Н., Старостенков М.Д.

Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул
pov1983.83@mail.ru

В материалах под влиянием высокоинтенсивных воздействий может образовываться большое количество точечных дефектов – межузельных атомов и вакансий, которые затем могут объединяться в агрегаты. Такие комплексы могут быть относительно стабильными при низких температурах, с ростом температуры они аннигилируют.

В данной работе методом молекулярной динамики исследовалось влияние деформации сжатия/растяжения на процессы разупорядочения в сплавах сверхструктуры $L1_2$, содержащих ряды точечных дефектов.

Агрегаты точечных дефектов моделировались в виде одномерных рядов, состоящих из межузельных атомов и вакансий. Количество вакансий и межузельных атомов было одинаковым. Были исследованы температурные интервалы, при которых происходит кооперативный перенос атомов от межузельного комплекса в сторону агрегата вакансий с последующей их аннигиляцией как в деформированном, так и в недеформированном кристалле. Сравнительные исследования были проведены на примере 2-х сплавов Ni_3Al и Cu_3Au . Все эксперименты были проведены в интервале времени до 100 пс.

Расчетный блок представлял собой двумерный кристалл с упаковкой атомов, соответствующей плоскости $\{111\}$ ГЦК-решетки, в виде прямоугольника со сторонами вдоль направлений $\langle 110 \rangle$ и $\langle 112 \rangle$ в параметрах кристаллографии ГЦК-кристалла и состоял из 3200 атомов. Для описания межатомных взаимодействий использовались парные центральные потенциалы Морза. После конструирования расчетного блока включалась процедура релаксации структуры посредством разогрева вблизи температуры 0 К.

В результате эксперимента были получены зависимости температуры аннигиляции рядов точечных дефектов от деформации сжатия/растяжения (рис.1). Как видно из рисунка, при деформации сжатия/растяжения температура начала аннигиляции дефектов не симметрично увеличивается. Аннигиляция агрегатов точечных дефектов в деформированном кристалле происходила в очень узком диапазоне температур, в то время как в недеформированной ячейке вероятность рекомбинации рядов дефектов имела место в большом диапазоне (для Ni_3Al 650-850 К, для Cu_3Au 205-450 К).

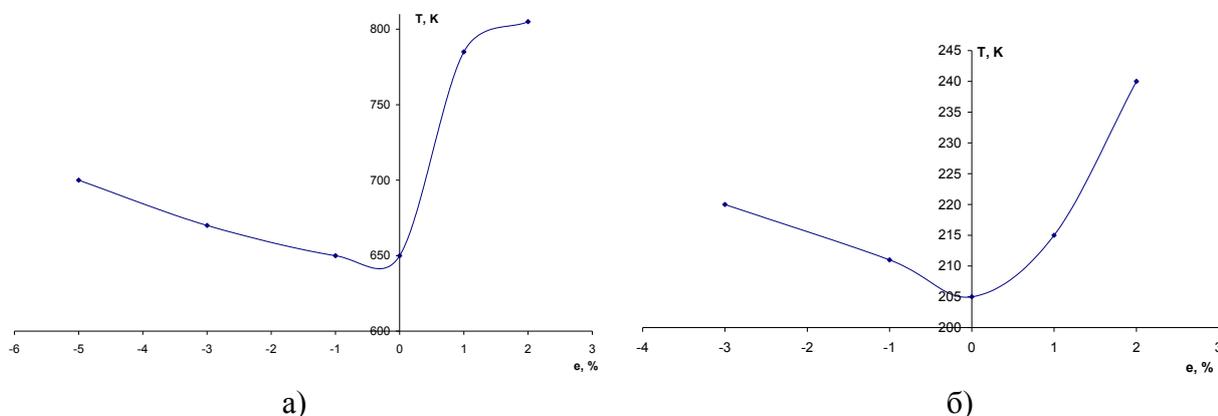


Рис.1. Зависимости температуры аннигиляции рядов точечных дефектов от деформации сжатия/растяжения в сплавах Ni_3Al (а) и Cu_3Au (б)

ИССЛЕДОВАНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ СИММЕТРИЧНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА В Ni_3Al В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ

Ракитин Р.Ю.¹, Старостенков М.Д.¹, Харина Е.Г.²

¹ *Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул*
genphys@mail.ru

² *Кузбасская государственная педагогическая академия, г. Новокузнецк*
jane-ohara@yandex.ru

В работе проводились исследования атомной структуры симметричных границ зерен (ГЗ) наклона в сверхструктуре Ni_3Al с осями наклона вдоль направлений $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ в процессе низкотемпературной релаксации. Исследование проводилось методом молекулярной динамики с использованием парных потенциалов Морзе с использованием программы [1]. Размер расчетного блока составлял 25'000 атомов. Процесс смещения атомов исследовался как по всей сверхструктуре $L1_2$, так и по отдельным подрешеткам элементов Ni и Al. Процедура создания расчетного блока аналогична описанной в работе [2].

Как показали исследования, атомы в процессе низкотемпературной релаксации перемещаются по направлению к плоскости ГЗ, стремясь соединить соседние зерна. Наиболее интенсивные атомные смещения характерны для атомов, смещающихся по пустотам вдоль ГЗ области избыточного свободного объема. Исходная структура блока с малоугловой симметричной границей зерна способствовала тому, что атомы могли свободно перемещаться между зернами. Для границ с малыми углами разориентации отмечались очаговые коллективные атомные смещения по подрешетке Ni, направленные вглубь между зернами. Атомы Al преимущественно смещаются вдоль границы зерен по плотноупакованным направлениям. Для малоугловых границ характерно взаимопроникновение атомов одного зерна в другое, т.е. ГЗ мигрирует симметрично в оба зерна, поочередно меняя преимущественное направление миграции.

При увеличении угла разориентации уменьшается доля свободного объема между ними, что сказывается на траекториях атомных смещений. При этом атомы перемещаются практически перпендикулярно плоскости границы, с одновременным уменьшением интенсивности атомных смещений.

Для большеугловых границ зерен смещения атомов по подрешетке Al практически отсутствовали, по подрешетке Ni значительно уменьшались. Смещения оказывались локализованными преимущественно в области ГЗ. Общий характер смещений при любых углах разориентации обусловлен интенсивными смещениями атомов Ni, которые в значительной степени обуславливались атомными смещениями во всем бикристалле Ni_3Al . Смещения атомов Al определялись теми атомами, которые в исходной структуре лежали на неполных атомных плоскостях образующих ГЗ. Для атомов Al, находящихся в окружении атомов Ni, смещения практически отсутствовали.

Для случая упаковки атомов в плоскостях (100) амплитуды атомных смещений по подрешеткам Ni и Al отличались незначительно.

Литература

1. Ракитин Р.Ю. Границы зерен в сплавах (ГВАЗВ) РОСПАТЕНТ. Свидетельство № 2009610715 от 30 января 2009 г.
2. Старостенков М.Д., Ракитин Р.Ю., Синяев Д.В., Полетаев Г.М., Громов В.Е., Попов В.А., Коваленко В.В., Краснов В.Ю. Механизмы диффузии атомов вблизи границ зерен наклона в интерметаллиде Ni_3Al при одноосной деформации сжатия-растяжения // Деформация и разрушение материалов. - 2007. - №11. - С. 10-16.

ВЛИЯНИЕ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАНОВОЛОКНА Ni₃Al

Синица Н.В., Яшин А.В., Старостенков М.Д.

*Алтайский государственный технический университет им И.И. Ползунова, г. Барнаул
genphys@mail.ru*

Методом молекулярной динамики с использованием парных потенциальных функций Морза исследовалось влияние длиннопериодных антифазных границ (АФГ) на деформационные характеристики структурно-энергетических превращений происходящих в нановолокне сплава Ni₃Al в процессе высокоскоростной деформации одноосного растяжения в направлениях $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$.

Количество атомов в нановолокне составляло 10^4 . К границам расчетного блока прикладывались смешанные граничные условия: жесткие в направлении деформации $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 111 \rangle$; свободные в двух других направлениях.

Динамическая одноосная деформация растяжения соответствовала скорости деформации $3,2 \cdot 10^9 \text{ с}^{-1}$. Компьютерный эксперимент выполнялся при температурах 10 К, 300 К и 1100 К.

В результате проведенных компьютерных экспериментов было получено, что в процессе высокоскоростной деформации растяжения наблюдается четыре основных стадии деформации: квазиупругая, пластическая, течения и разрушения. На каждой стадии деформации реализовывались характерные для нее структурно-энергетические превращения.

В направлении деформации $\langle 001 \rangle$ обнаружено, что внедрение сдвиговых АФГ $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle \{001\}$ в идеальное нановолокно влияет на величину предельной прочности. Так, при $T=10 \text{ К}$ с увеличением периода антифазности наблюдалось снижение напряжения на захватах и, как результат, снижение величины предела текучести с 17,5 ГПа до 16,5 ГПа. Однако, при более высоких температурах присутствие внутренних дефектов наноструктуры не влияло на величину предела текучести.

В направлении деформации $\langle 011 \rangle$ при всех температурах в нановолокне Ni₃Al на первой стадии накапливались вакансии, междоузлия. Доля точечных дефектов с ростом температуры эксперимента возрастала. В конце первой стадии деформации происходило проскальзывание частей нановолокна с образованием антифазных доменов (АФД) вблизи внедренных АФГ. Границы между АФД представляли собой сверхструктурные дефекты упаковки (СДУ). При температуре 10 К в нановолокнах $\langle 110 \rangle$ Ni₃Al путем поворота участков образовывались два типа антифазных доменов. Под действием деформирующей нагрузки данные АФД увеличивались в размерах. Разрушение происходило в области между АФД и жестким захватом. При температуре 300 К при повороте участков нановолокна образовывался один АФД пересекающий длиннопериодную АФГ. Разрушение происходило в области между АФД и жестким захватом.

В направлении деформации $\langle 111 \rangle$ получено, что наличие дефектов в виде АФГ при исследовании длиннопериодической наноструктуры значительно влияло на изменение временных интервалов начала стадии пластической деформации. При внедрении АФГ в нановолокно происходило незначительное сокращение (не более 0,5 %) временных интервалов стадии квазиупругой деформации. Обнаружено, что при $T=10 \text{ К}$ и 300 К при увеличении количества внедренных САФГ $\frac{1}{2}\langle 110 \rangle \{111\}$ увеличивалось время полного разрыва нановолокна. При температуре $T=1100 \text{ К}$ влияния длиннопериодических АФГ на время разрыва нановолокна не обнаружено.

ЭФФЕКТЫ ДИФФУЗИОННОГО РАЗМЫТИЯ ПОРЯДКА ВБЛИЗИ АФГ В СПЛАВЕ CuAu СВЕРХСТРУКТУРЫ L1₀

Чаплыгина А.А.¹, Попова Л.А.², Старостенков М.Д.¹, Романенко В.В.¹

¹ Алтайский государственный технический университет им.И.И. Ползунова, г. Барнаул

² Рубцовский индустриальный институт (филиал) АлтГТУ им. И.И. Ползунова, Рубцовск
alesya_ch@mail.ru

Цель работы: рассмотреть влияние антифазных границ (АФГ) на активность миграции атомов в сплаве CuAu в зависимости от температуры и типа АФГ. В работе анализируется, какие атомы являются наиболее подвижными и по подрешеткам какой компоненты преимущественно движется вакансия.

Исследование проводилось с помощью компьютерного моделирования методом Монте-Карло [1]. Использовалась трехмерная модель сплава CuAu со сверхструктурой L1₀. Размеры кристалла составляли 40×40×40 атомных слоёв (32000 атомов). Межатомное взаимодействие задавалось с помощью парных потенциалов Морзе [2]. Использовались периодические граничные условия. В ходе экспериментов задавались различные начальные конфигурации атомов (два антифазных домена, разделённых термическими и сдвиговыми АФГ в направлениях <100> и <001> соответственно). Для активизации процесса диффузии вводилась одна вакансия (концентрация вакансий составляла $1,45 \cdot 10^{-4}$), задавалась температура от 200К до 800К с шагом 200К, время счета (10^6 итераций). Исследовалась активность миграции атомов по вакансионному механизму по моноатомным плоскостям {001} и биатомным плоскостям {100}. Для каждой температуры рассчитана зависимость числа скачков атомов на место вакантных узлов в пределах атомных плоскостей.

В модельном сплаве CuAu без АФГ при относительно низких температурах (до 400К) скачки атомов по вакансионному механизму соответствовали миграции атомов только по подрешеткам Cu, при этом интенсивность скачков в моноатомных плоскостях оказывалась в два раза больше, чем в биатомных плоскостях. При температуре 400К наблюдались одиночные акты диффузии атомов Au. При 600К происходило движение вакансии по подрешеткам Au. При дальнейшем повышении температуры до 800К активность атомов Au возросла, и соотношение скачков атомов разного сорта стало менее выраженным.

В сплаве CuAu с АФГ в направлении <100> при температуре 200К интенсивность скачков атомов в биатомных плоскостях вблизи границы в три раза меньше, чем в остальных плоскостях. С повышением температуры (до 600К) интенсивность скачков атомов вблизи границы увеличилась. При 800К влияние антифазных границ не наблюдалось.

В сплаве CuAu с АФГ в направлении <001> влияние границ наблюдалось только в моноатомных плоскостях. При 200К миграция атомов, как и для сплава без АФГ, происходит по подрешеткам Cu. Причем наибольшая интенсивность скачков атомов наблюдалась вблизи границы Cu-Cu (в 3 раза больше). Миграция атомов вблизи границы Au-Au отсутствует. При повышении температуры от 400К до 800К интенсивность скачков атомов Au постепенно возрастает.

Наиболее подвижными при относительно низких температурах являются атомы Cu, с повышением температуры активность атомов Au возрастает. Миграция атомов зависит от наличия и типа АФГ. Наиболее устойчивой является термическая граница Au-Au, а наименее устойчивой граница Cu-Cu. Сдвиговые границы, разделяющие два антифазных домена, являются барьерами при миграции атомов.

Литература

1. Хеерман Д.В. Методы компьютерного эксперимента в теоретической физике: Пер. с англ./ Под ред. С.А. Ахманова. – М.: Наука, 1990, 176 с.
2. 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.

ПОЯВЛЕНИЕ НЕОДНОРОДНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ЭНЕРГИИ В ДВУМЕРНОМ ПОЛИКРИСТАЛЛЕ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

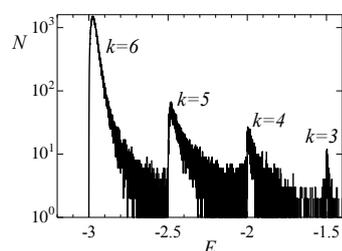
Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Астанин В.В., Пшеничнюк А.И., Назаров А.А.

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

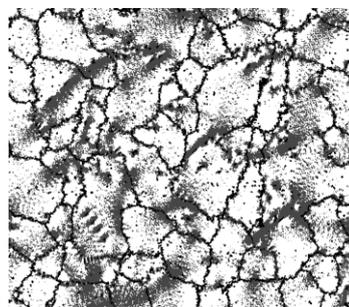
Методом молекулярной динамики моделировалось поведение двумерного поликристалла с гексагональной решеткой в процессе активного нагружения. Для использованного межатомного потенциала, описанного в работе [1], равновесный параметр решетки равен $a = 1$. Средний размер зерна составлял $80a$. Поликристалл был подвергнут чистому сдвигу при температуре $T = 0.6T_m$, где T_m - температура плавления. Форма расчетной ячейки, с приложенными периодическими граничными условиями, медленно изменялась с течением времени. В режиме установившегося пластического течения было найдено сдвиговое напряжение $\tau = 0.0018B$ и гидростатическое давление $p = 0.0091B$, где B - объемный модуль упругости кристалла при данных условиях.

Нами обнаружено неравномерное распределение энергии по кристаллу в состоянии активной пластической деформации. Области с повышенной плотностью энергии были выявлены следующим образом. Кристалл подвергался “закалке”, то есть очень быстрому охлаждению, с последующей релаксацией атомов до достижения системой локального минимума полной потенциальной энергии. Для полученной таким образом структуры строилась гистограмма распределения атомов по их потенциальной энергии E , см. рис. 1(а). На гистограмме видны пики, соответствующие атомам с разным числом соседей k . Наибольшее число атомов имеет $k = 6$ соседей, они образуют самый высокий пик на гистограмме и их энергия лежит в диапазоне $-3 < E < -2.5$. Представляется интересным, где в кристалле расположены атомы с числом соседей $k = 6$, и имеющие повышенную энергию, лежащую в диапазоне $-2.85 < E < -2.5$. Такие атомы показаны на рис. 1(б) серым цветом. При этом, атомы с числом соседей $k < 6$, показаны черным цветом.

Легко видеть, что черные атомы отображают границы зерен (ГЗ), а также дислокации и вакансии. Серые атомы располагаются в виде полос шириной порядка $20a$, причем, эти полосы проходят через весь поликристалл, не будучи привязанными к ГЗ. В данной работе изучаются закономерности движения данных полос с повышенной энергией в ходе пластической деформации поликристалла.



(а)



(б)

Рис.1. а) Гистограмма распределения атомов кристалла по потенциальной энергии E ;
б) визуализация атомов с различной потенциальной энергией: черным цветом показаны атомы с $k < 6$, белым – атомы с $k = 6$ и энергией $-3 < E < -2.85$, а серым – атомы имеющие $k = 6$, с повышенной энергией $-2.85 < E < -2.5$.

Литература

1. Баимова Ю.А., Дмитриев С.В., Назаров А.А. Моделирование влияния схемы деформирования на эволюцию структуры двумерного нанокристалла // Известия вузов. Физика, №3-2, с.14-18 (2010).

ПОИСК МАЛОАМПЛИТУДНОЙ ВТОРОЙ ГАРМОНИКИ НА ФОНЕ ГАУССОВОГО И РАВНОМЕРНОГО БЕЛОГО ШУМА

Валиахметова И.О., Пшеничнюк А.И.

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

В работе [1] при анализе солнечной активности на фоне известного 11-летнего цикла с помощью вейвлет-преобразования был обнаружен сигнал с периодом приблизительно 3,7 года. Аналогичные постановки возникают при анализе сигнала акустической эмиссии. В данной работе мы отвечаем на вопрос: при каких соотношениях амплитуды основного тона, амплитуды второй гармоники и мощности шума можно рассчитывать на уверенное обнаружение второй гармоники? На рисунке 1 приведены временные последовательности из 1000 значений соответствующие регулярному сигналу $\sin t + 0.25 \sin 2t$. Для наглядности отдельно приведена искомая вторая гармоника с амплитудой в четверть амплитуды основного тона. Регулярный сигнал при наличии гауссового белого шума с дисперсией $3/2$ приведен на правой панели.

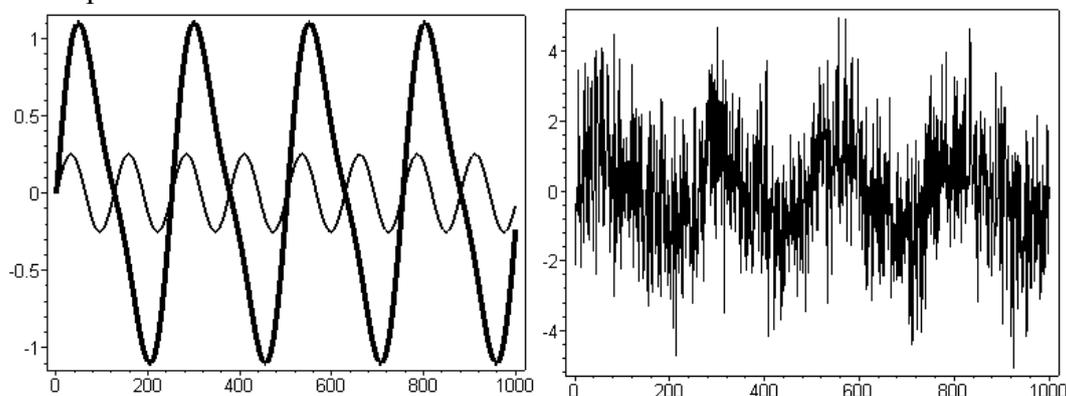


Рис.1. Слева: регулярный сигнал (жирная кривая) и вторая гармоника (тонкая кривая); справа: регулярный сигнал с гауссовым белым шумом.

Генерация гауссового шума проводилась следующим образом. Разыгрывалась пара равномерно распределенных на интервале $[0,1]$ чисел α_1, α_2 . Величины

$$\xi_1 = \sigma \sqrt{-2 \ln \alpha_1} \cos 2\pi \alpha_2, \quad \xi_2 = \sigma \sqrt{-2 \ln \alpha_1} \sin 2\pi \alpha_2,$$

распределенные по нормальному закону со средним ноль и дисперсией σ принимались за реализации шума.

Непрерывное вейвлет-преобразование дискретной последовательности ξ_n вычислялось согласно [2]:

$$W_n(s) = \left(\frac{\Delta t}{s} \right)^{1/2} \sum_{n'=1}^N \xi_{n'} \Psi_0 \left[\frac{(n' - n)\Delta t}{s} \right].$$

Здесь Δt постоянный шаг по времени между соседними значениями временного ряда.

В качестве базисных вейвлетов Ψ_0 использовались комплекснозначный вейвлет Морле и вещественнозначный DOG вейвлет.

Литература

1. *Bershadskii*. Nonlinear and chaotic resonances in solar activity. arXiv:1004.4639 [astro-ph.SR], 2010.
2. *Christopher Torrence and Gilbert P. Compo*. A Practical Guide to Wavelet Analysis. Bulletin of the American Meteorological Society. V.79. P.61-78, 1998.

СТРУКТУРНОЕ И КОНТИНУАЛЬНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ С УЧЕТОМ КОНЕЧНОСТИ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ

Васильев А.А.¹, Дмитриев С.В.²

¹Тверской государственный университет, г. Тверь

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

alvasiliev@yandex.ru

Представлены результаты разработки теории и методов структурно-континуального моделирования в применении к моделированию особенностей поведения и прогнозированию параметров материалов регулярной структуры с учетом конечности размеров составляющих их частиц (рис. 1-3).

В качестве базовых структурных моделей рассматриваются решетки Коссера, составленные из квадратных частиц, для описания деформаций которых необходимо учитывать не только трансляционные смещения, но и вращения элементов и, соответственно, усложнение их взаимодействий. Обобщенно-континуальные модели строятся на основе комбинаций подходов микрополярной, нелокальной (градиентной) и многополевой теорий [1-3]. Как результат находятся зависимости микроструктурных и макро- параметров, которые могут быть использованы для прогнозирования макрохарактеристик конструируемых материалов и нахождения микропараметров на основе данных макроэкспериментов. Показано, что предлагаемая методика и подходы могут быть реализованы для моделирования материалов с необычными свойствами, в частности для построения обобщенно-континуальных моделей, нахождения макроскопических параметров и моделирования особенностей поведения ауксетиков [1, 2], то есть материалов с отрицательным коэффициентом Пуассона, (рис. 1) и материалов с хиральной микроструктурой (рис. 2). Рассмотрено моделирование эффекта фильтра частот для определенных направлений, обусловленных структурой.

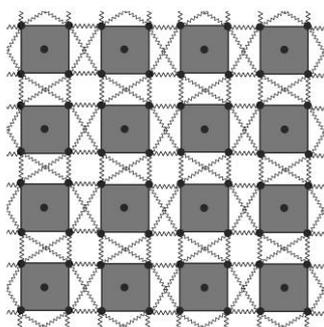


Рис. 1. “Обычный” материал с частицами конечного размера

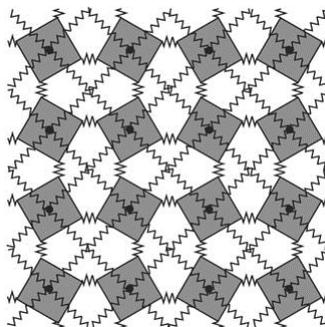


Рис. 2. Материал с ауксетическими свойствами [1, 2]

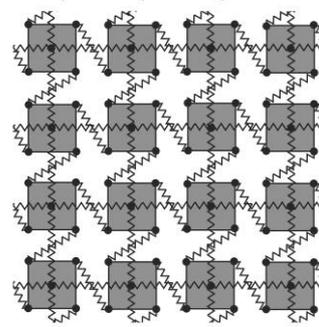


Рис. 3. Материал с хиральной микроструктурой

Работа была поддержана грантами РФФИ 07-08-12152, 08-02-91316-ИНД_a.

Литература

1. 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*, 65, 094101 (2002).
2. Vasiliev A.A., Dmitriev S.V., Miroshnichenko A.E. Multi-field continuum theory for medium with microscopic rotations. *International Journal of Solids and Structures*, 42 (24-25), 6245-6260 (2005).
3. Vasiliev A.A., Dmitriev S.V., Miroshnichenko A.E. Multi-field approach in mechanics of structural solids. *International Journal of Solids and Structures*, 47, 510–525 (2010).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НЕЛИНЕЙНЫХ ВОЛН В МОДЕЛИ СИНУС-ГОРДОНА ДЛЯ МАТЕРИАЛОВ С ДЕФЕКТАМИ

Гумеров А.М., Екомасов Е.Г.

Башкирский государственный университет, г. Уфа
Mail@Laq.Su

Известно, что в твердых телах под действием сильного возмущения часто протекают процессы, обладающие существенной нелинейностью. Их изучение требует специальных подходов, одним из которых является использование для описания топологических и динамических солитонов нелинейных точно интегрируемых (и близких к ним) эволюционных уравнений. Актуальность таких задач обусловлена еще и тем, что солитоны нелинейных эволюционных уравнений имеют множество физических приложений. Так, например, динамика кинков уравнения синус-Гордона (УСГ) в физике твердого тела описывает динамику дислокаций в кристаллах, динамику доменных границ в магнетиках, распределение директора в нематических жидких кристаллах [1]. В реальных кристаллах всегда существуют структурные и химические неоднородности (дефекты), которые нарушают их идеальную трансляционную симметрию. К структурным неоднородностям можно отнести наличие дислокаций, дисклинаций, различного типа зерен и т.д.. Наличие таких дефектов приводит к появлению локальных изменений параметров материала, в частности для УСГ к пространственной модуляции периодического потенциала (ПМПП). Исследование влияния больших возмущений на решения УСГ в общем случае можно проводить только с помощью численных методов.

Используя численные методы, рассмотрена динамика кинков в материалах с одной или двумя локализованными одномерными областями ПМПП специального вида. Помимо изученных ранее случаев прохождения и пиннинга в области дефекта [2], при определенных условиях наблюдалось явление отражения (рефракция) кинков от области ПМПП, являющейся притягивающим потенциалом для кинка. Показано, что рефракция обуславливается резонансным обменом энергией между кинком и бризером, возбуждаемым в области ПМПП после прохождения кинка. Важным фактором в данном явлении, обуславливающим его резонансный характер, является соотношение фаз колебаний бризера и самого кинка в момент взаимодействия. При наличии двух областей ПМПП показана возможность резонансного «квазитуннелирования» кинка при «подбарьерном» значении его кинетической энергии. Смоделирован процесс зарождения и эволюции мультисолитонов УСГ в области ПМПП в виде связанного состояния: кинка и бризера (трехкинковые решения УСГ типа «тритон» и «wobble» [1,3]), двух бризеров (четрехкинковое решение или «квадротон»), колеблющихся в одной фазе, в противофазе, в режиме «биений».

Литература

1. Браун О.М., Кившарь Ю.С. Модель Френкеля-Контровой: Концепции, методы, приложения. М.: Физматлит, 2008, 519 с.
2. Ekomasov E.G., Shabalin M.A., Azamatov Sh.A., Buharmetov A.F. Evolution of sine-Gordon kinks in the presence of spatial perturbation // *Functional Materials* 13, No. 3, с. 443–446, 2006.
3. Ferreira L.A., Piette B. Wobbles and other kink-breather solutions of sine-Gordon model // *Physical Review*, E 77, 036616, 2008.

МОДЕЛИРОВАНИЕ СОБИРАТЕЛЬНОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ФАЗОВО-ПОЛЕВЫМ МЕТОДОМ В РАМКАХ ДВУМЕРНОЙ МОДЕЛИ

Зиновьев А.В.¹, Пшеничнюк А.И.², Дмитриев С.В.²

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

zinoviev.alex.v@gmail.com

Фазово-полевой метод находит широкое применение при моделировании движения границ раздела в различных средах. Известны формулировки данного метода, позволяющие моделировать динамику границ зерен в поликристаллах, как при активной пластической деформации, так и в процессе отжига [1].

Изучим кинетику процесса собирательной рекристаллизации в рамках модели описанной в [1], с использованием следующего выражения для свободной энергии системы:

$$F = \int_V \left[m \left(\sum_{i=1}^p \left(-\frac{1}{2} \eta_i^2 + \frac{1}{4} \eta_i^4 \right) + \sum_{i=1}^p \sum_{j \neq i}^p \eta_i^2 \eta_j^2 \right) + \sum_{i=1}^p \frac{\kappa_i}{2} (\nabla \eta_i)^2 \right] d^3 r. \quad (1)$$

Здесь η_i — параметры порядка, m — константа, определяющая вид внешнего потенциала, p — количество фазовых полей, κ_i — удельная энергия границ зерен. Наиболее существенным параметром модели является подвижность границ зёрен L , входящая в динамические уравнения, вытекающие из (1). Моделирование проводилось на сетке 256x256 узлов с использованием периодических граничных условий. В качестве начальных условий выбирались узловые значения параметров порядка, близкие к нулю, что соответствует начальному размеру зерен D_0 близкому к шагу разностной сетки.

Расчеты проводились для ряда значений L . Эволюция структуры при $L=1$ представлена на рис. 1(а,б) в моменты безразмерного времени $t=300$ и $t=3000$ соответственно. Зависимости среднего размера зерен D от времени для различных L хорошо описываются классической формулой $D^2=D_0^2+Ct$ до тех пор, пока в расчетной области остается значительное число зерен. Полученная из расчетов зависимость $C(L)$, представленная на рис. 1(в), близка к линейной. Этого следовало ожидать, поскольку подвижность границ линейно зависит от коэффициента диффузии.

Таким образом, фазово-полевой метод позволяет эффективно моделировать процесс собирательной рекристаллизации, который, как известно, практически невозможно исследовать в рамках метода молекулярной динамики из-за продолжительности процессов, контролируемых диффузией.

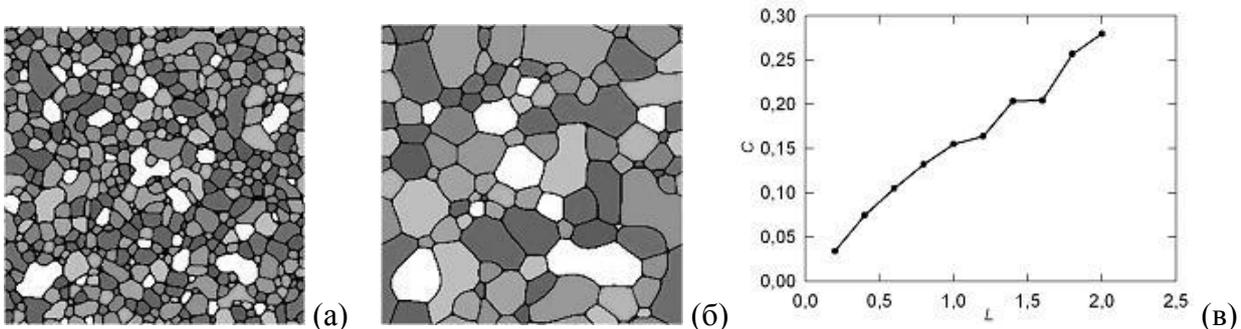


Рис.1. Микроструктура в моменты безразмерного времени (а) $t=300$ и (б) $t=3000$ соответственно при $L=1$. (в) Зависимость $C(L)$.

Литература

1. Moelans N., Blanpain B., Wollants P. Phase field simulations of grain growth in two-dimensional systems containing finely dispersed second-phase particles // Acta Mater. **54** (2006) 1175–1184.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И ЭВОЛЮЦИИ ЛОКАЛИЗОВАННЫХ МАГНИТНЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ В МАГНЕТИКАХ С ДЕФЕКТАМИ

Екомасов Е.Г., Муртазин Р.Р., Азаматов Ш.А., Екомасов А.Е.

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

В реальных кристаллах всегда существуют структурные и химические неоднородности (дефекты), которые нарушают их идеальную трансляционную симметрию. Структурные неоднородности кристалла, например, для магнетиков играют существенную роль в процессах намагничивания и перемагничивания образцов. К таким неоднородностям можно отнести наличие дислокаций, дисклинаций, различного типа зерен 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 магнетиках 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. Разработанные 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 с помощью численных методов исследуется зарождение и эволюция магнитных неоднородностей, появляющихся в области НКМА, после прохождения ДГ через область дефекта. Для одномерного случая НКМА выявлены три сценария образования и эволюции такой неоднородности: затухающий бризер, бризер переходящий в солитон и солитон. Для двумерного случая НКМА исследовано зарождение и эволюция магнитных неоднородностей типа: пульсон, пульсон переходящий в 2D солитон, 2D солитон. Определена область параметров, определяющих существование каждой из них. Произведено сравнение с одномерным случаем и указано на имеющуюся аналогию. Рассмотрен механизм зарождения и эволюция уединенной изгибающей волны, распространяющейся вдоль ДГ. Найдена зависимость амплитуды уединенной изгибающей волны от скорости ДГ и параметров НКМА. Получена связь между величинами скорости движения ДГ $\tilde{v}_{ДГ}$ и изгиба \tilde{v}_L , которая близка к известному закону $\tilde{v}_{ДГ}^2 + \tilde{v}_L^2 = 1$.

Литература

1. Шамсутдинов М.А., Ломакина И.Ю., Назаров В.Н. Ферро- и антиферромагнитодинамика. Нелинейные колебания, волны и солитоны. М.: Наука, 2009, 456 с.
2. Браун О.М., Кившарь Ю.С. Модель Френкеля-Контровой: Концепции, методы, приложения. М.: Физматлит, 2008, 519 с.
3. Екомасов Е.Г., Азаматов Ш.А., Муртазин Р.Р. Возбуждение нелинейных уединенных изгибных волн в движущейся доменной границы // ФММ, т.108, № 6, с. 1 (2009).

УСЛОВИЯ СУЩЕСТВОВАНИЯ ЩЕЛЕВЫХ ДИСКРЕТНЫХ БРИЗЕРОВ В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ КРИСТАЛЛАХ И АНТИ-ФПУ МЕХАНИЗМ ЛОКАЛИЗАЦИИ ЭНЕРГИИ

Хадеева Л.З., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
liya.z.khadeeva@gmail.com

Методом молекулярной динамики исследуются условия существования и свойства щелевых дискретных бризеров (ДБ) [1] в двухкомпонентных ионных кристаллах со структурой типа NaCl и изучается процесс локализации энергии по анти-Ферми-Паста-Улама (анти-ФПУ) механизму [2-4]. Отметим, что ДБ были обнаружены экспериментально в кристалле NaI [5], что полностью соответствует результатам, полученным ранее путем молекулярно-динамического моделирования [6].

В нашей работе межатомные взаимодействия описываются парными потенциалами, включающими дальнедействующие кулоновские силы, Борн-Майеровское отталкивание и дисперсионное взаимодействие. Изучается влияние соотношения атомных масс анионов и катионов на фононный спектр кристалла, а также на условия существования и свойства щелевых ДБ.

Показано, что щелевые ДБ можно легко возбудить в кристаллах при наличии широкой запрещенной зоны в фононном спектре, которая появляется при достаточно большой разнице атомных масс компонент кристалла. Также обнаружено, что частота ДБ падает с ростом его амплитуды, что характеризует мягкий тип нелинейности и объясняет отсутствие ДБ с частотой, лежащей выше фононного спектра. Были получены, по крайней мере, три типа устойчивых ДБ с различной поляризацией и разным числом атомов, колеблющихся с большой амплитудой.

Также в работе численно исследуется динамика модуляционно неустойчивой коротковолновой фононной моды с волновым вектором, лежащим на границе зоны Бриллюэна. Было показано, что анти-ФПУ механизм локализации энергии приводит к образованию щелевых ДБ со временем существования много большим, чем период колебания ДБ. В ходе исследования было обнаружено, что чем меньше начальная амплитуда возбуждаемой коротковолновой фононной моды, тем дольше время существования ДБ. Обнаружено, что в ионных кристаллах ДБ могут обладать очень большими энергиями, сравнимыми с энергиями образования вакансионных пар в щелочно-галоидных кристаллах [7].

В дальнейшем предполагается изучение влияния температуры на время жизни ДБ, а также будут приложены усилия по поиску ДБ в термодинамически равновесных состояниях при повышенных температурах.

Литература

1. Flach S. and Gorbach A. V., Phys.Rep. **467**, p. 1 (2008).
2. Dauxois T., Khomeriki R., Piazza F., Ruffo S., Chaos **15**, p. 15110 (2005).
3. Dmitriev S.V., Sukhorukov A. A , Pshenichnyuk A. I., Khadeeva L.Z., Iskandarov A.M., and Kivshar Y.S., Phys. Rev. B **80**, p. 094302 (2009).
4. Dmitriev S.V., Khadeeva L.Z., Pshenichnyuk A.I., Medvedev N.N., Physics of the Solid State **52**, p. 1499 (2010).
5. M. E. Manley, A. J. Sievers, J. W. Lynn, S. A. Kiselev, N. I. Agladze, Y. Chen, A. Llobet, and A. Alatas, Phys. Rev. B **79**, p. 134304 (2009).
6. S. A. Kiselev and A. J. Sievers, Phys. Rev. B **55**, p. 5755 (1997).
7. K.Tharmalingam, J. Phys.C **3**, p. 1856 (1970).

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕСТРОЙКИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ БЕГУЩИХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН

Назарова А.А., Дмитриев С.В., Пшеничнюк А.И.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
asiya_nazarova@mail.ru*

При взаимодействии ультразвукового поля с дислокациями в кристалле наблюдается ряд интересных явлений, таких как самоорганизация дислокационных ансамблей [1], поперечное скольжение [2] и др. На практике результатом этого является изменение механических свойств материала, например, повышение пластичности [3].

Ранее, методом дискретной дислокационной динамики, нами исследовалось влияние бегущей ультразвуковой волны на дислокационные кластеры, состоящие из прямолинейных бесконечных краевых дислокаций, движущихся в одной плоскости скольжения [4]. Было обнаружено, что ультразвук вызывает дрейфовое движение кластеров в плоскости скольжения, причем, скорость дрейфа резонансно возрастает при частотах ультразвука, близких к собственным частотам колебаний дислокационных кластеров. В связи с этим возникает интерес к задаче воздействия ультразвука на ансамбли, содержащие бесконечные краевые дислокации в разных системах скольжения.

В настоящей работе, в рамках двумерной модели дискретной дислокационной динамики, исследуется взаимодействие ультразвукового поля с ансамблем дислокаций трех систем скольжения, имеющих плоскости, расположенные под углами 0° , 60° и -60° относительно оси абсцисс. Предполагается, что в каждой системе скольжения количество дислокаций разного знака одинаково, так что общий топологический заряд системы равен нулю. Рассматривается расчетная область прямоугольной формы с периодическими граничными условиями. Прикладывается ультразвуковое поле в виде бегущей волны сдвиговых напряжений с волновым вектором, направленным под углом φ к оси абсцисс. Учитывается возможность аннигиляции дислокаций, когда две дислокации разного знака, движущихся в одной системе скольжения, удаляются из расчетной области, если расстояние между ними становится меньше шести векторов Бюргерса.

Уравнения движения дислокаций решаются численно методом Рунге-Кутты четвертого порядка. Сначала определяется равновесное положение дислокаций в ансамбле в отсутствие ультразвукового поля. Затем моделируется приложение поля и исследуется динамика дислокаций под действием этого поля. В докладе будут представлены результаты проведенного моделирования и их анализ.

Литература

1. Г.В. Бушуева, Г.М. Зиненкова, Н.А. Тяпунина, В.Т. Дегтярев, А.Ю. Лосев, Ф.А. Плотников. Самоорганизация дислокаций в ультразвуковом поле. // Кристаллография, т. 53, №3, с. 507 (2008).
2. Н.А. Тяпунина, Г.В. Бушуева, М.И. Силис, Д.С. Подсобляев, Ю.Б. Лихушин, В.Ю. Богуненко. Поперечное скольжение дислокации в ультразвуковом поле и влияние на этот процесс амплитуды и частоты ультразвука, ориентации образца и коэффициента динамической вязкости. // ФТТ, т. 45, №5, с. 836 (2003).
3. В.В. Благовещенский, И.Г. Панин. Увеличение скорости пластической деформации под действием ультразвука. // ФММ, т. 103, №4, с. 445 (2007).
4. S.V. Dmitriev, A.I. Pshenichnyuk, A.M. Iskandarov and A.A. Nazarova. Resonant interaction of edge dislocations with running acoustic waves. //Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 18 (2010) 025012 (10 pp.)

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ СОСТОЯНИЯ И КИНЕТИКА УПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВОВ СОСТАВА АВ НА ОСНОВЕ КВАДРАТНОЙ И ГЕКСАГОНАЛЬНОЙ РЕШЕТОК

Искандаров А.М., Дмитриев С.В., Назаров А.А.

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

Структура и кинетика упорядочения сплава заданного стехиометрического состава представляют интерес в силу их прямого влияния на свойства сплава. Ближний и дальний порядок в расположении атомов различных сортов, доменная структура, свойства антифазных границ во многом определяют отклик таких материалов на внешние воздействия [1]. В работе [2] были проведены расчеты по вычислению энергий и проведен анализ стабильности сверхструктур сплавов некоторых стехиометрических составов на основе квадратной решетки. Однако недостатком этого анализа является рассмотрение небольшого числа сверхструктур и представленный подход не претендует на описание всевозможных энергетических состояний сплава.

В настоящей работе предлагается методика описания всех возможных энергетических состояний сплавов состава АВ на примере квадратной и гексагональной решеток при учете парных взаимодействий атомов в первых двух координационных сферах. Отметим, что одному энергетическому состоянию может соответствовать несколько различных структур. Структурное состояние сплава характеризуется набором параметров ближнего атомарного порядка Каули, α_i , где i - номер координационной сферы. Рассчитаны области возможных значений α_i . Энергия сплава в расчете на один атом однозначно определяется значениями α_i .

Исследована кинетика упорядочения сплава по вакансионному механизму диффузии. Расчетная ячейка с периодическими граничными условиями содержала одну вакансию, движение которой определялось вероятностями перехода вакансии в один из узлов на первых двух координационных сферах. Данные вероятности определяются температурой и изменением энергии сплава, связанной с переходом вакансии.

Обнаружено, что при сохранении неизменных значений энергий упорядочения ω_i , определяющих энергию сплава, скорость упорядочения сплава существенно зависит от соотношения парных энергий взаимодействия атомов $\varphi_{AA}^i, \varphi_{BB}^i, \varphi_{AB}^i$. Наибольшая скорость упорядочения наблюдается при $\varphi_{AA}^i = \varphi_{BB}^i$.

Показано, что эволюция структуры сплава зависит от стадии процесса упорядочения. Так, на первой стадии точка, отображающая параметры порядка α_i , движется в сторону наискорейшего уменьшения энергии сплава, а на более поздних этапах основное влияние на кинетику процесса оказывает образовавшаяся доменная структура, что может приводить к значительному изменению направления движения отображающей точки.

Литература

1. Старенченко С.В., Козлов Э.В., Старенченко В.А. Закономерности термического фазового перехода порядок-беспорядок в сплавах со сверхструктурами $L1_2, L1_2(M), L1_2(MM), D1_a$. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 268с.
2. Старостенков М.Д., Ломских Н.В., Андрухова О.В., Гурова Н.М. Исследование возможных структур и стабильности сплавов стехиометрических составов АВ, А₂В, А₃В, А₄В // Вестник алтайского государственного технического университета им. И.И. Ползунова, №1, с.23 (1999).

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ, ПРОТЕКАЮЩИХ ЧЕРЕЗ НЕСОРАЗМЕРНУЮ ФАЗУ, В РАМКАХ ОДНОМЕРНОЙ МОДЕЛИ КРИСТАЛЛА

Кузьменко М.А., Дмитриев С.В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
maxim.fly@gmail.com

В данной работе исследуется модель, описывающая фазовые переходы через несообразную фазу, наблюдаемые в ряде кристаллических твердых тел. Несоразмерная фаза возникает в интервале температур между областями существования низкосимметричной и высокосимметричной фаз [1]. Моделирование подобных явлений рассматривается, в частности, в работах [2,3].

Модель, рассматриваемая в данной работе, является одномерной и представляет собой частицы, связанные упругими шарнирами жесткости F , кроме того, шарниры испытывают действие внешнего потенциала с кубической нелинейностью. Упругие шарниры и внешний потенциал стремятся поддерживать прямолинейную форму цепочки, но сжимающая осевая нагрузка P играет дестабилизирующую роль. Взаимодействие этих факторов приводит к возникновению весьма разнообразных статических и динамических структур.

Гамильтониан модели может быть записан следующим образом:

$$H = \frac{1}{2} \sum_n \left[v_n^2 + F(v_{n-1} - 2v_n + v_{n+1})^2 - P(v_{n+1} - v_n)^2 + v_n^2 + \frac{1}{2}v_n^4 \right].$$

В данной работе описана фазовая диаграмма модели на плоскости параметров (P, F) , даны периодические равновесные решения в синусоидальном режиме, описан переход от синусоидального режима к режиму с периодическими доменными стенками, получены решения для доменных стенок. Точность построенных приближенных решений исследуется численно. Изучено влияние скорости внешней сжимающей силы на плотность доменных стенок в формирующейся двухпериодической структуре.

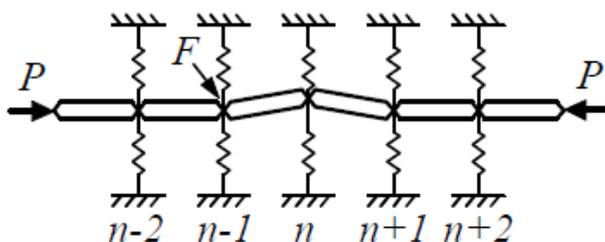


Рис.1. Одномерная модель кристалла с частицами конечных размеров, имеющих вращательные степени свободы.

Литература

1. *Y.Ishibashi*: in *Incommensurate Phases in Dielectrics*, Vol. 14.2, ed. R.Blinic and A.P.Levanyuk (North Holland, Amsterdam, 1986).
2. *K.Parlinski and G. Chapuis*: *Phys. Rev. B* 47 (1993) 13983.
3. *K.Parlinski and G. Chapuis*: *Phys. Rev. B* 49 (1994) 11643.

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ6 И ВТ9 ПОСЛЕ ЛИНЕЙНОЙ СВАРКИ ТРЕНИЕМ

Кашаев Р.М., Нагимов М.И.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

kashaev@newmail.ru

В отличие от традиционной сварки трением, в основе которой лежит вращение одной свариваемой поверхности относительно другой в условиях плотного контакта, при линейной сварке трением (ЛСТ) разогрев свариваемых поверхностей происходит за счет трения при возвратно-поступательном движении, что позволяет сваривать неосесимметричные детали.

Особенности термомодеформационного цикла ЛСТ: высокие скорости нагрева и охлаждения, а также интенсивная пластическая деформация в процессе сварки определяют неоднородность и нестабильность структуры, а также наличие остаточных напряжений в зоне соединения. Все это делает необходимым проведение после сварки термической обработки, как для снятия остаточных напряжений, так и для стабилизации структуры и свойств, повышения их однородности и получения определенного комплекса механических характеристик сварных соединений титановых сплавов.

Методами металлографического анализа изучено строение области соединения, которую можно разделить на три зоны: основной металл, переходная зона, в которой металл испытывает, в основном, термическое влияние и зона шва, в которой происходит интенсивное пластическое течение металла. Анализ микротвердости соединения показал ее увеличение в направлении к центру шва. В зоне шва наблюдается сильное измельчение структуры в результате динамической рекристаллизации в процессе сварки, причем в центре шва имеется четко выраженная область белого цвета.

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии изучали процессы, происходящие в шве при нагреве до β -области. ДСК-кривые имеют экзотермические пики, связанные с распадом метастабильных фаз, которые образовались в процессе быстрого охлаждения после ЛСТ. О неравновесном состоянии свидетельствует также мартенситоподобное строение тонкой структуры металла шва.

Было проведено исследование изменений структуры и микротвердости соединения после термической обработки по режимам: для сплава ВТ9 – неполный отжиг при температуре 550°C в течение 2 ч, охлаждение на воздухе; для сплава ВТ6 – неполный отжиг при температуре 600°C в течение 2 ч, охлаждение на воздухе; кроме того для сплава ВТ6 – отжиг при температуре 800°C в течение 30 мин, охлаждение с печью до 500°C , охлаждение на воздухе.

Неполный отжиг сплава ВТ6 не вызывает заметных структурных изменений зоны шва, различимых с помощью оптического микроскопа, в переходной же зоне наблюдается деление на фрагменты примыкающих к шву деформированных участков α -пластин. Шов и переходная зона сплава ВТ9 после ЛСТ протравливаются слабо, границы зерен видны плохо, после неполного отжига структура выявляется более четко. Для сплава ВТ6 изменение микротвердости после отжига незначительно. Микротвердость сплава ВТ9 после отжига во всех зонах соединения несколько повысилась, причем если после ЛСТ в переходной зоне имелось некоторое уменьшение микротвердости по сравнению с основным металлом, то после отжига наблюдается ее некоторое повышение относительно основного металла и шва. Обсуждается связь структурных особенностей сварного соединения с процессами распада метастабильных фаз и релаксации остаточных напряжений при последующей термической обработке титановых сплавов ВТ6 и ВТ9.

ФАЗОВАЯ ДИАГРАММА КВАРЦА ПРИ НУЛЕВОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Самсонов А.В., Дмитриев С.В.

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

Методом молекулярной квазистатики, с использованием реалистичных межатомных потенциалов, строится фазовая диаграмма кварца при нулевой температуре в координатах главных деформаций монокристалла $e_1=e_2$ (в базисной плоскости) и e_3 (вдоль оси c). Двумерная фазовая диаграмма (см. рис.1) содержит две равновесные фазы, α - и β -кварц. Для лучшего понимания природы фазового перехода мы также анализируем поведение β' -кварца в области его неустойчивого состояния путем наложения необходимых ограничений на перемещения атомов, поддерживающих симметрию β -фазы. Для каждой точки фазовой диаграммы рассчитаны и проанализированы параметры порядка, потенциальная энергия, константы упругости и другие характеристики. Исследованы дисперсионные кривые кварца в различных точках фазовой диаграммы и показано, что области существования α - и β -кварца разделены полосой, где обе эти фазы являются неустойчивыми, и возникают различные несоразмерные фазы. Неустойчивость α -фазы происходит по механизму появления мягкой колебательной моды, длина волны которой изменяется вдоль границы устойчивости α -фазы. Подробно изучена поляризация и другие характеристики мягких мод, ответственных за существование несоразмерных фаз.

Полученные результаты хорошо согласуются с известными экспериментальными данными и помогают глубже понять сложную цепочку фазовых превращений, наблюдаемых в кварце в окрестности α - β перехода.

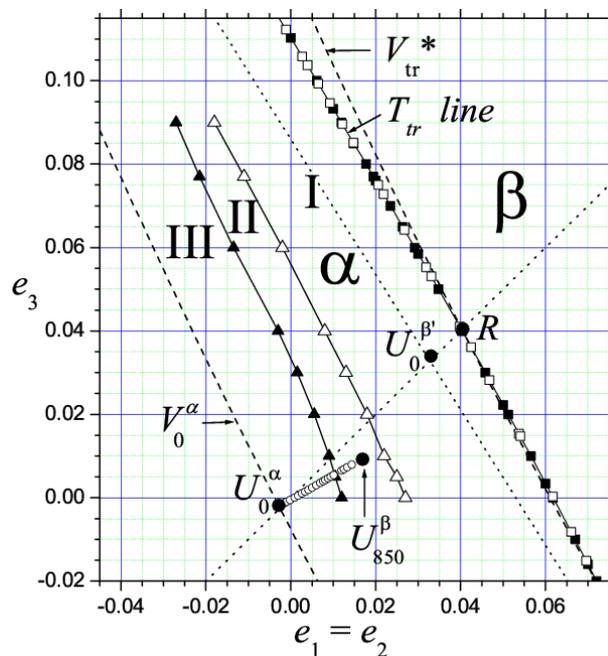


Рис.1. Фазовая диаграмма кварца в координатах главных деформаций монокристалла $e_1=e_2$ (в базисной плоскости) и e_3 (вдоль оси c).

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ситдигов О.Ш.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
sitdikov@nm.ru

Работа посвящена анализу микроструктурных изменений, протекающих в процессе высокотемпературной ($T = 490^\circ\text{C}$) интенсивной деформации литого алюминиевого сплава 7475. Деформация до суммарной степени деформации ~ 6 проводилась методом всестороннейковки с циклическим изменением оси приложения нагрузки $x \rightarrow y \rightarrow z \rightarrow x \rightarrow y \rightarrow \dots$ со скоростями деформации 10^{-4} с^{-1} и 10^{-2} с^{-1} и степенями деформации 0,4 и 0,7 в каждом деформационном цикле. Образцы после каждого цикла охлаждались в воде и затем нагревались перед последующим деформированием. Скорость деформации в процессе всей обработки поддерживалась постоянной за счет автоматического регулирования скорости движения траверсы испытательной машины. Структура материала после различных суммарных степеней деформации исследовалась методами оптической металлографии, деформационного рельефа, EBSD и просвечивающей электронной микроскопии в сечении, параллельном последней оси приложения нагрузки.

Показано, что механическое и структурное поведение материала в процессе указанной обработки в значительной мере определяется скоростью и степенью деформации в каждом цикле. При обработке со скоростью деформации 10^{-4} с^{-1} имеет место интенсивное разупрочнение материала с последующей стабилизацией напряжений на установившейся стадии пластического течения при степенях деформации более 4. Структурные изменения характеризуются развитием полос микросдвига во всем объеме материала, ведущим к формированию новой мелкозернистой структуры. Объемная доля новых зерен увеличивается с увеличением степени деформации и достигает величины $\sim 0,85$ при больших степенях пластического течения ~ 6 . Новые зерна образуются в результате непрерывных структурных реакций, которые сходны по типу с «непрерывной» динамической рекристаллизацией.

При более высокой скорости деформации, 10^{-2} с^{-1} , пластическое течение материала осуществляется более гомогенно на мезоскопическом уровне. При этом интегральные кривые «напряжения течения - деформация» демонстрируют установившуюся стадию пластического течения после сравнительно небольшого разупрочнения до степеней деформации менее 2. Структурные изменения при данной скорости деформации связаны, главным образом, с развитием динамически равновесной субзеренной структуры внутри исходных зерен. Формирование новых деформационно-индуцированных зерен наблюдается только вдоль исходных зеренных границ. Их объемная доля не превышает 0,2 даже при максимальной исследованной степени деформации.

Увеличение степени деформации с 0,4 до 0,7 в каждом деформационном цикле при скорости деформации 10^{-4} с^{-1} значительно ускоряет скорость образования новой мелкозернистой структуры и ведет к большему разупрочнению материала в процессе пластического течения. Характеристики формирующейся структуры, однако, приобретают близкие значения после больших степеней деформации ~ 6 независимо от степени деформации в каждом цикле.

Критические условия, механизмы и кинетика образования мелкозернистой структуры в процессе высокотемпературной интенсивной деформации обсуждаются в терминах эволюции сильно разориентированных дислокационных субструктур, формирующихся в результате локализации деформации при развитии зернограничного проскальзывания в исходно крупнозернистом материале.

ФОРМИРОВАНИЕ РЕГЛАМЕНТИРОВАННЫХ СТРУКТУР И СВОЙСТВ В НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Валитов В.А., Утяшев Ф.З.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа
Valitov@imsp.da.ru

На примере деформируемого никелевого сплава типа Ni-13Cr-10,7Co-4,6Mo-3,4Nb-3,2Al-2,6Ti-2,8W и сплава Astroloy показано, что за счет контролируемого изменения режимов деформации и термической обработки в полуфабрикатах и деталях могут быть созданы регламентированные структурные состояния, обеспечивающие заданное сочетание технологических и эксплуатационных свойств.

Показана возможность использования локальной схемы формообразования в температурно-скоростном режиме сверхпластичности (СП) для получения деталей типа диск с регламентированным изменением микроструктуры по сечению (мелкозернистой структуры типа микродуплекс в ступице, смешанной типа “ожерелье” в полотне и крупнозернистой с извилистыми границами зерен в ободе диска).

Результаты механических испытаний образцов свидетельствуют, что такое регламентированное изменение микроструктуры по сечению обеспечивает повышенный комплекс свойств различных зон изделий в интервале их рабочих температур. Наиболее высокие прочностные свойства обеспечила мелкозернистая структура типа микродуплекс, которая сформирована в зоне детали, работающей при пониженных температурах. В наиболее нагретой зоне детали – полотне - была получена крупнозернистая структура с извилистыми границами зерен, что обеспечило достижение максимальных жаропрочных свойств. В зоне полотна, работающей при умеренных температурах, сформирована смешанная структура типа “ожерелье”, обеспечивающая достижение повышенных характеристик как прочностных, так и жаропрочных свойств за счет эффекта субструктурного упрочнения.

Аналогичные результаты были получены при обработке сплава Astroloy. Посредством деформации в температурно-скоростном режиме СП порошкового сплава Astroloy с исходной крупнозернистой структурой (средний размер порошинок скомпактированного сплава составлял ~50мкм) в деформированных заготовках были сформированы различные структурные состояния (крупнозернистое, микрокристаллическое типа микродуплекс, типа «ожерелье»). Результаты механических испытаний показали, что формирование указанных структурных состояний обеспечивает повышенный уровень кратковременных свойств и жаропрочных характеристик, существенно превышающих значения, которые наблюдаются в материале после обработки по стандартной технологии, и сопоставимых с уровнем механических свойств, достигаемых посредством известных, но существенно менее экономичных способов термомеханической обработки.

Сравнительный анализ полученных результатов с известными позволяет заключить, что деформация в температурно-скоростном режиме СП в сочетании в термообработкой в $\gamma+\gamma'$ -области является разновидностью термомеханической обработки, обеспечивающей достижение в никелевых сплавах высокого комплекса кратковременных и жаропрочных свойств, которые предъявляются к деталям ответственного назначения (диски, кольца, обечайки и др.) из жаропрочных сплавов, используемых в конструкциях летательных аппаратов и наземных энергетических установок. Новизна полученных результатов защищена рядом патентов (РФ №2119842, EP 0912270 B1).

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ НАНОКРИСТАЛЛОВ С ГРАНИЦАМИ ЗЕРЕН, СОДЕРЖАЩИМИ ДИСЛОКАЦИИ

Мурзаев Р.Т.¹, Назаров А.А.¹, Бачурин Д.В.²

¹*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа*

²*Institut für Zuverlässigkeit von Bauteilen und Systemen (IZBS), Karlsruher Institut für Technologie, 76131 Karlsruhe, Germany
mur611@mail.ru*

Зеренная структура твердых тел во многом определяет их механические свойства и, следовательно, изучение микроструктуры поликристалла и границ зерен является интересной и практически важной задачей. Особый интерес представляют наноструктурные материалы, где доля границ зерен значительно выше, чем в обычных поликристаллах. Экспериментальные работы показывают, что границы зерен в наноматериалах находятся в неравновесном состоянии. Это связано с тем, что в процессе приготовления наноматериалов методом интенсивной пластической деформации происходит захват решеточных дислокаций границами зерен, что приводит к повышению внутренних напряжений и появлению избыточной упругой энергии в области границ.

В настоящее время ведутся многочисленные исследования неравновесных границ различными способами и методами: экспериментально, теоретически, методами компьютерного моделирования. В данной работе предложена и исследована модель нанокристалла с неравновесной структурой границ зерен при помощи метода молекулярной статистики.

Исходная структура такого нанокристалла строилась по следующей схеме. Первоначально создавался «бамбуковый» поликристалл с равновесными границами зерен. Одно из зерен деформировалось сдвигом вдоль плоскости скольжения дислокаций, после чего путем упругих смещений возвращалось к исходной форме. В результате в границах зерен образовывались зернограничные дислокации. Полученная структура затем релаксировалась. Расчетная ячейка содержала 4x3 зерна, при этом размер одного зерна составлял 25 нм. Периодические граничные условия были использованы во всех трех направлениях. В деформируемое зерно внедрялось до 6 дислокаций с равномерным распределением по зерну.

На полученных путем внедрения различного числа дислокаций структурах были проведены исследования распределения внутренних напряжений, локального атомного объема, энергии и структурных особенностей границ зерен. Расчеты показали, что в области границы при наличии в них дислокаций, наблюдаются изменения значений внутренних напряжений и локальных атомных объемов. При насыщении зерна дислокациями выше определенного значения (более 5) происходит образование трещины вдоль одной из границ. Однако, если выдержать эту структуру при температуре $T=400\text{K}$, то трещина «залечивается». При этом наблюдается фасетирование границы, что в некоторой степени приводит к снятию в ней внутренних напряжений.

ТОЧНЫЕ СТАТИЧЕСКИЕ РЕШЕНИЯ ДВУМЕРНОГО ДИСКРЕТНОГО УРАВНЕНИЯ ϕ^4

Сучков С.В.¹, Дмитриев С.В.¹, Khare A.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа

²Institute of Physics, Bhubaneswar, India

chalion@yandex.ru

Дискретные нелинейные модели типа Клейн-Гордона играют важную роль при описании свойств дефектов кристаллов, механизмов денатурации ДНК, а так же в других областях естествознания. Ранее была детально изучена одномерная обобщенная нелинейная дискретная модель ϕ^4 [1]. Представляется интересным исследовать аналогичную двумерную модель, поскольку модели размерности два и три более реалистичны по сравнению с одномерными и могут обладать новыми физическими свойствами. В данной работе изучается двумерная дискретная нелинейная модель ϕ^4 вида

$$\ddot{\phi}_{n,m} = \frac{1}{h^2} [c_n(\phi_{n+1,m} + \phi_{n-1,m}) + c_m(\phi_{n,m+1} + \phi_{n,m-1}) - 2(c_n + c_m)\phi_{n,m+1}] + \lambda\phi_{n,m} - \frac{A_2}{2}\phi_{n,m}^2(\phi_{n+1,m} + \phi_{n-1,m}) - \frac{A'_2}{2}\phi_{n,m}^2(\phi_{n,m+1} + \phi_{n,m-1}),$$

с неизвестной функцией $\phi_{n,m}$ и параметрами $c_n, c_m, h, A_2 + A'_2 = \lambda, \lambda = \pm 1$.

Рассматриваемое динамическое уравнение не интегрируемо. Однако нами было показано, что в статическом случае оно интегрируемо, то есть сводится к нелинейному отображению, из которого точные статические решения могут быть получены итерационно, начиная с любого допустимого значения. Данное отображение относится к QRT типу, поэтому многие из его решений могут быть представлены в форме эллиптических функций Якоби.

Рассматриваемое уравнение также допускает большое разнообразие точных короткопериодических и аperiodических решений, причем, некоторые из периодических решений могут быть получены из двухточечных нелинейных отображений. Численно исследованы на устойчивость кинковые, а так же некоторые короткопериодические решения, в результате чего установлено существование устойчивых решений в определенных областях параметров модели. Показано, что для одних и тех же значений параметров модели и при одних и тех же начальных условиях существуют два различных кинковых решения. То же относится и к некоторым другим решениям. Показано существование статических равновесных кинковых решений, которые могут располагаться с произвольным сдвигом относительно решетки, что означает отсутствие потенциала Паейрлса-Набарро. Приведены примеры решений, полученные из нелинейных двухточечных отображений.

Полученные результаты имеют важное значение в физике конденсированного состояния, например, при описании доменных стенок в дискретных системах.

Литература

1. Dmitriev S.V., Kevrekidis P.G., Yoshikawa N., Frantzeskakis D.J. Exact static solutions for discrete ϕ^4 models free of the Peierls-Nabarro barrier: Discretized first-integral approach // Phys. Rev. E 74 (2006) 046609-15.

СТРУКТУРА И УСТОЙЧИВОСТЬ 0-ГРАДУСНОЙ ДОМЕННОЙ ГРАНИЦЫ В ПЛАСТИНЕ (001) ВО ВНЕШНЕМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Вахитов Р.М.¹, Ряхова О.Г.², Зайнуллина А.С.¹

¹ *Башкирский государственный университет, Уфа*

² *Уфимский государственный авиационный технический университет, г. Уфа*
VakhitovRM@yahoo.com

Материалы, обладающие упорядоченной магнитной структурой, такие как ферромагнетики, находят широкое применение в технике, например, в современных СВЧ – приборах, в качестве визуализаторов магнитных полей и т. д. [1]. С точки зрения их практического применения особый интерес представляет механизм образования, структура и условия устойчивости так называемых 0 - градусных доменных границ (0^0 ДГ), соединяющих домены с одинаковым направлением вектора намагниченности. Возникновение магнитных неоднородностей с такой топологией в магнетиках, как правило, является следствием флуктуационных процессов внутри домена. Тем не менее, они могут оказаться стабильными образованиями ввиду неоднородности кристаллической структуры материала (в частности, они локализируются на дефекте), и представлять собой зародыши новой магнитной фазы при спин - переориентационных фазовых переходах (СПФП), имеющих место в рассматриваемом магнетике [2].

В настоящей работе, исходя из нелинейных дифференциальных уравнений Эйлера - Лагранжа, описывающих распределение намагниченности в образце, анализируется структура 0^0 ДГ в кристалле-пластине (001) ферритов - гранатов с наведенной одноосной анизотропией, помещенной в слабое внешнее магнитное поле. Ввиду малости последнего фактора, применяются методы теории возмущений и проводится линеаризация этих уравнений, что позволяет найти приближенные решения системы уравнений и определить область их устойчивости.

Из полученных результатов следует, что при определенных условиях (например, в окрестности СПФП I рода) наличие поперечного магнитного поля приводит к повороту плоскости 0^0 ДГ относительно кристаллографических осей и трансформации ее структуры: 0^0 ДГ типа Блоха преобразуется под действием поля в 0^0 ДГ с квазиблоховской структурой (т.е. происходит выход вектора намагниченности из плоскости ДГ). Найдена область устойчивости таких неоднородностей, которая зависит от материальных параметров образца и определяется спектральными свойствами соответствующих линейных дифференциальных операторов. Полученные решения, соответствующие 0^0 ДГ с квазиблоховской структурой, дают основания для построения более адекватной экспериментальным данным [3] модели, что позволит исследовать процессы перемагничивания в реальных магнетиках, обусловленные механизмом некогерентного вращения магнитных моментов.

Литература

1. Рандошкин В.В., Червоненкис А.Я. Прикладная магнитооптика // М.: Энергоатомиздат, 1990, 320 с.
2. Вахитов Р.М., Кучеров В.Е. Структура и устойчивость 0-градусных доменных границ, локализованных в области дефектов кристалла-платины (001) с комбинированной анизотропией // ФТТ, т. 40, № 8, с. 1498 (1998).
3. Власко - Власов В.К., Инденбом М.В. Диаграмма магнитных ориентационных переходов в монокристаллах гадолиниевого феррита-граната с внутренним напряжением // ЖЭТФ, т.86, №3, с. 1084 (1984).

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ МИКРОЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Михайловская А.В. *¹, Портной В.К. ¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

* mihaylovskaya@misis.ru

В общем случае микрозеренную структуру и сверхпластичность в алюминиевых сплавах получают при помощи термомеханической обработки. Важнейшую роль в формировании мелкого зерна играет управление гетерогенностью микроструктуры – размерами и объемной долей частиц вторых фаз.

Хорошо известно, что крупные частицы размерами более 1 мкм способны стимулировать зародышеобразование при рекристаллизации [1,2]. Яркий пример использования данного метода - технология получения микрозеренной структуры в сплавах 7XXX серии (Rockwell method), где благодаря частицам фазы MgZn₂, выделяющимся из твердого раствора удалось получить микрозеренную структуру. Размер зерна около 2-3 мкм и высокие показатели сверхпластичности были получены и для сплавов содержащих эвтектические частицы в количестве более 20 об.% это известный сплав Alcan (Al-5%Zn-5%Ca) [3], а так же аналогичный сплав системы Al-Ca-Si [4]. Однако многие эвтектические сплавы не проявляют эффекта сверхпластичности не смотря на размер зерна 1-3 мкм, так как зерно быстро растет в процессе высокотемпературной деформации [5]. Мелкие частицы (<0,1 мкм) (например, циркония и скандия) сдерживают статическую рекристаллизацию, пример чему сплавы типа Supral 100 [6].

В работе исследовали сплавы, содержащие крупные и мелкие частицы различного происхождения, а так же бедный и обогащенный легирующими элементами твердый раствор. Листы получали традиционными методами при помощи горячей и холодной прокатки. Исследованы структурные параметры и показатели сверхпластичности сплавов. Показатели сверхпластичности сплавов с высоколегированным твердым раствором значительно лучше, чем с малолегированным. В сплаве системы Al-Zn-Mg-Cu-Ni-Zr [7], показано, что одновременное присутствие крупных эвтектических частиц и мелких дисперсоидов алюминидов циркония в сплавах с высоколегированным раствором эффективно улучшает показатели сверхпластичности. Сплав показывает $\delta = 500 - 700\%$ при температуре сверхпластической деформации $t = 0.95T_{пл}$ и постоянных скоростях деформации ($1 \times 10^{-3} - 1 \times 10^{-2}$) с⁻¹.

Литература

1. F.J. Humphreys, Scripta mater. 43, 2000, 591–596.
2. L. P. Troeger and E. A. Starke Jr, Materials Science and Engineering A. 277, 2000 102-113.
3. Paton N.E., Hamilton C.H. *Superplastic Forming of Structural Alloys*, 1985.
4. Ильенко В.М., дис. канд. тех. наук – М., 1985г.
5. H. Hosokawa and K. Higashi, Metallurgical and materials transitions, V. 37a, October 2006, pp 2947-2953.
6. B.M. Watts, M.I. Stowell, B.L. Baikie, Met. Science, 1976, V.10, №6, 189-206.
7. Aksenov A.A., Belov N.A., Zolotarevskiy V.S., USA Patent 6.585.932 B1, Jul. 1, 2003.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ И ПОЛЗУЧЕСТИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Шейх-Али А.Д.

Казахстанско-Британский технический университет, г. Алматы, Казахстан
askarf1@yahoo.com

Границы зерен играют важную, часто определяющую роль в высокотемпературной деформации поликристаллических материалов. Зернограничное проскальзывание (ЗГП), или сдвиг одних зерен относительно других по их общим границам, является наиболее известным процессом высокотемпературной деформации. Вместе с тем природа проскальзывания и его взаимосвязь с другими процессами остаются малоизученными.

Зернограничное проскальзывание, как правило, сосуществует с внутризёренным скольжением. Известно, что в бикристаллах или крупнозернистых материалах внутризёренное скольжение может существенно ускорять процесс ЗГП. В настоящем докладе представлены экспериментальные данные механических испытаний и оценки вклада ЗГП в общую деформацию текстурированного мелкозернистого сплава Zn-1.1%Al. Установлено, что деформация материала в направлении благоприятном для развития базисного скольжения приводит к замедлению ЗГП, а характер взаимодействия этих механизмов является независимым. Оценка вклада внутризёренного скольжения в общий зернограничный сдвиг с помощью модели двухкомпонентного зернограничного проскальзывания («чистый» зернограничный сдвиг и сдвиг, обусловленный внутризёренной деформацией), позволяет объяснить полученные экспериментальные данные.

Развитие проскальзывания часто сопровождается миграцией границ зерен. В докладе представлены результаты экспериментального исследования взаимосвязи ЗГП и миграции границ при наличии капиллярной движущей силы. Впервые обнаружено, что проскальзывание может почти на порядок увеличить подвижность границ зерен общего типа по сравнению с их стационарным состоянием. Для границ близких к специальным разработана модель ЗГП, спаренного с миграцией, которая учитывает зависимость соотношения вектора Бюргерса и высоты ступеньки зернограничной дислокации от разориентации границы. Продемонстрировано хорошее соответствие модели экспериментальным данным, полученным на бикристаллах цинка.

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Фамилия И.О.	Стр.
Bardosova M.	131
Khare A.	281
Kokawa H.	31, 165
Laiho R.	132
Lashkul A.	132
McNelley T.R.	25
Mironov S.	31, 165
PÜRÇEK G.	230
Saray O.	230
Sato Y.S.	31, 165
Shen J.	216
Shiihara Y.	98
Srivastava D.	152
Umeno Y.	93, 98
Yoshikawa N.	98
Zhilyaev A.P.	25
А	
Автократова Е.В.	72, 73, 143
Агафонов А.В.	138
Азаматов Ш.А.	271
Акбашева Э.Ф.	106
Александров И.В.	96
Алиева Р.В.	42
Альмов М.И.	23, 117
Альмухаметов Р.Ф.	188, 206
Аmineва Н.А.	146
Ананьева Е.С.	43
Анкудинов А.Б.	117
Астанин В.В.	77, 219, 240, 245, 266
Астафурова Е.Г.	193
Афоничев Д.Д.	161, 162
Ахунова А.Х.	215, 241, 243, 248

Фамилия И.О.	Стр.
Б	
Бабичева Р.И.	188
Базунова М.В.	106
Баимова Ю.А.	266
Бакач Г.П.	172
Бакеева Н.Г.	113
Бакина О.В.	114
Балапанов М.Х.	140
Бандин А.Е.	249
Баранов М.А.	202
Барькин Н.П.	107, 108
Батаев В.А.	197
Батайкина И.А.	99
Батурин А.А.	48, 66
Бахтизин Р.З.	109
Бачурин Д.В.	280
Безносюк С.А.	100, 249, 250, 251, 252, 257, 260
Бейгельзимер Я.Е.	201, 259
Бекетов И.В.	56
Белый А.В.	197
Беляева Н.А.	252
Белянушкин А.В.	76
Бердыченко А.А.	102
Берестов А.В.	215
Бобрук Е.В.	205
Богданова Е.А.	111
Боева М.К.	164
Бойко М.Е.	181
Бойко И. И.	261
Болдырев И.А.	112
Бондаренко Е. А.	261
Брагов А.М.	69
Бродова И.Г.	86, 176

Фамилия И.О.	Стр.
Будовских Е.А.	155
Букреев Д.А.	195
Букреева К.А.	222
В	
Важенин С.В.	250
Валеев И.Ш.	107, 108, 206, 207
Валеева А.А.	83
Валеева А.Х.	107, 108
Валиахметов О.Р.	80, 154, 230, 242
Валиахметова И.О.	267
Валиев Р.З.	24, 51, 205
Валитов В.А.	70, 77, 167, 248, 279
Валитов М.И.	44
Васильев А.А.	268
Васкович З.А.	66
Вахитов Р.М.	282
Вахотин А.Н.	244
Ващук Е.С.	155
Вершинин Д.С.	160
Вишва С.А.	225
Витязь П.А.	20, 53
Воронова Л.М.	29
Г	
Гайсин Р.А.	220
Галеев Р.М.	80, 154, 183, 242
Галиахметов Р.Н.	135, 136
Галкин К.Н.	113, 161
Ганеева А.А.	233
Гапонов В.Е.	244
Гапонцев В.Л.	55
Гапонцева Т.М.	55
Гарипов И.Т.	142
Гирсова Н.В.	196

Фамилия И.О.	Стр.
Глазкова Е.А.	114
Гнюсов С.Ф.	170
Головин И.С.	38
Гордиенко П.С.	113
Гоц С.С.	109
Графутин В.И.	124
Гриняев К.В.	203
Гриценко Б.П.	196
Гришко М.С.	251
Гришков В.Н.	48
Громов В.Е.	155
Гумеров А.М.	269
Гундеров Д.В.	52, 210
Гуревич В.С.	244
Гурьев А.М.	226
Гурьев М.А.	226
Гурьянов А.М.	115
Гусейнов Г.Г.	74, 156, 158
Д	
Даниленко В.Н.	62, 182, 207, 230
Данильченко В.Е.	64
Дворник М.И.	116
Денисов К.И.	171
Дервягина Л.С.	236
Дервянко М.С.	195
Дерягин А.И.	55
Дерягина И.Л.	56
Дитенберг И.А.	57, 169, 171, 185, 203
Дмитриев С.В.	103, 215, 222, 243, 266, 268, 270, 272, 273, 274, 275, 277, 281
Добаткин С.В.	150
Добаткина Т.В.	150
Дринберг А.С.	40, 190
Дударев Е.Ф.	63, 172

Фамилия И.О.	Стр.
Дьяконов Г.С.	148
Е	
Екомасов А.Е.	271
Екомасов Е.Г.	271, 269
Еникеев Н.А.	24
Еникеев Ф.У.	232, 235
Ерболатулы Д.	54, 254
Ермаченко А.Г.	71
Ерошенко А.Ю.	197
Есаулов В.А.	253
Ж	
Жгилев И.Н.	146
Жеребцов С.В.	148
Жеребцов Ю.В.	232
Жиляев П.А.	256
Жорник В.И.	53
Жуковская Т. М.	100, 260
Жуковский М.С.	100, 250, 252, 257, 260
Журавлев В.Д.	123
З	
Загиров Т.М.	235
Зайнуллина А.С.	282
Зайцев А.В.	116
Закирова А.А.	187, 217
Зарипов Н.Г.	51, 208
Зарипова Р.Г.	187
Заточная Л.В.	236
Захарова Г.Г.	193
Захожева М.И.	59
Звиденцова Н.С.	126, 133
Зеленский В.А.	117
Зельдович В.И.	146
Земляков С.А.	226

Фамилия И.О.	Стр.
Земцова Ю.В.	257
Зиновьев А.В.	270
Золотухин Ю.С.	151
Зубко В.И.	118
Зубко Д.В.	118
Зуев М.Г.	198
И	
Иванов А.Г.	226
Иванов А.М.	65
Иванов В.И.	82, 246
Иванов М.Б.	37
Иванов С.Г.	226
Иванов Ю.Ф.	155
Ивченко В.А.	26, 173, 174
Измайлова Н.Ф.	75
Ильин А.А.	234
Ильтуганов А.Я.	164
Ильясова А.Х.	75
Имаев В.М.	220
Имаев М.Ф.	61, 211
Имаев Р.М.	220
Имайкин М.В.	81
Иноземцев А.А.	247
Инсабаев А.А.	142
Исаев А.М.	244
Искандаров А.М.	222, 274
Ицко Э.Ф.	42
Ишембетов Р.Х.	139, 140
Ишембетов С.Р.	140
К	
Кабиров Р.Р.	208, 209
Кабирова Д.Б.	211
Казыханов В.У.	205

Фамилия И.О.	Стр.
Каменецких А.С.	173
Караваева М.В.	51
Карнавская Т.Г.	69
Карпий С.В.	155
Карпов А.М.	198
Касмамытов Н.К.	45, 137
Кауфман М.	29
Кашаев Р.М.	191, 192, 276
Кашин О.А.	63, 172, 196
Ким М.А.	142
Кирш М	29
Классман Е.Ю.	219
Классман П.А.	77
Климашина Е.С.	119
Клопотов А.А.	151
Клубович В.В.	35
Клявин О.В.	40
Кобзарь Л.М.	102
Козлов А.Н.	215
Козлов Э.В.	27, 28
Колесник В.Г.	142
Колесников А.Г.	147
Колесников Л.В.	126
Колобов Ю.Р.	37
Комиссаров А.А.	120
Конакова И.П.	58
Кондратьев Д.В.	110
Конева Н.А.	27, 28
Константинов А.Ю.	69
Конькова Т.Н.	166, 186
Коренькова С.Ф.	115
Корзников А.В.	57, 66, 166, 169, 183, 185, 185, 191, 228, 236
Корзникова Г.Ф.	49, 191, 228

Фамилия И.О.	Стр.
Корзникова Е.А.	189, 190
Коровкина Н.Ф.	117
Королев А.Н.	121
Корчагин М.А.	171
Косицына И.И.	64
Костицын М.А.	122
Краев А.С.	138
Красновейкин В.В.	179
Круглов А.А.	78, 215, 233, 237
Круковский К.В.	196
Крымский С.В.	73, 144, 194
Кудрявцев В.О.	195
Кузнецов В.П.	58
Кузнецов Д.В.	122, 130
Кузнецов П.В.	48, 66
Кузьменко М.А.	275
Кукареко В.А.	53, 197
Куксин А.Ю.	256
Кулабухова Н.А.	258
Кулагин Р.Ю.	201, 259
Кулик Д.К.	175
Кульков С.Н.	60, 170, 177, 178, 179
Кумзеров Ю.А.	41, 132
Курбатова К.А.	199
Кучина А.С.	197
Л	
Лачинов А.Н.	163
Лебедев В.М.	115
Лебедев В.Т.	115
Лёвина В.В.	130
Левит В.И.	29, 222
Лернер М.И.	114
Лесников В.П.	58

Фамилия И.О.	Стр.
Лесникович А.И.	118
Литовченко И.Ю.	59, 185
Ложкомоев А.С.	114
Локощенко А.М.	234
Лотков А.И.	47, 48, 63
Лу Пин	121
Лукашова М.В.	87
Лукьянов А.В.	210
Лутфуллин Р.Я.	77, 215, 233, 239
Лысов Д.В.	122
Ляшенко О.В.	225
М	
Малахова С.А.	57, 169
Малашенко В.В.	200
Мальшева С.П.	75,148,214,215, 229
Мамонов А.М.	234
Маркушев М.В.	72, 73, 144, 149, 194, 221
Мартынов А.Н.	102
Маслова О. А.	260
Медведев Н.Н.	101, 262
Медведева Е.В.	173, 174, 175
Межыловская Л.И.	129
Мейснер Л.Л.	47
Мигранов Н.Г.	110
Миляев А.И.	228
Миляев И.М.	228
Миляева С.И.	122
Миронов В.Ф.	44
Миронов С.Ю.	148, 166, 186
Миронов Ю.П.	47
Михайлин Н.Ю.	131
Михайловская А.В.	283
Моисеев А.А.	195

Фамилия И.О.	Стр.
Морозов М.А.	215, 244
Морозова Т.В.	126, 133
Мулюков Р.Р.	154, 192, 212, 218, 222, 223, 224, 230
Мулюков Х.Я.	188, 227
Муратов Д.С.	122, 130
Мурашкин М.Ю.	24, 73, 194, 205
Мурзаев Р.Т.	280
Мурзакаев А.М.	32
Мурзинова М.А.	152, 153, 214, 229
Муртазин Р.Р.	271
Мусабилов И.И.	227
Мустафин А. Г.	135, 136
Мухаметрахимов М.Х.	77, 215, 238, 239
Мухсимов С.С.	157
Мухтаров Ш. Х.	71, 77, 213, 248
Мышляев М.М.	30
Н	
Набиуллин И.Р.	163
Нагимов М.И.	217, 230, 276
Назаров А.А.	95, 212, 230, 266, 274, 280
Назаров В.В.	234
Назаров К.С.	223, 224
Назарова А.А.	212, 273
Наймарк О.Б.	33, 68, 247
Насонов П.А.	146, 176
Небольсин В.А.	127
Нестерова Е.В.	180
Нефедова К.В.	123
Никашкин А.И.	76
Никируй Р.И.	129
Никитина Н.И.	150
Никифорова Д.К.	194
Николаев В.В.	192

Фамилия И.О.	Стр.
Никулин П.А.	221
Норман Г.Э.	89
Нурисламов А.Х.	209
Нурматов Ш.А.	157
О	
Онанко А.П.	225
Онанко Ю.А.	225
П	
Пайзуллаханов М.С.	157
Панин В.Е.	236
Панькин Н.А.	128
Паранин С.Н.	56
Парфеньев Р.В.	41, 131, 132
Пашнина Е.В.	113
Перевезенцев В.Н.	21, 67, 69, 94
Периг А. В.	261
Петинов В.И.	34
Петракова И.В.	66
Петров С.Н.	180
Петрова А.Н.	86, 176
Петрова Н.Д.	65
Пилюгин В.П.	29
Плехов О.А.	68
Плещенская А.А.	213
Плохих А.И.	147
Погребицкий К.Ю.	182
Подлегаева Л.Н.	133
Подлесный С. В.	261
Пожидаева О.В.	101, 262
Полетаев Г.М.	102, 258
Половинкин В.А.	164
Попов В.А.	182, 207, 218
Попова Л.А.	265

Фамилия И.О.	Стр.
Попова Н.А.	27, 28
Портной В.К.	283
Потяк В.В.	129
Почивалова Г.П.	63, 172
Продайвода Г.Т.	225
Прокопьев Е.П.	124
Прокофьев Е.А.	210
Прокофьева О.В.	201, 259
Прокошкин С.Д.	210
Псахье С.Г.	114
Пушин В.Г.	210
Пшеничнюк А.И.	104, 266, 267, 270, 273
Р	
Рааб Г.И.	85
Раджагопалан С.	29
Ракитин Р.Ю.	263
Ремпель А.А.	83
Романенко В.В.	202, 265
Романов С.Г.	131
Романова И.П.	44
Рохлин Л.Л.	150
Рубаник В.В.	35, 212
Руденко О.А.	215, 237
Русин Н.М.	145, 199
Руссаков Д.М.	126
Ряхова О.Г.	282
С	
Сабирзянов Н.А.	111
Саблина Т.Ю.	60, 177, 178
Савченко Н.Л.	170, 177, 178, 179
Сагарадзе В.В.	64
Садикова Э.И.	187
Сазонов Ю.Б.	120

Фамилия И.О.	Стр.
Саитова Р.Р.	217
Саитова Э.Н.	149
Сайфутдинова Г.Н.	136
Салищев Г.А.	148, 214, 229
Самсонов А.В.	277
Сарафанов Г.Ф.	94
Сафаров И.М.	183, 184, 218, 224, 230, 236
Сафин Э.В.	75
Сафиуллин А.Р.	215, 243
Сафиуллин Р.В.	79, 215, 244
Сваровская Н.В.	114
Свиридова Т.А.	175
Свирина Ю.В.	67
Севостьянова И.Н.	60, 170, 179
Семендеева О.В.	204
Семенистая Т.В.	121
Семенова И.П.	24
Семиров А.В.	195
Сергеев В.И.	184
Серова А.Н.	114
Синица Н.В.	264
Синяшин О.Г.	44
Сисанбаев А.В.	182, 237
Ситдииков О.Ш.	72, 73, 144, 278
Скаков М. К.	254
Скоренцев А.Л.	145
Скосырский А.Б.	63, 172
Сладких Г.А.	127
Слобода А. А.	245
Смирнов А.И.	197
Смирнов Б.И.	40
Смоланов Н.А.	81, 128
Смолякова М.Ю.	159, 160

Фамилия И.О.	Стр.
Созинов С.А.	126, 133
Старостенков М.Д.	91, 100, 101, 102, 258, 262, 263, 264, 265
Стегайлов В.В.	90, 256
Стогней О.В.	159
Столяров В.В.	36, 204
Сурикова Н.С.	151
Суфиярова Л.К.	153
Сучков С.В.	281
Сысоева А.А.	41
Т	
Табаченко А.Н.	151, 172
Тимерханова Э.Р.	140
Тихонова Н.П.	76, 99
Трегубов И.М.	159
Третьяков Ю.Д.	7
Трифонов В.Г.	149
Тукеева М.С.	193
Тусупжанов А. Е.	254
Тышкевич А. В.	261
Тюменцев А.Н.	57, 59, 169, 171, 185, 190, 203
У	
Урусова Е.В.	142
Утяшев Ф.З.	50, 85, 167, 248, 279
Учеваткина Н.В.	204
Ушаков А.А.	146
Ушанова Э.А.	180
Ф	
Фазлыяхметов Р.Ф.	107, 108
Файзиев Ш.А.	157
Фокин А.В.	41, 131, 132
Фомина Л.В.	252, 257
Фреик Д.М.	129
Фролова Н.Ю.	146

Фамилия И.О.	Стр.
Х	
Хадеева Л.З.	272
Хазгалиев Р.Г.	215, 239
Халикова Г.Р.	149
Харин С.А.	215, 244
Харина Е.Г.	263
Хасанова Г.Ф.	154, 218, 242
Хасанова Д. Р.	240
Хейфец А.Э.	146
Хисамов Р.Х.	218, 224
Хисамутдинов А.Ф.	142
Хомская И.В.	46, 146
Хонина Т.Г.	111
Христов А.В.	134
Хрустов В.Р.	56
Хуснуллин А.М.	161, 192
Ц	
Царенко Ю.В.	35, 212
Ч	
Чаплыгина А.А.	265
Чашухина Т.И.	29
Чембарисова Р.Г.	96
Чернов В.М.	203
Чернов Ю.М.	40
Черных Е.В.	202
Черняев А.В.	41, 131, 132
Чуканов А.Н.	255
Чупрунов К.О.	130
Ш	
Шагиев М.Р.	80, 152, 214, 216
Шайхутдинова Г.Р.	44
Шальнев И.В.	87
Шамшур Д.В.	41, 131, 132

Фамилия И.О.	Стр.
Шарипов Т.И.	109, 139
Шаркеев Ю.П.	197
Шарков М.Д.	181
Шаяхметов Р.У.	141
Швайко И.Л.	126, 133
Шейх-Али А.Д.	284
Шелест В.В.	134
Ширинкина И. Г.	86, 176
Шиханова И.В.	138
Шорохов Е.В.	146
Шпейзман В.В.	40
Щ	
Щербаков В.М.	202
Щербань М.Ю.	69
Щипачев А.М.	75
Э	
Ю	
Юдин А.Г.	122, 130
Юдин А.Л.	126, 133
Юлаева Ю.Х.	139
Юмагузин Ю.М.	141, 223, 224
Юсупов В.С.	228
Юсупова Г.Г.	44
Я	
Яковенко А.А.	255
Якшибаев Р.А.	139
Якшибаева Р.Р.	211
Янилкин А.В.	256
Яркиева О.А.	135
Яшин А.В.	264

Научное издание

**УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ
И НАНОСТРУКТУРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

**Тезисы докладов
Открытой школы-конференции стран СНГ
Уфа, Республика Башкортостан, Россия
11-15 октября 2010 г.**

Печатается с представленных авторами оригиналов

*Лицензия на издательскую деятельность
ЛР № 021319 от 05.01.99 г.*

Подписано в печать 21.09.2010 г. Формат 60x84/8.
Усл.печ.л. 35,11. Уч.-изд.л. 31,41.
Тираж 200 экз. Изд. № 187. Заказ 730.
Цена договорная.

*Редакционно-издательский центр
Башкирского государственного университета
450074, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.*

*Отпечатано на множительном участке
Башкирского государственного университета
450074, РБ, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.*