

Фазовые превращения и прочность кристаллов



ТЕЗИСЫ

**XI Международной конференции ФПК-2020,
посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова**

Черноголовка, 26-30 октября 2020 г

Российская Академия наук
Министерство науки и высшего образования РФ
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред.
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
Институт физики твердого тела РАН
Научный Центр металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова
ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина"

Одиннадцатая Международная Конференция
**«Фазовые превращения и
прочность кристаллов»,**
памяти академика Г.В. Курдюмова

Под редакцией д.ф.м.н. Б.Б.Страумала

XI International G.V. Kurdjumov conference
"Phase transformations and strengths of the crystals"

Черноголовка, 26 – 30 октября 2020 г.

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

Черноголовка
2020

Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов XI Международной конференции (26 – 30 октября 2020 года, Черногоровка) / под ред. Б.Б. Страумала. – Черногоровка, 214 с. – ISBN 978-5-6040418-7-1.

© Российская Академия наук, 2020
© Страумал Б.Б. (редактор), 2020

НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Мушников Н.В., Попов А.Г., Лукшина В.А.

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

Прогресс в области материаловедения ферромагнитных сплавов в значительной степени связан с реализацией в материалах нанокристаллических структур. Подавление естественной магнитокристаллической анизотропии в нанокристаллических магнитомягких сплавах открывает возможности создания материалов с рекордно высокой магнитной проницаемостью и низкими потерями на перемагничивание. Выделение нанодисперсных немагнитных фаз в матрице магнитной фазы позволяет получать композитные магнитные материалы с уникальным сочетанием прочностных и магнитных гистерезисных свойств. Широкий спектр материалов для постоянных магнитов имеет нанокристаллическую структуру. Именно такая структура позволяет обеспечить высокие значения коэрцитивной силы при различных механизмах магнитного гистерезиса.

В докладе представлены результаты фундаментальных и прикладных исследований, выполняемых в ИФМ УрО РАН с целью разработки новых наноструктурных магнитомягких материалов, высокопрочных магнитотвердых сплавов и нанокристаллических материалов для постоянных магнитов.

Традиционный магнитомягкий нанокристаллический сплав Fe–Cu–Nb–Si–B (файнмет) можно использовать при температурах до 300°C. Развитие техники ставит перед магнитологами задачи создания магнитных материалов, работающих при более высоких температурах. Это обеспечивается повышением температуры Кюри аморфной матрицы за счет введения в сплавы Co и легированием сплавов тугоплавкими элементами (Zr, Hf, Mo, W). Высокая термостабильность при температурах до 550°C получена на магнитомягком сплаве Fe–Co–Hf–W–Mo–Zr–B–Cu, нанокристаллизованном в присутствии механических напряжений.

Редкоземельные постоянные магниты обладают рекордными значениями максимального энергетического произведения, однако температурный интервал их работы ограничен. В ИФМ УрО РАН открыто явление аномальной температурной зависимости коэрцитивной силы сплавов Sm–Co–Fe–Cu–Zr, на основе которого разработаны постоянные магниты с температурой эксплуатации до 550°C. С использованием методов интенсивной пластической деформации кручения получены наноструктурные микромагниты (Nd,Pr)–Fe–B с улучшенными гистерезисными магнитными свойствами.

Большинство магнитотвердых материалов имеют низкую механическую прочность и высокую хрупкость. В ИФМ УрО РАН на основе сплавов системы Fe–Cr–Co с добавками W и Ga разработан новый класс нанокристаллических материалов, сочетающих в себе магнитные характеристики, типичные для магнитотвердых сплавов, и высокие прочностные свойства, характерные для конструкционных сталей. Материалы могут быть использованы в качестве роторов высокоскоростных гистерезисных двигателей с повышенными эксплуатационными характеристиками (КПД, мощность и порог хрупкого разрушения).

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проекты 18-02-00294 и 17-52-80072.

НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ И СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИХ ИССЛЕДОВАНИЯ

Головин Ю. И.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия
Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия
yugolovin@yandex.ru

Механические свойства материалов в наномасштабе могут сильно отличаться от макроскопических. Их экспериментальные исследования начались в середине прошлого века на искусственно выращенных нитевидных кристаллах. Однако ограниченный круг материалов, которые можно вырастить из паровой или жидкой фазы в форме таких образований, трудности управления их кристаллографической ориентацией, размерами и формой, несовершенство технических средств наномеханического тестирования, а также отсутствие большого интереса со стороны практиков ограничили эти исследования фундаментальной проблематикой.

Зарождение нанотехнологий в конце прошлого века и их развитие в начале нынешнего актуализировали изучение размерных эффектов в прочности и пластичности и стимулировали разработки новых подходов и экспериментальных средств для исследования физической наномеханики материалов и наноразмерных/наноструктурированных объектов и изделий. К таким средствам относится большое семейство методов, получившее условное название «наноиндентирование»; контактная мода атомно-силовой микроскопии; *in situ* деформирование микрообразцов, вырезанных из массива сфокусированным ионным пучком или подготовленных с помощью ультрафиолетовой литографии, в колонне электронного микроскопа, зачастую сдублированное с *in situ* рентгеновской микродифракцией. *In situ* методы дают уникальную возможность наблюдать за эволюцией структуры на уровне отдельных дислокаций и дислокационных скоплений с одновременной регистрацией диаграммы нагружения. На ряде примеров продемонстрированы успехи в исследовании скоростной чувствительности деформационного поведения различных кристаллических и аморфных материалов в наномасштабе, их высокотемпературных (до 1100 °С) характеристик прочности и пластичности, размерных эффектов в субмикронном и наномасштабе. Особое внимание уделено механизмам деформации при глубоком изменении характерных размеров системы в условиях отсутствия автомодельности. Показано, что радикальное изменение закономерностей механического поведения и свойств материалов обусловлено сменой механизмов пластического течения.

Вершиной современных достижений исследований наномеханических свойств является силовая спектроскопия единичных молекул и молекулярных комплексов, осуществляемая с помощью контактных мод атомно-силовой микроскопии и бесконтактного захвата единичных макромолекул оптическими или магнитными «пинцетами». Такими способами измерены наномеханические свойства отдельных биоактивных макромолекул (белков, ферментов, ДНК, РНК) и их связь с биохимической активностью. На базе этих данных обоснован новый революционный подход к управлению биохимическими реакциями, метаболизмом живых клеток и индуцированию в них апоптоза (запрограммированной смерти), что актуально для раковых клеток. Оно реализуется посредством нанолокального механического воздействия с помощью функционализированных магнитных наночастиц размером менее 100 нм, управляемых извне безопасным низкочастотным негреющим магнитным полем (с частотой менее 1 кГц и индукцией 0,05 – 0,3 Тл).

1. Ю.И. Головин. Наноиндентирование и механические свойства материалов в субмикронном и наномасштабе. Недавние результаты и достижения (Обзор). ФТТ. 2021 (в печати).

АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СОЗДАНИИ ПРОДУКЦИИ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

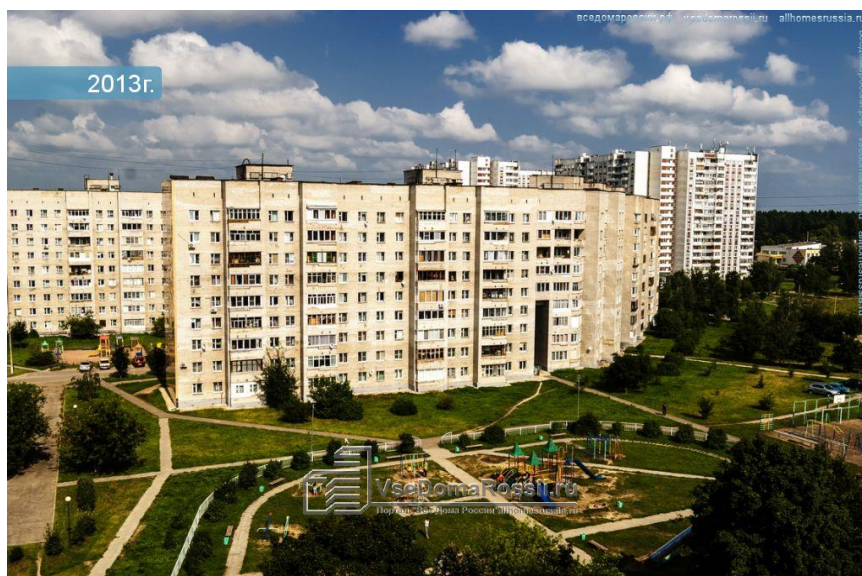
Карпов М.И.

Институт физики твердого тела РАН

karpov@issp.ac.ru

Аддитивные технологии в последние годы находят все большее применение в изготовлении деталей и конструкций в современной технике. Круг применяемых для этих целей материалов так же расширяется. В частности это относится и к возможности изготовления изделий из новых, более тугоплавких по сравнению с никелевыми суперсплавами жаропрочных конструкционных сплавов для применения в авиационной, космической промышленности и атомной энергетике. Более высокие температуры плавления таких сплавов – 2000°C и выше, делает затруднительным изготовление некоторых деталей из них методом литья из-за отсутствия материалов для изготовления тиглей. Это в первую очередь относится к эвтектическим сплавам на основе ниобия и молибдена. Для жаропрочных сплавов на основе молибдена не эвтектического типа с температурами плавления выше 2500°C, слитки которых изготавливают бестигельными методами электронно-лучевой или вакуумной электродуговой плавки, проблемой является грубозернистая структура и, соответственно, их низкая технологическая пластичность. Кроме того проблемой является несоответствие формы и размеров слитков форме и размерам конечной продукции. В настоящем докладе представлен обзор результатов применения аддитивных технологий для решения этих проблем на примере эвтектического сплава системы Nb-Si и малолегированного сплава системы Mo-Ta.

Работа выполнена в рамках Государственного задания ИФТТ РАН



На всех фотографиях под тезисами представлены виды города Черногловка и его окрестностей

УГЛЕРОД И МАТЕРИАЛЫ НА ЕГО ОСНОВЕ

Бражкин В.В.

*Институт Физики Высоких Давлений РАН,
г. Троицк, г. Москва, Россия,
brazhkin@hppi.troitsk.ru*

Будет рассмотрено образование атомов углерода в недрах звезд и резонанс Хойла. Обсуждается распространенность углерода и его соединений во Вселенной и на Земле. Из-за уникального расположения в таблице Менделеева углерод может формировать огромное число структур, проявляя различную валентность и различную гибридизацию электронов. Объясняются причины огромного числа углеродных модификаций и уникальных механических и электронных свойств углеродных материалов. Это же относится и к соединениям других элементов с углеродом, в том числе карбидов металлов. Демонстрируются необычные примеры новых состояний углерода. В заключении рассматриваются научно-технические применения углерода и материалов на его основе: радиоуглеродный анализ, сверхтвердые материалы и материалы для электроники.



НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Валиев Р.З.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
ruslan.valiev@ugatu.su

Многочисленные исследования последних лет свидетельствуют, что наноструктурирование металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает возможность значительного повышения их механических и функциональных свойств. При этом свойства полученных объемных наноматериалов определяются не только формированием ультрамелких зерен, но и структурой и фазовым составом границ зерен. В последнее десятилетие активное развитие получила зернограничная инженерия объемных наноматериалов, связанная с созданием различных границ зерен (малоугловых и высокоугловых, специальных и общего типа, равновесных и неравновесных, а также с присутствием зернограничных сегрегаций и выделений) в ультрамелкозернистых металлах. Показано, что формирование разных типов границ зерен значительно влияет на механические свойства наноструктурных металлов и сплавов, особенно, на хрупкость и пластичность, усталость и сверхпластичность. Особый интерес представляет использование зернограничной инженерии для создания наноматериалов с так называемыми многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические и функциональные свойства (коррозионная и радиационная стойкость, электропроводность и т.д.). Описаны основные теоретические подходы к моделированию стабильности наноструктур в экстремальных условиях. Обсуждаются физическая природа и применения наноматериалов в инновационных разработках, направленных на их использование в энергетике, медицине и технике.



ИННОВАЦИОННЫЕ ПОДХОДЫ К СОЗДАНИЮ БАКТЕРИЦИДНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Штанский Д.В.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва
shtansky@shs.misis.ru*

На протяжении столетий человечество разрабатывало различные методы борьбы с инфекцией. В последние годы, вследствие значительного увеличения случаев хирургического вмешательства и появления бактерий, устойчивых к антибиотикам, проблема подавления инфекции на ранних этапах становится особенно актуальной. Рассматриваются современные методы и подходы к созданию бактерицидных поверхностей основанные на следующих механизмах подавления бактериальной и грибковой инфекции: (1) формирование наночастиц и нанорельефа, (2) контролируемый выход бактерицидных ионов, (3) образование активных форм кислорода (свободных радикалов), (4) образование микрогальванических пар на гетерогенной поверхности, (5) деактивация бактерий при их непосредственном физическом контакте с поверхностью, (6) загрузка терапевтического препарата в специально сформированный рельеф поверхности, (7) насыщение терапевтическим агентом наноструктурированной поверхности, (8) поверхностная иммобилизация антибиотиков и нитрозо-соединений, выделяющих нитрокислые радикалы, (9) антиадгезивные поверхности, препятствующие образованию биопленки, (10) комбинация бактерицидных и противогрибковых препаратов. Также рассматриваются различные факторы, влияющие на выход бактерицидных ионов (концентрация бактерицидного компонента, топография и шероховатость поверхности, наличие различных типов наночастиц (катодов и анодов), окисление поверхности). Показано, что одновременное действие нескольких механизмов повышает терапевтическую эффективность бактерицидных поверхностей. В ряде случаев удается достичь высокого антибактериального и противогрибкового эффекта при низкой дозе терапевтического агента, что обеспечивает биологическую безопасность изделий медицинской техники.

Работы, в частности, были проведены при поддержке РФФ (Соглашение 20-10-00120) и РФФИ (19-58-45016\19).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Страумал Б.Б.

*Институт физики твердого тела (ИФТТ РАН)
и Черноголовский научный центр (НЦЧ РАН), Черноголовка
НИТУ «МИСиС», Москва
straumal@issp.ac.ru*

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) не только приводит к сильному измельчению зерен и упрочнению материала, но также может вызвать диффузионные, а также бездиффузионные (мартенситные, сдвиговые) фазовые превращения. Нами изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на диффузионные и мартенситные фазовые превращения в нанокompозитах на основе меди и титана. В разбавленных бинарных сплавах на основе меди КВД вызывает конкуренцию между формированием частиц второй фазы, вызванным деформацией, и их растворением в медной матрице. Состав медной матрицы после КВД такой, какой может быть получен после длительного отжига при определенной (эффективной) температуре T_{eff} . Величина T_{eff} в разбавленных бинарных сплавах на основе меди увеличивается с увеличением энтальпии активации диффузии второго компонента и его температуры плавления T_m . Вызванные КВД превращения между интерметаллидами Юм-Розери, ускоренный массоперенос, ограничение границ зерен и сегрегация границ зерен также протекают таким образом, как если бы они происходили при определенной (повышенной) T_{eff} . В сплавах Cu–Al–Ni с памятью формы диффузионные превращения, вызванные КВД (выделение α_1 - и γ_1 -фаз), влияют на последующее мартенситное превращение. Сплавы Ti–Fe, Ti–Co и Ti–Nb перед КВД содержали либо смесь α - и β -фаз, либо смесь α -фазы и интерметаллидов (α +TiFe или α +Ti₂Co). Во время КВД образуются α' - и α'' -мартенситы, а также ω -фаза высокого давления. Обсуждаются диффузионные и бездиффузионные механизмы этих превращений.

Работа поддержана РФФИ (гранты 19-58-06002 и 18-03-00067).



ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИНАМИЧЕСКОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Ботвина Л.Р.

Институт металлургии им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

lbotvina@mail.imet.ac.ru

Понимание закономерностей динамической фрагментации важно для решения многих фундаментальных и прикладных проблем, возникающих в различных областях техники, поэтому процесс фрагментации твердых тел в течение многих десятилетий является предметом изучения специалистов горного и военного дела, геофизики и сейсмологии, медицины, обрабатывающей промышленности, механики, физики разрушения и материаловедения.

Сложность и многофакторность процесса фрагментации таковы, что несмотря на многолетние исследования нет общепринятого мнения относительно функциональных зависимостей, связывающих число фрагментов с их массой и размером, не определены критерии фрагментации, определяющие механизмы процесса, и влияние на них состава, структуры и механических свойств материала.

Эти вопросы составят содержание доклада, в котором будут представлены результаты исследований динамического разрушения цилиндрических оболочек различного размера, выполненных из сталей различного состава и механических свойств, включающие предложенный критерий динамической фрагментации [1], характеризующий влияние состава и механических свойств материалов оболочек на фрагментацию, соотношения, описывающие распределения фрагментов по массе и по их размеру [2, 3], анализ механизмов фрагментации методами оптической и растровой электронной микроскопии [4].

Исследовано влияние диаметра оболочек из конструкционных сталей, испытанных при динамическом нагружении, на параметры кумулятивных распределений числа фрагментов по массе и массы фрагментов по их длине. Построены диаграммы динамической фрагментации для оболочек различного диаметра из конструкционных сталей, определены значения характеристической массы фрагментов и установлено ее снижение с увеличением диаметра оболочек.

Построение статистических распределений характеристик фрагментации позволило связать механизмы динамического разрушения с режимами фрагментации. Показано, что кумулятивные распределения числа фрагментов оболочек по массе отвечают экспоненциальным, а кумулятивные распределения массы фрагментов по длине описываются степенными соотношениями. Показатели в этих соотношениях зависят от диаметра оболочек и механических свойств материала.

С позиций развиваемого подхода и с учетом установленных соотношений, рассмотрены результаты сравнительного анализа соотношений, предложенных для описания процесса динамической фрагментации, и особенности природных процессов фрагментации.

1. Ботвина Л.Р. Критерий динамической фрагментации, отражающий влияние состава, механических свойств материала и условий нагружения // Деформация и разрушение материалов, 2010. №12. С.15 – 22.
2. Ботвина Л.Р., Мохов В.Н. О параметрах, определяющих характер динамической фрагментации стальных оболочек // Деформация и разрушение материалов. 2006. №12. С.19-25.
3. Ботвина Л.Р., Грязнов Е. Ф. Три режима динамической фрагментации оболочек // Доклады Академии наук, 2017, Т.473, № 4, с. 1–5.
4. Ботвина Л.Р., Одинцов В.А. Механизмы фрагментации стальных цилиндров при импульсном нагружении // Деформация и разрушение материалов. 2006. № 9. С. 11–17.

ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ СПЛАВОВ Cu–Cr–N и Cu–Cr–Nb–Zr ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Страумал П.Б.¹, Мартыненко Н.С.^{1,2}

¹ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

² *Национальный исследовательский технологический университет*

«МИСиС», Москва, Россия

pstraumal@imet.ac.ru

Материалы, предназначенные для электротехнической промышленности, должны обладать хорошей электропроводностью и высокими механическими свойствами для восприятия больших и неоднократно повторяющихся статических и динамических силовых нагрузок. Поэтому повышение механических свойств и электропроводности таких материалов, безусловно, является актуальной задачей. Для получения оптимального сочетания прочности и электропроводности принято применять к таким материалам термомеханическую обработку, включающую в себя закалку, деформационную обработку и последующее старение. Поэтому в настоящей работе проведено исследование влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) методами кручения под высоким давлением (КВД) на сплавы Cu–Cr–N и Cu–Cr–Nb–Zr.

Четырехкомпонентный сплав Cu–Cr–Nb–Zr был отожжён в течение длительного времени при температурах 600 и 950°C. После этих отжигов размер зёрен медной матрицы составил несколько сот микрон. Отжиг при 950°C привёл к образованию твёрдого раствора Cr–Nb–Zr с максимальной возможной концентрацией. Микрорентгеноспектральный элементный анализ показывает отсутствие заметных частиц выделений в образце после этого отжига. После отжига при 600°C практически все легирующие элементы «ушли» из раствора, и период решетки медной матрицы оказался близок к периоду решетки чистой меди, как это наблюдалось в похожих работах [1]. Рентгеновская дифрактометрия показывает, что период решетки после отжига при 950°C немного выше (примерно на 0,0004 нм), чем после отжига при 600°C. Таким образом, совместное растворение Cr, Nb и Zr в медной матрице приводит к небольшому повышению периода решетки.

После отжигов сплавы подвергались КВД при комнатной температуре под давлением 6 ГПа на различное количество оборотов $N = 0,5; 5; 15$ (оборотов) на образцах диаметром 10 мм.

При КВД образца, отожженного при 600°C, период решётки вначале (после 0,5 оборота плунжера) немного (примерно на 0,0002 нм) увеличивается, а затем возвращается обратно, и после 5 и 15 оборотов плунжера практически неотличим от исходного. При КВД образца, отожженного при 950°C, период решётки вначале (после 0,5 оборота плунжера) немного (примерно на 0,0002 нм) уменьшается, а затем возвращается обратно, и после 5 и 15 оборотов плунжера тоже практически неотличим от исходного.

Таким образом, при небольшой деформации значения периода решётки стремятся друг к другу и практически встречаются в средней точке между значениями для 600 и 950°C. Это можно интерпретировать как стремление системы к состоянию при некоторой «эффективной температуре», равной примерно 750-800°C. Действительно, эффективная температура в сплавах меди достигается при КВД уже при малом числе оборотов плунжера [1].

Чем же можно объяснить возврат периода решетки к первоначальным значениям после 5–15 оборотов плунжера? Как нам представляется всё дело в том, что после 1–2

оборотов плунжера происходит резкое снижение размера зёрен до типичных для меди 150–200 нм. При этом возникает множество новых границ зёрен на которых могут сегрегировать атомы легирующих компонентов. Как показали недавние опыты [2], на границах зерен в медных сплавах может «прятаться» до одного процента атомов примеси, которые уходят из объема и – таким образом – становятся незаметны для рентгеновской дифрактометрии.

Таким образом, немонокотное поведение периода решётки при КВД сплава Cu–Cr–Nb–Zr можно объяснить совместным действием и конкуренцией процессов формирования-распада твердого раствора в медной матрице и формирования зернограницных сегрегаций, не видных методом рентгеновской дифрактометрии.

В трехкомпонентном сплаве Cu–Cr–Nb без циркония период решетки тоже растёт после отжига при 950°C примерно на 0,0004 нм по сравнению с отжигом при 600°C. При КВД образца, отожженного при 600°C, рост числа оборотов плунжера не приводит к измеримому изменению периода решетки. При КВД образца, отожженного при 950°C, период решётки вначале (после 0,5 оборота плунжера) не меняется, но после 1 и 5 оборотов плунжера немного (примерно на 0,0004 нм) увеличивается, а затем возвращается обратно, и после 15 оборотов плунжера остается незначительно выше исходного параметра решетки. Поведение параметра решетки образца, отожженного при 950°C в процессе КВД хорошо коррелирует с зависимостью электропроводности от степени пластической деформации.

Мы можем, таким образом, предположить, что за эффект, наблюдаемый в четырехкомпонентном сплаве Cu–Cr–Nb–Zr, отвечает в основном примесь циркония.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-38-20145.

1. B.B. Straumal, A.R. Kilmametov, A. Korneva, A.A. Mazilkin, P.B. Straumal, P. Zięba, B. Baretzky. Phase transitions in Cu-based alloys under high pressure torsion // *J. Alloys Comp.* **707** (2017) 20–26
2. A.A. Mazilkin, B.B. Straumal, A.R. Kilmametov, T. Boll, B. Baretzky, O.A. Kogtenkova, A. Korneva, P. Zięba. Competition for impurity atoms between defects and solid solution during high pressure torsion // *Scripta Materialia* **173** (2019) 46–50



**ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ
И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ
ПРИ ОБРАБОТКЕ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ
ФЕМТО- И НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ**

Колобов Ю.Р.^{1,2}

*¹Институт проблем химической физики РАН,
Черноголовка, Россия*

*²Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова,
Москва, Россия
kolobov@icp.ac.ru*

В докладе на основе обзора результатов оригинальных исследований и компьютерного моделирования, а также литературных данных, анализируется роль модификации внешней поверхности (изменения поверхностного рельефа и связанных с ним характеристик смачиваемости) и микроструктуры тонких (толщиной от одного до нескольких десятков микрометров) приповерхностных слоев в формировании механических и других свойств объемных экспериментальных образцов обычных, наноструктурированных (НС) и субмикроструктурированных (СМК) металлов и сплавов медицинского и технического назначения с целью оценки роли масштабного эффекта и определения возможностей управления указанными свойствами [1].

Особое внимание уделено уникальным возможностям обработки фемто- и наносекундным лазерным облучением, позволяющим проводить обработку внешней поверхности с достижением экстремальных значений смачиваемости без существенного разогрева приповерхностных слоев. Последнее очень важно для НС/СМК материалов в связи с необходимостью сохранения таких состояний и связанных с ними улучшенных механических свойств исследуемых материалов. Проводится анализ цикла работ, выполненных под руководством и с участием автора по модификации поверхности металлов и сплавов нано- и фемтосекундными лазерными импульсами.

На примере поверхностно-модифицированных титана и его сплавов демонстрируется использование исследуемых материалов на практике.

1. Kolobov Y. R. Regularities and Mechanisms of Formation of Submicro-, Nano-, and Ultrafine-Grained Structures and Mechanical Properties of Metals and Alloys Under Different Treatments //Russian Physics Journal. 2018. V. 61. №. 4. P. 611-623.

О ВОСПРОИЗВОДИМОСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА (ОБЗОР)

Рыклина Е.П.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия,
rykлина@tmo.misis.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана широко используются в качестве интеллектуальных материалов, обладающих уникальными функциональными свойствами (ФС). При фундаментальных исследованиях и разработке разного рода конструкций внимание исследователей и разработчиков направлено на обеспечение высокого уровня наиболее важных фундаментальных характеристик: температурного интервала восстановления формы, реализации эффектов памяти формы (ЭПФ) – обратимой деформации, обратимого ЭПФ (ОЭПФ), сверхупругости (псевдоупругости), реактивного напряжения. Однако проблема обеспечения воспроизводимости комплекса свойств при разработке и производстве разного рода устройств и конструкций остается на сегодняшний день нерешенной и сдерживает интенсивное использование СПФ. Анализ большого количества публикаций, посвященных влиянию разных факторов на ЭПФ, позволил выявить факторы, определяющие воспроизводимость ФС никелида титана и, обеспечивающие, соответственно, надежность и работоспособность конструкций:

- 1) отклонение по составу при использовании разных плавок;
- 2) структурное состояние;
- 3) температурно-деформационные условия наведения ЭПФ;
- 4) схема напряженно-деформированного состояния при наведении ЭПФ;
- 5) наличие/отсутствие оксидного слоя;
- 6) масштабный фактор и геометрия образца;
- 7) используемые формулы при расчете параметров ЭПФ.

Влияние первых двух факторов на ФС считается очевидным, однако влияние отклонения по составу на ФС специально не изучали; известны лишь данные о влиянии состава на характеристические температуры мартенситных превращений, определяющих температурный интервал формовосстановления. Влияние второго фактора – структурного состояния на ФС изучено достаточно глубоко, однако и в этой области знаний остаются пробелы. Третий фактор – влияние температурно-деформационных условий наведения ЭПФ на ФС долгое время вообще не учитывали и не изучали, он исследован систематически за последние несколько лет в лаборатории ТМО НИТУ «МИСиС»; при этом доказано, что данный фактор имеет определяющее влияние на ФС и является мощным инструментом их регулирования. Влияние четвертого фактора (схемы напряженно-деформированного состояния при наведении ЭПФ) и пятого (наличие/отсутствие оксидного слоя) изучено в отдельных работах. Влияние шестого фактора (размера и геометрии образца) не исследовано вообще; работы в этом направлении ведутся в НИТУ «МИСиС». Существование седьмого фактора обнаружено в процессе изучения опубликованных данных: как показывает их анализ, авторы разных научных школ используют разные формулы и методы расчета параметров ЭПФ, при этом их выбор не всегда корректен. Проведенный анализ позволяет выявить направление исследований, нацеленных на систематическое изучение факторов, определяющих воспроизводимость ФС. Сформулированы рекомендации для обеспечения воспроизводимости ФС СПФ при проведении исследований и практическом применении.

ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Филиппов Г.А.

*ГНЦ ФГУП «ЦНИИЧЕРМЕТ им. И.П. Бардина»,
г. Москва, Россия
Iqs12@yandex.ru*

Основной тенденцией развития современных конструкционных сталей является создание материалов, обладающих комплексом трудносочетаемых свойств, обеспечивающих повышенные эксплуатационные надежность и долговечность. Для успешного решения этой задачи необходимым условием является выяснение основных причин и механизмов деградиационных процессов, протекающих в ходе эксплуатации изделий и конструкций и приводящих к накоплению дефектов кристаллического строения и разрушению.

В настоящем докладе рассмотрены основные проблемы создания конструкционных сталей разных классов - низкоуглеродистые, средне - и высокоуглеродистые, решение которых позволяет повысить комплекс механических и эксплуатационных свойств.

В настоящее время стремление к увеличению прочностных характеристик низкоуглеродистых, низколегированных сталей за счет получения новых, нехарактерных для данного класса сталей структур - от феррито-перлитных к бейнитным, позволило существенно повысить прочность, вязкость и хладостойкость. Однако, образование в низколегированных сталях структур такого типа приводит к аномальной склонности к деформационному старению, что может негативно влиять на надежность изделий из них, например труб магистральных трубопроводов, в ходе длительной эксплуатации.

Основные проблемы создания высокопрочных среднеуглеродистых легированных сталей связаны с необходимостью уменьшения содержания дорогостоящих легирующих элементов за счет применения современных технологий модифицирования и микролегирования. Результаты исследований в этой области показывают возможность создания экономнолегированных сталей без снижения прочностных характеристик. Примером таких исследований является разработка и освоение производства экономнолегированных высокопрочных свариваемых сталей различного назначения.

В области высокоуглеродистых сталей важной проблемой является повышение эксплуатационной стойкости изделий из этих сталей. В частности, наибольший интерес представляет разработка сталей с повышенными сопротивлением, контактной усталости и износостойкости для металлопродукции железнодорожного транспорта. Для решения этих задач применяются как современные технологические способы металлургического производства, обеспечивающие повышение качества металла, так и создание сталей с альтернативными типами структур.

РАЗРУШЕНИЕ СРЕДЫ С НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ. МЕТОДЫ ОЦЕНКИ

Кудря А.В., Соколовская Э.А.

*НИТУ «МИСиС», Москва, РФ,
AVKudrya@misis.ru*

Различие в сценариях протекания технологической наследственности в пределах широкого поля допуска технологии неизбежно порождает разнообразие геометрии номинально однотипных структур. Масштабы неоднородности могут быть достаточно велики (от макро- до микроуровня), в этой связи становится актуальной оценка сопротивляемости разрушению с привязкой к структуре. Появление цифровой техники, рост мощности компьютеров, современные программные продукты делают возможным измерения структур и разрушения, которые ранее были недоступны из-за чрезвычайной трудоемкости.

Если до последнего времени классификация структур и разрушения (по виду излома) предполагала преимущественно визуальное сравнение с эталонными изображениями, то цифровизация обеспечила возможность метрологически обеспеченных измерений их строения на разных уровнях наблюдения, синтеза их результатов в масштабах образца или изделия. На этой основе возможны оценки сопротивляемости разрушению отдельных структурных составляющих. Это существенно для прогноза свойств неоднородной структуры из описания ее микроскопических составляющих и оценки их сопротивляемости разрушению. Накопление представительного объема результатов измерений геометрии структур и изломов перспективно также в связи с необходимостью получения статистических оценок их морфологии (исходя из статистической природы строения), что дает важную дополнительную информацию о строении недоступную часто при обычных оценках на основе средних значений.

Статистические подходы к оценке структур и изломов показали свою эффективность при исследовании причин различий в энергоемкости образования вязких изломов, когда обычного качественного анализа оказалось недостаточно для выявления степени неоднородности их строения. В твердых сплавах цифровые измерения геометрии строения структур позволили определить их оптимальную конфигурацию, обеспечивающую повышенную сопротивляемость развитию преждевременного разрушения.

Масштабы наблюдаемой на практике неоднородности структур нередко являются причиной неэффективности применения традиционных подходов к оценке вязкости разрушения, хладноломкости (на основе сериальных испытаний по Н.Н. Давиденкову). В этих случаях проведение испытаний с привязкой к структуре, в т.ч. на образцах, габариты которых сопоставимы с масштабом структурной неоднородности позволяет получить объективные характеристики склонности материалов к хрупкому разрушению. Такой подход, в частности, позволил выделить в конструкционных сталях критические элементы структур, лимитирующие разрушение: кластеры частиц по границам перегретого зерна аустенита, скопления неметаллических включений, крупные поля феррита, оценить роль дендритной структуры в разрушении.

Полученные закономерности разрушения сред с неоднородной структурой полезны для более глубокого понимания природы разрушения многих материалов, объективного прогноза их поведения при эксплуатации, выработки обоснованных управленческих решений, направленных на повышение однородности свойств материалов в процессе их производства.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА

Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, РФ
zeldovich@imp.uran.ru

В феноменологической теории мартенситного превращения (ФТМП) в качестве деформации решетки используется деформация Бейна [1]. Однако, учитывая сдвиговый механизм превращения и сходство с двойникованием, деформацию решетки правильнее представить сдвигом по плоскости (111) аустенита в направлении [11-2] [2]. Этот сдвиг является первым сдвигом в двухсдвиговой модели образования мартенсита Курдюмова-Закса [3]. Для получения ОЦК решетки мартенсита сдвиг необходимо дополнить деформацией сжатия-растяжения вдоль трех взаимно перпендикулярных направлений. Одно направление располагается перпендикулярно плоскости сдвига, другое в направлении сдвига, и третье перпендикулярно первым двум. Деформация при инвариантной решетке, необходимая для получения инвариантной (неискаженной) плоскости, осуществляется двойникованием (или скольжением) по системе двойникования (скольжения) ОЦК решетки [1,2]. Кристаллографические расчеты показали, что для получения инвариантной плоскости необходим также поворот мартенситного кристалла на ~ 1.7 градусов, который мы считаем релаксационным [2]. Напомним, что в ФТМП для получения инвариантной плоскости потребовался поворот мартенситного кристалла на ~ 10 градусов. Такой большой поворот делает ФТМП не пригодной для описания реального механизма мартенситного превращения. В то же время, предложенная нами кристаллографическая теория мартенситного превращения (КТМП), основанная на сдвиге по плоскости двойникования ГЦК решетки, вполне подходит для описания реального механизма превращения.

Инвариантная плоскость (3 10 15), полученная в кристаллографических расчётах, совпадает с габитусной плоскостью для двойникового мартенсита. Однако, для реального (дислокационного) мартенсита инвариантная плоскость отклонена от габитусной плоскости рейки (111) на угол ~ 25 градусов. Этот факт указывает на то, что механизм роста кристалла реального мартенсита осложнен вторичными процессами, происходящими на межфазной границе мартенсит/аустенит. Было показано [2], что в среднеуглеродистой стали 37ХНЗА с речным мартенситом кристаллическая решетка остаточного аустенита обогащена углеродом до 0.64%. Вблизи межфазной границы концентрация углерода ещё больше [4]. Повышение содержания углерода в аустените на межфазной границе препятствует росту мартенситного кристалла в направлении нормали к плоскости (111). В этих условиях плоскость сдвига (111) аустенита становится габитусной.

Работа выполнена в рамках темы «Структура» (№ АААА-А18-118020190116-6).

1. Wechsler M.S., Lieberman D.S., Read T.A. On the Theory of the Formation of Martensite // Trans. AIME. 1953. V.197. P.1503-1515.
2. Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М. Кристаллографический анализ и механизм мартенситного превращения в сплавах железа // ФММ, 2020. Т.121. №11.
3. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М. Наука. 1977. 238 с.
4. Speich G.R., Taylor K.A. Tempering of Ferrous Martensites. P.241-275. Charter 13 in book «Martensite». Edited by Olson G.B. and Owen W.S. ASM International.1992. 331 p.

ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ ВОДОРОДА С СИММЕТРИЧНЫМ КУПОЛОМ РАССЛОЕНИЯ

Антонов В. Е., Музалевский В. Д.

Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черноголовка, Россия
antonov@issp.ac.ru

Для превращений между фазами с различным содержанием водорода, происходящих при невысоких давлениях P , когда водород можно считать идеальным газом, в большом числе систем металл-водород в широких интервалах температур T наблюдается линейная зависимость $\ln P(1/T)$. Формально, такая зависимость могла бы наблюдаться для превращения $Me + (z/2)H_2 = MeH_z$, где $z = \text{const}$, если бы стандартные (отнесенные к $P_0 = 1$ атм) энтальпия ΔH^0 и энтропия ΔS^0 этого превращения не зависели от температуры, поскольку в таком случае

$$\ln P = 2/(zRT)\{G_{MeH_z}^0 - G_{Me}^0 - G_{H_2}^0\} = 2/(zRT)\Delta G^0 = 2/(zR)\{\Delta H^0/T - \Delta S^0\}, \quad (1)$$

где ΔG^0 – стандартная энергия Гиббса превращения. Мы не смогли найти в литературе обсуждения вопроса, почему при образовании гидрида с фиксированным содержанием водорода $H/Me = z$ значения ΔH^0 и ΔS^0 слабо зависят от температуры. Зато на протяжении многих десятилетий в литературе дебатировалась более загадочная проблема – почему линейная зависимость $\ln P(1/T)$ наблюдается в наиболее широко используемой и наиболее хорошо изученной системе Pd-H, в которой образование гидрида происходит путем изоморфного перехода между фазами переменного состава – обедненной водородом (первичный твердый раствор) и обогащенной водородом (гидрид). Составы этих фаз сближаются при повышении температуры, пока не совпадут в критической точке, что можно изобразить в виде купола расслоения твердых растворов Pd-H на T -H/Pd проекции фазовой диаграммы. Наиболее детально проблема была рассмотрена в работе [1], авторы которой пришли к выводу, что эффект обусловлен случайным совпадением некоторых параметров системы Pd-H, но не установили, что это за параметры.

Линейные зависимости $\ln P(1/T)$ наблюдались также для изоморфных превращений в системе Nb-H [2] и (с учетом неидеальности газа H_2 при высоких давлениях) в системе Ni-H [3]. Это уже закономерность, которую нельзя списать на случайные совпадения. Общей особенностью всех трех систем (Pd-H, Nb-H и Ni-H) была симметричность купола расслоения твердых растворов Me-H относительно критической концентрации $x_{cr} = z/2$, где z – атомное отношение H/Me для гидридной фазы при $T \rightarrow 0$ К.

В предлагаемой работе показано, что купол расслоения будет симметричен, а давление изоморфного превращения будет описываться формулой (1), в которой $G_{MeH_z}^0$ – это стандартная энергия Гиббса гидрида с фиксированным значением z , отвечающим $T = 0$ К, если энергия Гиббса твердых растворов Me-H может быть записана в форме $G = c \cdot G_{Me}(T, P) + (1-c) \cdot G_{MeH_z}(T, P) + \Delta G_{mix}(c, T)$, где $\Delta G_{mix}(c, T)$ – энергия смешения, симметричная относительно замены $c \rightarrow 1-c$, а концентрация $c = (H/Me)/z$. Границы купола расслоения определяются из условия $\partial(\Delta G_{mix})/\partial c = 0$, а температурная зависимость давления водорода – из условия $\partial G/\partial c = G_{Me} - G_{MeH_z}$. Мы также выяснили, почему ΔH^0 и ΔS^0 в формуле (1) слабо зависят от температуры.

Работа частично поддержана грантом РФФИ № 20-02-00638.

1. T. B. Flanagan, J. F. Lynch. *J. Phys. Chem.* 79 (1975) 444.
2. J. A. Pryde, C. G. Titcomb. *Trans. Faraday Soc.* 65 (1969) 2758.
3. V. E. Antonov, A. S. Ivanov, M. A. Kuzovnikov, M. Tkacz. *J. Alloys Compd.* 580 (2013) S109.

ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО Al И Al-Zr СПЛАВОВ

Орлова Т.С.

*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия,
orlova.t@mail.ioffe.ru*

Известно, что структурирование ряда металлов и сплавов методами интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к формированию ультра-мелкозернистой (УМЗ) структуры с большой плотностью границ зерен, при этом во многих случаях эти границы обладают повышенной энергией и повышенным свободным объемом, т.е. находятся в неравновесном состоянии [1]. В докладе рассматривается влияние неравновесного состояния ГЗ, релаксации этого состояния (перехода неравновесное-равновесное состояние) на упрочнение, пластичность, электротранспортные и электронные свойства Al и слаболегированных Al-Zr сплавов с УМЗ структурой, полученной интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК). Проведено исследование изменения микротвердости, прочности, пластичности, электросопротивления и работы выхода электрона (РВЭ) для этих материалов после отжига при различных температурах в диапазоне 90–400 °С в корреляции с эволюцией микроструктуры [2–6]. Для УМЗ Al показано, что неравновесное состояние ГЗ значительно влияет на электрическое сопротивление и РВЭ. Удельное сопротивление ГЗ в неравновесном состоянии выше на ~50% по сравнению с их сопротивлением в равновесном состоянии. Переход ГЗ из неравновесного в равновесное состояние увеличивает РВЭ на ~0.25 eV для УМЗ Al. В работе показано, что путем кратковременного низкотемпературного отжига УМЗ Al и УМЗ сплава Al-0.4Zr(мас.%) можно достичь значительного упрочнения (повышения предела текучести на >50%, предела прочности >30%), определены кинетические параметры (скорости упрочнения при разных температурах отжига и энергия активации процесса упрочнения), а также изменение средней удельной энергии ГЗ при отжиге. Полученные результаты указывают на ключевую роль релаксации неравновесных большеугловых ГЗ в эффекте упрочнения отжигом в УМЗ Al. Предложен подход достижения высокой пластичности при сохранении высокого уровня прочности для УМЗ Al. Рассматриваются теоретические модели, объясняющие упрочнение отжигом и реализацию высокой пластичности в УМЗ структуре [4]. Обсуждается влияние микродобавок Zr на эффект упрочнения отжигом в УМЗ состоянии.

Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-08-00474).

1. R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Prog. Mat. Sci. 45 (2000) 103-189.
2. T.S. Orlova, A.M. Mavlyutov, A.S. Bondarenko, I.A. Kasatkin, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev. Philos. Mag. 96 (2016) 2429–2444.
3. А.М. Мавлютов, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, Р.З. Валиев, Т.С. Орлова. ФТТ 59 (2017) 1949–1955
4. T.S. Orlova, N.V. Skiba, A.M. Mavlyutov, R.Z. Valiev, M.Y. Murashkin and M.Y. Gutkin. Rev. Adv. Mater. Sci. 57 (2018) 224–240.
5. T.A. Latynina, A.M. Mavlyutov, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. Philos. Mag., 99 (2019) 2424-2443.
6. T.S. Orlova, T.A. Latynina, A.M. Mavlyutov, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev. Journal of Alloys and Compounds 784 (2019) 41-48.

НЕХРУПКИЕ КОМПОЗИТЫ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ И КОМПОЗИТНЫМИ ОКСИДНЫМИ ВОЛОКНАМИ

Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

kiiko@issp.ac.ru

Получены и исследованы композитные образцы с хрупкими матрицами на основе TiAl, NiAl, Nb₃Al, Al₂O₃, рекристаллизованного молибдена. Некоторые результаты приведены на рис. 1. Квазипластическое поведение композитных образцов с указанными матрицами обеспечивается композитными волокнами, получаемыми методом внутренней кристаллизации [1]. В состав волокон входят Al₂O₃ (черного цвета на рис 1б, 1г) и: или BaAl₁₂O₁₉, или CaAl₁₂O₁₉, или LaAl₁₁O₁₈.

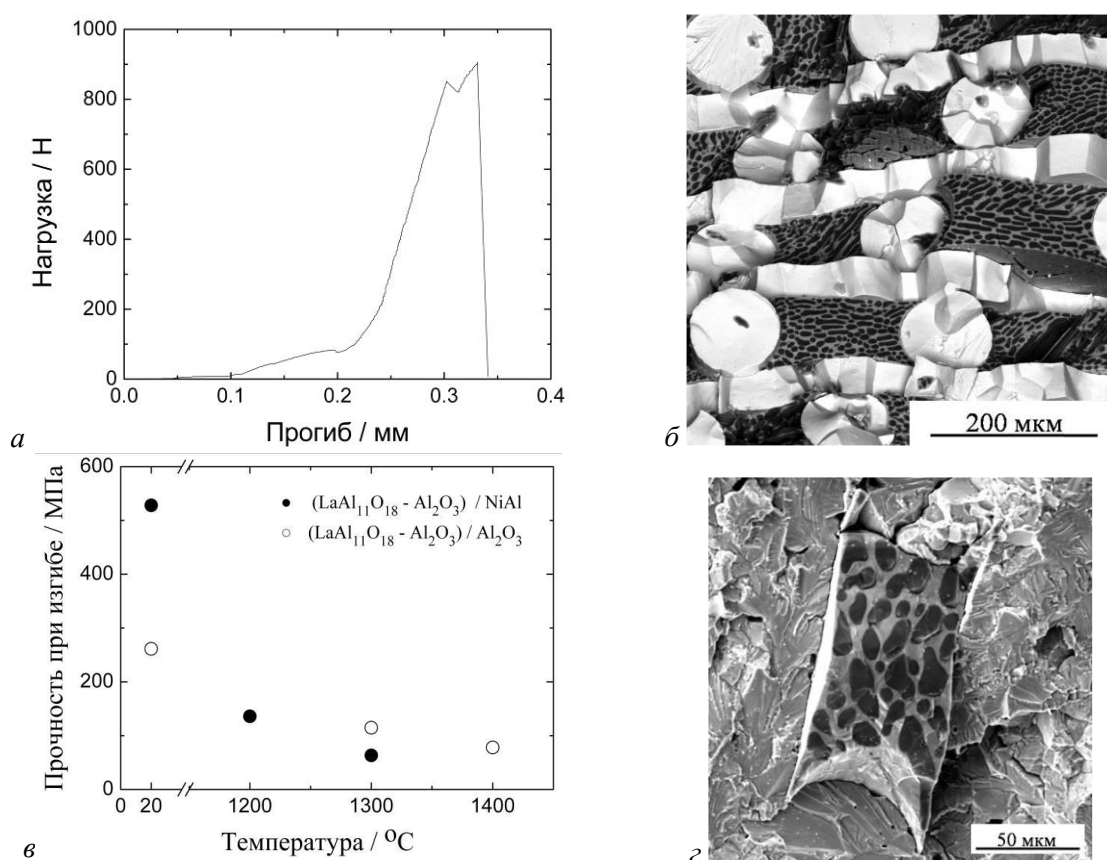


Рис. 1. Нелинейная зависимость прогиба (LaAl₁₁O₁₈ – Al₂O₃)/Mo образца от нагрузки (а) и поверхность разрушения после испытаний на трещиностойкость одного из образцов с $K_c = 23 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ (б); (в) – зависимости прочности композитных образцов от температуры (состав образцов указан в поле графика), (г) – поверхность разрушения одного из испытанных образцов (LaAl₁₁O₁₈ – Al₂O₃)/NiAl на прочность, прочность образца 530 МПа.

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

1. Милейко С.Т., Казьмин В.И. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов, 1991, 5, с. 898–908.

**ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ:
ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, КРИСТАЛЛОГРАФИЯ,
ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ**

**Пушин В. Г., Куранова Н. Н., Макаров В. В., Марченкова Е. Б.,
Белослудцева Е. С., Пушин А. В., Свирид А. Э.**

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

Начиная с основополагающих работ академика Г.В. Курдюмова, так называемые интеллектуальные (или smart) бинарные, тройные и многокомпонентные легированные сплавы, испытывающие высокообратимые ТМП, привлекают большое внимание благодаря присущим им конструкционным и функциональным свойствам. Но только бинарные сплавы никелида титана отличают необычные эффекты термомеханической памяти формы (ЭПФ), сверхэластичности (ЭСУ) и демпфирования в сочетании с высокими прочностными и пластическими характеристиками, превосходными длительной прочностью и долговечностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью. Более 50 лет все более широкое применение данные материалы находят в аэрокосмической, автомобильной, горной, транспортной, строительной, робототехнической, биомедицинской и других областях, в том числе и для создания различных макро- и микроэлектро-механических систем (МЭМС) в качестве сенсоров и актюаторов.

Представлен обзор основных результатов ключевых исследований металлических сплавов с высоко- и низкотемпературными термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и обусловленными ими эффектами памяти формы (ЭПФ), термо-, механическими и магнитоиндуцируемыми. Рассмотрены предмартенситные явления, кристаллографические механизмы ТМП, физические принципы создания сплавов, влияние способов их легирования и типа легирующих компонентов (количество и концентрации валентных электронов) на стабильность аустенита, фазовый состав и температуры ТМП. Обсуждаются два класса трехкомпонентных сплавов никелида титана: легированных взамен титана цирконием, гафнием или взамен никеля палладием, платиной, медью, золотом, а также легированных взамен титана или никеля алюминием, ванадием, хромом, марганцем, железом, кобальтом. Кроме того, рассмотрены актуальные сплавы других систем Ni-Mn-Me (Al, Ti, Fe, Ga и другие) и Cu-Al-Me (Ni, Zn). Показано, что необходимые для реализации присущих сплавам ЭПФ их пластичность и прочность могут быть достигнуты посредством оптимального легирования, предотвращающего охрупчивающий распад в температурном диапазоне реализации ЭПФ, а также различных термических и термомеханических обработок, обеспечивающих формирование в сплавах мелко- и ультрамелкозернистой структуры.

Работа выполнена в рамках госзадания МИНОБРНАУКИ России (№г.р. АААА-А18-118020190116-6, «Структура») при частичной поддержке РФФИ (№ 18-32-00529, №14-02-00379 и более ранних) и УрО РАН (№18-10-2-39).

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ФУЛЛЕРЕНОВ С МЕТАЛЛАМИ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

**Борисова П.А.¹, Блантер М. С.², Бражкин В. В.³, Ляпин С.Г.³,
Филоненко В. П.³**

¹ *Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, Россия*

² *МИРЭА – Российский технологический университет, Москва, Россия*

³ *Институт физики высоких давлений имени Л.Ф. Верещагина РАН,
Москва, Россия*

mike.blanter@gmail.com

Взаимодействие металлов с фуллеренами представляет интерес как с точки зрения получения металл-фуллеренов, так и с точки зрения формирования структуры и свойств металл-матричных композиционных материалов, упрочненных фуллеренами. В последнем случае исследование влияния металлов на структуру и свойства фуллереновой компоненты при синтезе композитов затрудняется очень низкой концентрацией фуллеренов.

В настоящей работе исследовано влияние невысоких концентраций (7 ат.%) Fe и Al на фазовые превращения при высоких температурах (500–1100°C) и высоких давлениях (2 и 8 ГПа) на фазовые превращения кристаллических и аморфных фуллеренов C₆₀ и C₇₀. Аморфные фуллерены получали длительным размолотом порошков в шаровой мельнице типа Fritsch. Спекание проводили в камере высокого давления тороидального типа в квази-гидростатических условиях при кратковременном нагреве с выдержкой 180 сек. Полученные образцы в форме таблетки диаметром 5 мм и толщиной 2 мм исследовались при комнатной температуре и нормальном давлении (ex-situ). Структура образцов изучалась методами дифракции нейтронов и рентгеновских лучей, а также методом Рамановской спектроскопии.

Было показано, что: а) легирование не изменяет известную температурную последовательность фазовых превращений – кристаллический (аморфный) фуллерен → разориентированный (аморфный) графит → кристаллический графит; б) легирование кристаллических фуллеренов C₆₀ и C₇₀ существенно повышает их термическую устойчивость и увеличивает на сотни градусов температуру превращения их в разориентированный графит; в) такой эффект отсутствует в аморфных фуллеренах; г) образование карбидов зависит от того, с какой углеродной фазой – кристаллическим фуллереном или разориентированным графитом – взаимодействует металл. Объяснение полученных эффектов дано на основе известных данных по взаимодействию атомов металлов с молекулами фуллеренов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты 18-32-00262-мол и 19-02-00162-а)

1. P.A. Borisova, M.S. Blanter, V.V. Brazhkin, and V.P. Filonenko, «Phase transformations in C₆₀ fullerene with iron and aluminum at high pressures and temperatures», *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 84 (2020) 851–856.
2. M.S. Blanter, P.A. Borisova, V.V. Brazhkin, S. G. Lyapin, V.P. Filonenko, «Phase transformations of fullerene C₇₀ with metals at high temperatures and pressure», *Materials Letters* 277 (2020) 128307.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МИКРО- И НАНОМЕХАНИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Иржак А.В.^{1,2,3}, Коледов В.В.³, Лега П.В.³, Шавров В.Г.³, Шеляков А.В.⁴

¹ ИИТМ РАН, Черноголовка, Россия

² НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

³ ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

⁴ НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

airzhak@gmail.com

Уникальное свойство интерметаллидов с термоупругим мартенситным переходом и эффектом памяти формы (ЭПФ) - изменять свою форму и производить механическую работу на микромасштабах, длительное время привлекало большой интерес, однако не приводило к созданию практических микромеханических устройств по причине однократности восстановления формы при обратном мартенситном переходе. Для решения этой проблемы была предложена схема композитных актюатора с ЭПФ. Один слой композита – псевдопластически растянутый слой сплава с ЭПФ, например, в виде быстрозакаленной ленты. Второй слой – упругий металл, жестко соединенный со слоем с ЭПФ. При нагреве такого композита выше температуры начала перехода мартенситаустенит, слой с ЭПФ будет сжиматься, а упругий слой - препятствовать сжатию. Результатом будет многократно обратимая изгибная деформация композита. При охлаждении композита упругий слой, стремясь вернуться в первоначальное состояние, будет псевдопластически растягивать слой с ЭПФ, а композит будет распрямляться [1] (см. также фото и видеоматериалы в сети Интернет [2]).

В докладе дан обзор работ по созданию технологии микромеханических устройств на основе термо- и магнитоуправляемых композитных актюаторов с ЭПФ, исследованию методов их управления, предельно достижимых параметров наноактюаторов по размерам и быстродействию, а также приводятся примеры применения композитных нанопинцетов для решения задач нанотехнологии: сборки «снизу-вверх» различных устройств нанoeлектроники, нанoфотоники и бионаносенсорики с использованием индивидуальных нано-объектов, таких как нанопроволоки, наночастицы, УНТ и др.

Микромеханические композитные устройства с ЭПФ – нанопинцеты были созданы с применением технологии селективного ионного травления с помощью ионного пучка (ФИП). Нанопинцеты позволяют надёжно захватывать и удерживать объекты субмикро- и наноразмеров [3]. Обычные габариты подвижного актюатора микропинцета - длина 30 мкм, толщина 1 мкм, а перемещение свободного конца 1,5 мкм. Минимальный полученный на сегодняшний день размер действующего композита – 1 мкм длины, 70 нм толщины и перемещение свободного конца актюатора ~30 нм [4]. Управление процессом наноманипулирования осуществляется в камере сканирующего ионного или электронного микроскопа при помощи стандартных микроманипуляторов, например Kliedeik или Omniprobe. Предельные размеры микропинцета лежат в области десятков нанометров и ограничены, вероятно размерными эффектами проявления термоупругого мартенситного перехода [5].

Работа частично поддержана РФФИ, гранты 18-57-70004, 17-57-80122.

1. D. Zakharov e.a. / Smart Mater. Struct. 21 (2012) 052001
2. <http://nanophys.ru/directions/new-func-materials/nanotech/>
3. A. Kamantsev e.a. / Microsc. Microanal. 21 (Suppl 3) (2015) 0998
4. A. Irzhak e.a. / Journal of Alloys and Compounds 586 (2014) S464–S468
5. P. Lega e.a. / Phys. Rev. B 101, 21411

СТОХАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХМОДОВОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ПРИ МПД

Метлов Л.С.¹, Хоменко А.В.², Глезер А.М.³, Техтелев Ю.В.¹

¹ГУ “Донецкий физико-технический институт”, Донецк, Украина, lsmet@donfti.ru

²Сумской государственной университет, Сумы, Украина,

³НИТУ “МИСЦС”, Москва, Россия

Для описания хорошо известного явления формирования в металлах и сплавах, подвергнутых обработке методами мегапластической деформации (МПД), двухмодового по размерам зерен распределения ранее была предложена детерминистическая трехдефектная модель [1]. Причем, одним из дефектов являются дислокации, а два других дефекта это границы крупных и мелких зерен. То есть, границы крупных и мелких зерен рассматриваются, как два отдельных дефекта. Таким образом, двухмодовость закладывалась изначально в определяющие уравнения модели. В то же время, имеется возможность описать это явление в рамках двухдефектной модели (дислокации и границы зерен) с термодинамическим потенциалом U , имеющим два экстремума (максимума) в области крупных и мелких зерен (рис. 1,а) [2, 3]. При этом двухмодовость реализуется в результате спонтанных переходов между указанными экстремумами (с потенциальными барьерами U_1 и U_2) вследствие тепловых флуктуаций или, скорее, шумовых эффектов, неизбежно присутствующих в процессе обработки металлов и сплавов методами МПД.

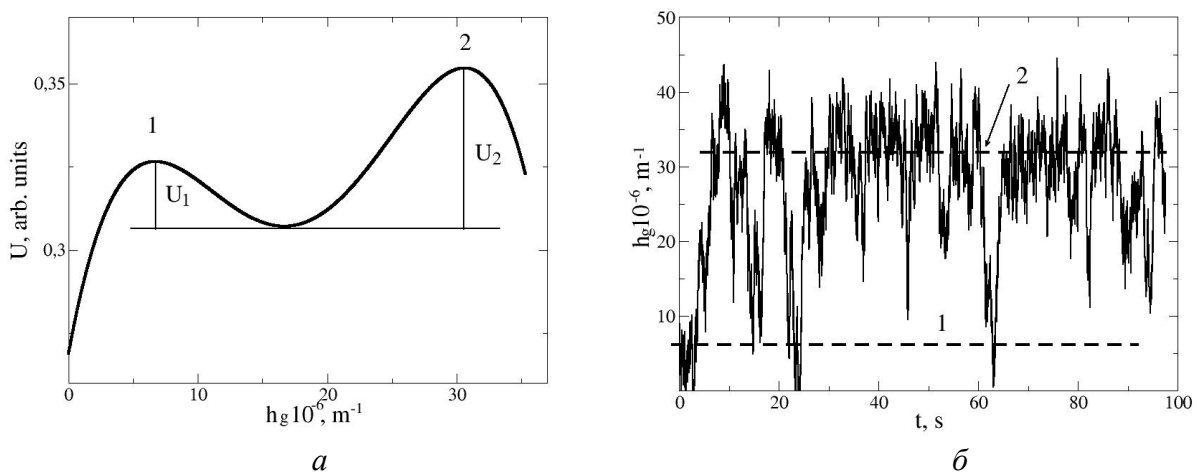


Рис. 1. Термодинамический потенциал U с двумя максимумами (а) и спонтанная эволюция плотности границ зерен h_g во времени t (б) [2].

В момент остановки обработки МПД в разных объемах материала фиксируется то или иное значение плотности границ зерен h_g , соответствующие состоянию 1 или 2 с вероятностью пропорциональной времени пребывания каждого элементарного объема в этих состояниях. В итоге, в целом по образцу формируется двухмодовое распределение по размерам зерен

1. Л.С. Метлов, И.Г. Бродова, В.М. Ткаченко и др., ФММ **118**, 1331 (2017)
2. Л.С. Метлов, Физика и техника высоких давлений **29**, 1, 28 (2019)
3. A.V. Khomenko, D.S. Troshchenko, L.S. Metlov, Phys. Rev. E **100**, 022110 (2019).

NANOSTRUCTURES AND STRESS-INDUCED TRANSFORMATION IN THERMOMECHANICALLY TREATED TITANIUM NICKELIDE

**Prokoshkin S.¹, Dubinskiy S.², Korotitskiy A.¹, Sheremetyev V.¹, Konopatsky A.¹,
Glezer A.¹, Brailovski V.², Blinovac E.³, Tabachkova N.¹**

¹*National University of Science and Technology “MISIS”, Moscow, Russia,
prokoshkin@tmo.misis.ru, dubinskiy.sm@misis.ru*

²*Ecole de technologie supérieure,
Montreal, Canada*

³*Kurdyumov Institute of Metal Science and Metal Physics,
Moscow, Russia*

The thermomechanical treatment of Ti-Ni shape memory alloys (SMAs) comprising cold rolling (CR) and post-deformation annealing (PDA) forms nanocrystalline structures (NCS) which provide much higher functional properties than their coarse-grained counterparts. In its turn, the NCS is graded to a “nanograined structure” (NGS) consisting of grains surrounded by high-angle ($>15^\circ$) boundaries, and a “nanosubgrained” structure (NSS) consisting of subgrains separated by low-angle ($<15^\circ$) boundaries (subboundaries). The strain dependence of the substructure formation in cold-rolled Ti-Ni SMA is as follows: a moderate CR up to a true strain of $\epsilon=0.3$ triggers the process of dynamic recovery and results in the formation of highly-dislocated, but not yet polygonized, dislocation substructures in austenite and martensite. An increase in CR strain up to an intermediate range of 0.5 to 1 triggers the process of dynamic polygonization and results in the formation of nano-sized subgrains, i.e. NSS, and also small quantities of the NG and amorphous structures. A further increase in CR strain up to 1.7 (severe deformation) triggers the processes of dynamic recrystallization and amorphization and results in the gradual replacement of the NSS by the NG and amorphous structures. The low-temperature PDA results in formation of predominant NSS after the moderate CR, mixed NSS+NGS after intermediate CR, and predominant NGS after severe CR. The NS structures observed in Ti-Ni after PDA preceded by either intermediate or severe CR do not significantly differ from each other because of the development of the dynamic polygonization (formation of subgrains) process during cold rolling which is followed by static polygonization (perfection of subgrains and their subboundaries) during post-deformation annealing. Conversely, substructure of a moderately cold-rolled alloy is highly dislocated but not polygonized, and this highly dislocated structure transforms to a statically polygonized substructure upon PDA. The stress-induced transformation of NG and NS B2-austenite in titanium nickelide keeps its “discrete” (martensitic B2 \rightarrow B19’) mechanism down to ultimately low average austenite grain size: *in situ* tracing the evolution of X-ray lines during stress-induced transformation unambiguously evidences a jump-like (not continuous) transformation of B2 into B19’ lattice parameters in the austenite with average grain size down to 2.3 ± 0.2 nm. The stress-induced transformation in such ultimately fine-grained Ti-Ni does not go to its end, and the critical austenite grain size for the stress-induced B2 \rightarrow B19’ transformation in Ti-Ni shape memory alloys is about 4.5 nm which is an order of magnitude less than that for the cooling-induced transformation.

КРЕМНЕКИСЛОРОДНЫЕ ТЕТРАЭДРЫ КВАРЦА И ПРОЦЕССЫ КОНСОЛИДАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Гринберг Б.А.¹, Иванов М.А.², Пилюгин В.П.^{1,3}, Пушкин М.С.^{1,3},
Толмачев Т.П.¹, Пацелов А.М.¹

¹Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина

³Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России

Б.Н. Ельцина

bella@imp.uran.ru

Предложено описание структуры и поведения керамики различных типов при ИПД кручением посредством кремнекислородных тетраэдров кварца (silica quartz tetrahedra). Проанализировано разрушение тетраэдров при сильном внешнем воздействии, сопровождающееся разрушением межатомных связей в результате перераспределения электронов между ионами кремния и кислорода. Показано, что поверхностный слой частиц керамического порошка включает в себя, кроме исходных тетраэдров (рис. 1а), их обломки. Одни из них имеют форму фигуры вращения 3-го порядка (рис. 1б). Выход тетраэдров на поверхность своими гранями, ребрами, вершинами определяет форму поверхности, а в конечном счете, и слипание поверхностей. Происходящее при усилении внешнего воздействия залечивание разорванных связей Si-O определяет возможность консолидации, частичной или полной. Приведены результаты исследования эволюции структуры керамики и стекол при кручении под давлением. Используется кристаллическая керамика (кварц, хрусталь) и стекла: предметное (аморфное) и кварцевое (кристаллическое). Наблюдаются многочисленные микротрещины и их ветвление. Исследованы условия превращения керамического порошка в сплошную пластину и наблюдение в определенных случаях прозрачной пластины. Обнаружено усиление консолидации керамических порошков за счет кручения и выяснены причины этого явления. Выявлены факторы влияния сильного внешнего воздействия на консолидацию порошков, расширяющие поле эксплуатации керамики.

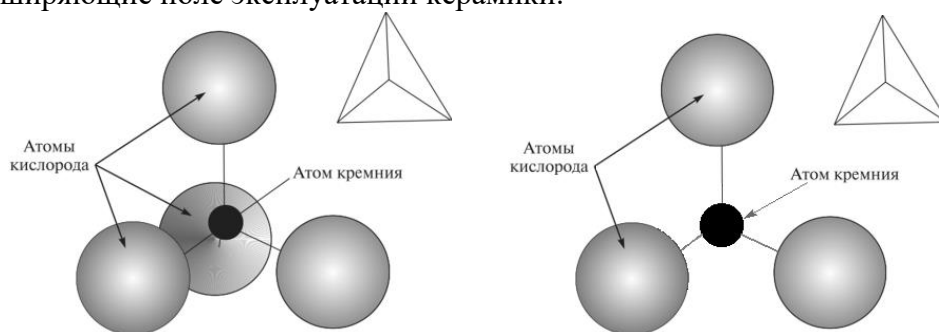


Рис. 1. Кремнекислородный тетраэдр (а) и обломок тетраэдра (б)

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Давление», № АААА-А18-118020190104-3) при частичной поддержке РФФИ (проект № 20-42-660001).

1. B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, V.P. Pilyugin, M.S. Pushkin et al Microstructural Evolution in Ceramics and Glasses during High Pressure Torsion. Russian Metallurgy (Metally), Vol. 2018, No. 10, pp. 935–940

АКТИВАЦИОННО-ТУННЕЛЬНАЯ ДИНАМИКА ПРОТЯЖЕННЫХ СИСТЕМ В ПЕРИОДИЧЕСКОМ ПОТЕНЦИАЛЬНОМ РЕЛЬЕФЕ

Петухов Б.В.

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ
«Кристаллография и фотоника» РАН,
Москва, Россия
petukhov@ns.crys.ras.ru*

Динамика многомерных объектов в различных материалах в настоящее время активно изучается как экспериментально, так и теоретически. Важным фактором является тот факт, что потенциальный рельеф кристаллической решетки материалов создает периодическое чередование энергетических минимумов и максимумов, во многом определяющих закономерности поведения различных протяженных систем. В качестве примера можно указать на перемещение дислокаций, приводящее к пластической деформации кристаллов. Другими популярными примерами являются движение волн зарядовой плотности или динамика джозефсоновских контактов в сверхпроводниках.

Положение протяженной системы в минимуме периодического потенциального рельефа является устойчивым, но метастабильным состоянием, так как преодолевая барьер посредством тепловых или квантовых флуктуаций объект может переходить в соседние минимумы. Значительный интерес представляет реакция подобной системы на воздействие при приложении внешней нагрузки, делающей долины потенциального рельефа неэквивалентными. Согласно принятым представлениям, эволюция протяженной системы осуществляется образованием локальных зародышей нового энергетически предпочтительного состояния, их разрастанием и слиянием. Главной задачей является описание процесса образования зародыша нового состояния, соответствующего наиболее легкому пути преодоления барьера. Часто кинетику такого процесса описывают на языке образования и движения доменных стенок или кинк-солитонов.

Динамика кинк-солитонов хорошо изучена для относительно низких нагрузок, при которых они могут рассматриваться как слабо возмущенные своеобразные квазичастицы, характеризующиеся одной степенью свободы – положением кинка как целого. Хуже обстоит дело при повышении нагрузки, приводящей к деформации кинков, при которой проявляются их внутренние степени свободы. Целью настоящей работы является описание динамики кинков в расширенном диапазоне нагрузок, для чего будет применен эффективный метод коллективных координат, включающий дополнительную степень свободы – могущую изменяться ширину кинка.

Показано, что при температурах ниже некоторой критической T_c существенный вклад в динамику преодоления барьеров вносит квантовомеханическое туннелирование. Рассчитана зависимость T_c , являющейся аналогом температуры своеобразного фазового перехода, от внешней нагрузки в значительно более широком интервале ее изменения, чем это было известно ранее.

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА: НОВЫЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И РЕЛАКСАЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ

Кобелев Н.П.¹, Хоник В.А.²

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, РФ, kobelev@issp.ac.ru

²Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, РФ, v.a.khonik@vspu.ac.ru

Понимание дефектной структуры металлических стекол (МС) и ее связи с кинетикой релаксационных явлений является одной из главных проблем физики некристаллических материалов. Несмотря на интенсивные многолетние исследования, какие-либо общепринятые представления по этой проблематике отсутствуют. В докладе представляется новый подход, связывающий дефектную структуру МС с дефектной структурой материнского кристалла и позволяющий количественно описать многочисленные релаксационные явления в МС.

Основу этого подхода составляет межузельная теория (МТ), предложенная Гранато в 1992 г. Согласно МТ, плавление кристаллических металлов неразрывно связано с генерацией межузельных дефектов в гантельной конфигурации. Межузельные гантели обладают двумя важнейшими отличительными свойствами – высокой сдвиговой восприимчивостью и высокой энтропией формирования. Первое свойство обуславливает сильное неупругое снижение модуля сдвига G (диаэластический эффект), второе определяет снижение энергии формирования Гиббса с ростом температуры, что вызывает значительный рост концентрации дефектов. Эти два свойства в конечном итоге, согласно МТ, вызывают плавление. В жидком состоянии эти дефекты сохраняют свои свойства, хотя и теряют свой простой геометрический образ как два атома, стремящиеся занять один и тот же минимум потенциальной энергии.

Дефектная структура расплава замораживается в твердом МС. Термообработка вызывает эволюцию его дефектной структуры, которая определяет релаксацию свойств. Эта релаксация может быть описана с помощью двух простых уравнений МТ. Первое из них описывает экспоненциальную зависимость модуля сдвига G от концентрации дефектов c , $G = \mu \exp(-\alpha \beta c)$, где μ – модуль сдвига материнского кристалла, $\beta = const$ – сдвиговая восприимчивость и $\alpha \approx 1$. Второе уравнение определяет энтальпию формирования дефекта, $H = \alpha \Omega G$, где G – зависимый от концентрации модуль сдвига и Ω – объем в расчете на атом. Видно, что любое изменение концентрации дефектов меняет как модуль сдвига, так и энтальпию формирования и, как следствие, вызывает появление тепловых эффектов.

В докладе подробно анализируется кинетика структурной релаксации МС, ее связь с релаксацией модуля сдвига и тепловыми явлениями. Особое внимание уделяется связи свойств МС и материнских кристаллов. Показано, что избыточная внутренняя энергия стекла контролируется в основном упругой энергией дефектной системы. Эта энергия выделяется в виде тепла при кристаллизации, так что теплота кристаллизации приблизительно равна упругой энергии этих дефектов, контролируемой макроскопическим модулем сдвига.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.

НАНОСТРУКТУРА, ОБРАЗОВАННАЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ, ПРИ НАГРЕВЕ И ДЕФОРМАЦИИ

Аронин А.С., Абросимова Г.Е.

*Институт физики твердого тела РАН, Россия,
aronin@issp.ac.ru*

Одним из основных методов получения нанокристаллических материалов является контролируемая кристаллизация металлических стекол, как правило, с помощью термообработки. В последние годы наноструктуры из аморфного состояния были получены также и методами интенсивной пластической деформации. Установлены особенности такой структуры по сравнению с образованной при термообработке, в частности, различие характерного размера и расположения нанокристаллов. Нанокристаллы, образованные при деформации, являются более дисперсными по сравнению с нанокристаллами, образованными при термообработке. К особенностям наноструктуры, индуцированной деформацией, относится связь образующихся нанокристаллов с местами локализации пластической деформации – полосами сдвига, в которых повышена концентрация свободного объема и, следовательно, подвижность атомов. Формирование нанокристаллов зависит от температуры в полосе, величины деформации и скорости распространения полосы, а также физических параметров, определяющих тепловые характеристики аморфной фазы в области полосы сдвига. Образование нанокристаллов в полосах сдвига может происходить и при комнатной температуре уже после деформации благодаря повышенной подвижности атомов. В настоящей работе приведены данные исследований образования нанокристаллов при термических, деформационных и комплексных воздействиях на аморфные сплавы на основе алюминия, железа в виде лент и массивных аморфных сплавов на основе циркония, а также их характеристик в зависимости от параметров внешних воздействий (вида и величины деформации, температуры обработки, состава и структуры аморфных сплавов). Исследования структуры и состава проведены методами рентгенографии, просвечивающей, сканирующей и высокоразрешающей электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии. Деформация осуществлена методами многократной прокатки и кручения под давлением при комнатной температуре. Локальные особенности структуры и состава аморфных сплавов после деформации и при образовании нанокристаллов исследованы методами зондовой микроскопии и рентгеновского микроанализа (в геометрии на просвет и отражение). Методами атомно-силовой зондовой микроскопии (PeakForce QNM), сканирующей электронной микроскопии в геометрии «на просвет» и «отражение» и рентгеновского микроанализа исследована морфология полос сдвига и распределение механических свойств вокруг полос сдвига в аморфных сплавах на основе алюминия и циркония. Показано, что в деформированном образце появляется неравномерность в распределении локальных свойств (неоднородность распределения эффективного модуля Юнга) в виде полос. Расположение областей пониженного модуля Юнга коррелирует с расположением полос сдвига. В полосах сдвига наблюдалась пониженная плотность аморфного сплава без концентрационного перераспределения компонентов сплава. Обсуждаются причины обнаруженных закономерностей.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 19-03-00355).

МОРФОЛОГИЯ ПОЛОС СДВИГА В ОБЪЕМНОМ АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ Zr В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Хрипливец И.А., Глезер А.М.

*Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС»
г. Москва
misshriplivets@mail.ru*

Под воздействием напряжений в материалах происходит пластическая деформация твердых тел, которая характеризуется сдвигом. В результате воздействия больших степеней пластической деформации в сплавах можно наблюдать полосы сдвига в виде грубых линий на шлифованной поверхности образца.

Концепция формирования полос сдвига в аморфных металлических стеклах сильно отличается от процессов пластической деформации в кристаллических металлах и сплавах. В отличие от кристаллических металлов, аморфные металлические стекла могут существовать в спектре структурных состояний с сопутствующими механическими, термодинамическими и физическими свойствами материалов. Формирование и эволюция полос сдвига контролируют текучесть и пластичность почти всех металлических стекол при комнатной температуре, и во многих случаях образование доминирующих полос сдвига быстро приводит к разрушению.

Исследование морфологии полос сдвига в аморфном сплаве на основе Zr проходило с помощью оптической профилометрии. Были получены снимки поверхности образцов до и после деформации в камере Бриджмена. Для определения эволюции и поведения полос сдвига в аморфном сплаве на основе циркония состава $Zr_{60}Ti_2Nb_2Cu_{18,5}Ni_{7,5}Al_{10}$ создавались следующие деформации в камере Бриджмена: давление 6 ГПа без кручения, $n = 1/32, 1/64, 1/8$, где n – число оборотов в камере Бриджмена.

В ходе данной работы удалось установить, что увеличение деформации с помощью КВД приводит к увеличению объемной плотности полос сдвига и к снижению среднего расстояния между соседними полосами сдвига. Обнаружено, что статистический разброс в значениях высоты ступенек, связанных с индивидуальными полосами сдвига, снижается по мере возрастания деформации с серединных областях дискообразных образцов, подвергнутых КВД при комнатной температуре. Показано, что приложении квазигидростатического давления 6 ГПа без кручения в камере Бриджмена приводит к формированию незначительной объемной плотности полос сдвига вследствие деформации сжатием.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-32-90014

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННОМУ РАССТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Коростелев А.Б., Филиппов В.Г., Шабалов И.П., Чевская О.Н.

*ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,
АО «НИКИЭТ им. Н.А.Доллежаля»
igs12@yandex.ru*

Известно, что одним из перспективных конструкционных материалов являются низкоуглеродистые мартенситные стали (НМС), закаливающиеся на воздухе. Такие стали обладают высокими значениями прочности и ударной вязкости, они нашли применение для бесшовных труб нефтяного сортамента. Для расширения области применения НМС были предложены составы сталей с пониженным содержанием углерода (менее 0,10%), обладающие достаточно хорошей свариваемостью, сверхнизкоуглеродистые мартенситные стали (СНМС), которые могут быть использованы для электросварных труб большого диаметра.

Поскольку в ходе длительной эксплуатации в условиях контакта металла труб с коррозионной средой возможно развитие коррозионного растрескивания под напряжением (КРН) представляет интерес сравнительное исследование сопротивления КРН используемых в настоящее время низколегированных трубных сталей и СНМС.

Известно, что стали со структурой мартенсита обладают повышенной склонностью к замедленному хрупкому разрушению. Наиболее склонны к этому виду разрушения стали после закалки. Отпуск или отдых (длительное вылеживание) снижают склонность закаленной стали к замедленному разрушению. Установлено, что высокая склонность к замедленному хрупкому разрушению закаленной на мартенсит стали является следствием повышенного уровня остаточных локальных микронапряжений, возникающих в результате мартенситного превращения. Отпуск или отдых приводят к релаксации остаточных локальных микронапряжений и повышают сопротивление замедленному хрупкому разрушению. Как показали исследования СНМС не склонны к замедленному разрушению при испытаниях на воздухе, что является следствием низкого уровня остаточных микронапряжений.

Известно, что одним из способов выявления склонности к замедленному разрушению или КРН является построение скоростной зависимости разрушающего напряжения или пластичности и вязкости. В отличие от явления хладоломкости, когда понижение температуры или увеличение скорости деформации приводят к переходу стали в хрупкое состояние, КРН выявляется при низких скоростях деформации, при которых в процессе нагружения успевают происходить зарождение и распространение стабильной трещины.

В связи с этим, для оценки склонности СНМС к КРН проводили испытания в коррозионной среде с водородом с разными скоростями деформации.

Установлено, что понижение скорости нагружения в 40 раз приводит к снижению сопротивления зарождению и распространению трещины СНМС. Однако это снижение существенно меньше, чем для низколегированной трубной стали 10Г2ФБ, что свидетельствует о более высоком сопротивлении КРН. Так, например, если для стали с феррито-перлитной структурой снижение работы зарождения трещины составляет 90-94%, то для СНМС это снижение равно 60-75%. При этом следует учесть, что прочность СНМС в 1,3 раза выше, что прочность стали с феррито-перлитной структурой.

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ

**Жиляев А.П., Мурзинова М.А., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А.,
Пархимович Н.Ю., Шаяхметова Э.Р.**

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
aanazarov@imsp.ru

Ультразвуковая сварка (УЗС) является сравнительно новым методом твердофазного соединения металлов и широко применяется в электротехнической, автомобильной, аэрокосмической, приборостроительной и медицинской промышленности для получения соединений между тонкими пластинами, лентами, фольгами, проволоками. В последние годы интерес к УЗС металлов повышается в связи с недавним изобретением основанного на ней метода ультразвукового аддитивного производства. Влияние параметров процесса, вида и исходной структуры материалов на эволюцию микроструктуры при УЗС и прочность соединения вызывают значительный интерес.

Данная работа посвящена исследованию структурных изменений в технически чистых металлах (меди, никеле и титане) при УЗС и влияния их исходной структуры и режимов сварки на прочность соединений. Методом УЗС получены образцы двух видов. Сваркой «внахлест» двух листов толщиной 0.5 мм получены образцы для механических испытаний на срез. Последовательной сваркой 4–6 листов, моделирующей процесс ультразвуковой аддитивной технологии, или ультразвуковой консолидации, получены образцы для исследования микроструктуры. Наряду с промышленными листами, получены также соединения образцов меди и никеля, имеющих ультрамелкозернистую (УМЗ) исходную структуру. С помощью вложенной между свариваемыми листами термопары измерено повышение температуры в процессе УЗС.

Исследования показали, что при увеличении статической нагрузки, прижимающей сварочный наконечник к образцам, и времени сварки повышается максимальная температура. При УЗС титана температура в области соединения может достигать величин 600–650°C.

При сварке крупнозернистых меди и никеля наблюдается измельчение зерен и повышение микротвердости вблизи швов, а при сварке УМЗ материалов – значительный рост зерен. При наиболее высокоинтенсивных режимах сварки промышленных листов титана также происходит рост зерен, что свидетельствует об интенсивной рекристаллизации в течение столь короткого времени.

Измерения прочности на срез показали, что сварка меди и никеля в УМЗ состоянии может осуществляться при значительно более низких статических нагрузках, чем при сварке крупнозернистых металлов, и при этом достигается более высокая прочность соединения. Например, при сварке никеля под нагрузкой 6 кН достигнута прочность на срез 69 МПа, а при сварке УМЗ Ni под нагрузкой 4.5 кН – прочность 93 МПа.

Полученные данные позволяют сделать предварительное заключение о том, что с использованием листов металлов с УМЗ структурой методом ультразвуковой консолидации принципиально могут быть получены объемные детали, обладающие более высокой прочностью, чем детали, полученные консолидацией крупнозернистых листов.

Работа поддержана РНФ (проект № 16-19-10126).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА НИКАЛИНА

**Бродова И.Г.^{1,2}, Ширинкина И.Г.¹, Петрова А.Н.¹, Распосиенко Д.Ю.¹,
Разоренов С.В.⁴, Акоюн Т. К.³**

¹ *Институт физики металлов УрО РАН*

² *УрФУ имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,*

³ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,*

⁴ *Институт проблем химической физики РАН.*

brodova@imp.uran.ru

Целью исследований является создание субмикроструктурного (СМК) композита на основе системы Al–Zn–Mg–Fe–Ni с помощью деформационно-термической обработки. Al–Zn–Mg–Fe–Ni сплав эвтектического типа относится к новым Al сплавам – никалинам, которые позиционируются как перспективные материалы для изготовления отливок и полуфабрикатов сложной формы. Сочетание высоких литейных и механических свойств этих композиций достигается за счёт дисперсионного упрочнения Al матрицы и наличия эвтектической компоненты (Al+Al₉FeNi).

Проведены исследования влияния большой пластической деформации в сочетании с различными режимами термической обработки на структурообразование никалина и его свойства. Подробно рассмотрены особенности структурно-фазовых превращений в никалине при кручении в наковальнях Бриджмена (КВД). Установлено, что в результате КВД происходит дробление крупных эвтектических алюминидов и их равномерное распределение вокруг зёрен Al-фазы. Al матрица приобретает СМК строение с минимальным размером зерна 50-150 мкм в зависимости от величины деформации. Показано, что природа структурно-фазовых превращений зависит от исходной термической обработки сплава. В частности, КВД закалённого никалина сопровождается индуцированной деформацией кинетическим старением с выделением упрочняющих фаз T (Al₂Zn₃Mg₃) и η' (Mg₂Zn), и растворением дисперсоидов Al₃Zr, а КВД отожжённого никалина приводит к деформационному растворению T фазы и дополнительному легированию матрицы Zn и Mg.

С помощью дюротрических измерений и ПЭМ исследований установлена последовательность структурно-фазовых превращений при отжиге. Определены режимы, способствующие сохранению СМК структуры и высокой твёрдости. Показано, что нагревы до 300-400 °C вызывают незначительный рост зёрен до 3-6 мкм, однако, вследствие выделения дисперсоидов Al₃Zr, процесс рекристаллизации замедляется.

Определены механические свойства КВД никалина при растяжении и при ударно-волновом сжатии. Установлено, что условный предел текучести равен 521 МПа, что в 1.4 раза выше, чем у крупнокристаллического аналога. Динамический предел текучести возрастает с 120 до 210 МПа. Таким образом, с помощью деформационно-термической обработки получен СМК композит с высокими механическими свойствами в широком интервале внешних воздействий.

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура», №АААА-А18-118020190116-6, №АААА-А19-119071190040-5), при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект №18-03-00102).

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Шурыгина Н.А.¹, Черетаева А.О.¹, Глезер А.М.², Дьяконов Д.Л.¹,
Сундеев Р.В.^{1,3}, Томчук А.А.^{1,4}

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

² ФГАОУ ВПО «НИТУ «МИСИС»», Москва, Россия

³ ФГБОУ ВО «РТУ МИРЭА», Москва, Россия

⁴ ФГБОУ ВО «МГТУ им. Н.Э. Баумана», Москва, Россия

shnadya@yandex.ru

Технически чистый титан обладает более высокой пластичностью и коррозионной стойкостью по сравнению с титановыми сплавами, однако уступает им по уровню прочности. Для ряда применений, например, для медицины, чистый титан более предпочтителен из-за высокой биосовместимости и отсутствия токсичных элементов. Большое влияние на свойства чистого титана оказывает наличие определенного количества микролегирующих добавок.

Данная работа посвящена анализу влияния малых концентраций Mn и Fe на структуру, механические и электрохимические характеристики технически чистого титана марки ВТ1-0 после деформации путем деформации кручением при высоком квази-гидростатическом давлении (КВД) в камере Бриджмена.

В качестве материала для исследований были выбраны образцы двух составов технически чистого титана ВТ1-0, имеющие отличие в содержании микродобавок Mn и Fe, но практически одинаковое содержание других микролегирующих элементов Al, Mo и Si. В первом случае суммарное содержание (Mn+Fe) составляло 0,130 мас.% (Ti-1), а во втором случае – 0,668 мас.% (Ti-2). Содержание Mn и Fe в Ti-1 составляет 0,055 и 0,076 масс.%, в Ti-2 – 0,580 и 0,088 масс.% соответственно. Оба состава технически чистого титана относятся к одной и той же марке ВТ1-0 (ГОСТ 19807-91). Образцы в виде пластин толщиной 50 мкм были подвергнуты КВД ($P = 6$ ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения подвижного бойка 1 об/мин и при числе полных оборотов подвижной наковальни $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$ и 4.

Установлено, что определенное содержание микролегирующих элементов (Mn и Fe) оказывает заметное влияние на ряд структурных параметров и физико-химических свойств технически чистого титана при больших пластических деформациях методом КВД. Показано, что увеличение суммарной концентрации Mn и Fe от 0,130 мас.% до 0,668 мас.% приводит к снижению объемной доли ω -фазы, к повышению объемной доли рекристаллизованных зерен α -фазы и соответственно к снижению объемной доли деформационных фрагментов α -фазы, к снижению среднего размера рекристаллизованных зерен при $N \geq 2$ и к росту микротвердости при всех значениях N . Наблюдается также снижение стационарного потенциала коррозии в 1М-растворе соляной кислоты и увеличение коррозионной стойкости всех образцов после длительной выдержки более 90 суток в 1М-растворе соляной кислоты при 25°C. Концентрация микролегирующих элементов (Mn и Fe) не оказывает влияния на размер деформационных фрагментов титана после деформационной обработки методом КВД.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 18-08-00640а).

ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ МЕМБРАНУ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА Fe₉₂Si₆B₂

Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., ¹Михлин Ю.А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия

¹Институт химии и химической технологии СО РАН, г. Красноярск, Россия

fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Расширение спектра применения аморфных металлических сплавов ставит задачи по исследованию структуры и свойств этих материалов после различного рода воздействий, в частности, после выдержки в средах, ведущих к наводороживанию и коррозии. Степень наводороживания металлических сплавов определяется диффузионной способностью водорода. Последнюю можно оценить, измеряя плотность тока диффундирующего водорода через мембрану, изготовленную из исследуемого сплава.

В экспериментах использовали аморфный металлический сплав Fe₉₂Si₆B₂. Диффузию водорода через мембрану площадью $3,63 \cdot 10^{-4}$ м² и толщиной 25 мкм изучали в двухкамерной ячейке Деванатхана. Использовали растворы с концентрацией 0,1; 0,5; 0,99 моль/литр HCl. Изменение механических свойств определяли на электромеханической машине Instron-5565. Элементный состав поверхности образцов исследовали на рентгеновском фотоэлектронном спектрометре SPECS UNI-SPECS. Морфологию поверхности образцов исследовали на растровом электронном микроскопе Merlin. Микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3М.

Установлено, что диффузия водорода уменьшается с ростом кислотности среды, при неизменной ионной силе раствора. Такую зависимость можно объяснить с точки зрения существования двух форм адсорбированного атомарного водорода на поверхности аморфного сплава: надповерхностного – H⁺ и подповерхностного H^s, находящихся в динамическом равновесии. Эти формы водорода проявляются в ходе конкурирующих процессов поверхностной молизации и образования гидридов, осуществление которых определяются концентрацией рабочего кислотного раствора. Обсуждены возможные варианты взаимодействия водорода с неравновесной структурой исследуемого сплава. Предложены вероятные механизмы образования оксидов на поверхности сплава, блокирующих свободное прохождение водорода сквозь мембрану, а также рассмотрена кинетика данных процессов в зависимости от изменения кислотности рабочего раствора и сделан вывод – большее наводороживание происходит в менее кислых растворах.

Экспериментально установлено, что морфологические особенности разрушения и деформации после твердофазной диффузии связаны с образованием ветвящихся трещин и складчатых структур. На поверхности разрушения образуется «венный» рельеф характерный для аморфных металлических сплавов. Величина деформационных складок составляет от 200 до 700 нм. При увеличении концентрации водорода деформационный рельеф существенно не меняется.

Отмечено незначительное изменение механических характеристик аморфного сплава Fe₉₂Si₆B₂ (предела прочности, микротвердости, модуля Юнга).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513_а), часть исследований выполнена на оборудовании ЦКП ТГУ имени Г.Р. Державина, ЦКП Красноярского научного центра СО РАН.

МЕХАНИЗМЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Со

Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Васильева С.В.

ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Российская Федерация
fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Материалом для проведения исследования были выбраны ленты аморфного металлического сплава на основе Со, полученные методом спиннингования. Усталостные испытания проводились методами на растяжение и изгиб.

Испытания на растяжения проводились в знакопостоянном цикле с частотой 2 Гц. При росте усталостных трещин выявлены 4 характерные области: зарождения трещины, её роста, переходная зона и зона долома [1]. Механизм роста усталостной трещины (рис. 1) представляется следующим. После зарождения с торцевой поверхности образца на концентраторах нагрузки трещина формирует перед своей вершиной серию микропор, за счет направленной миграции свободного объема, которые после разрыва формируют на поверхности разрушения «ступенчатый» рельеф. Такой рельеф формируется вплоть до зоны долома. Одновременно рост трещины сопровождается формированием венного узора за счет образования микроуляжек при переходе усталостной трещины из одной плоскости в другую.

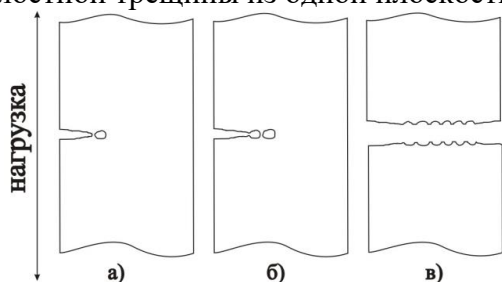


Рис. 1. Механизм развития усталостного разрушения с образованием микроуляжек в вершине трещины

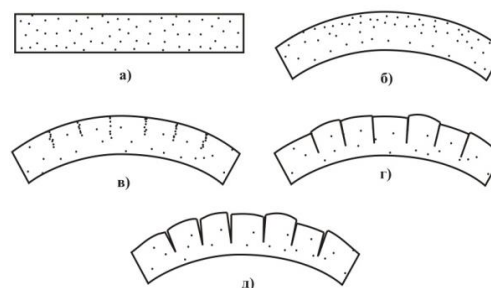


Рис. 2. Механизм зарождения трещин на поверхности образца при усталостных испытаниях на изгиб

При испытаниях на изгиб усталостное разрушение аморфных сплавов происходит за счет зарождения трещины со стороны растянутой поверхности. Трещина распространяется хрупко вплоть до зоны долома. Зарождение трещины происходит в результате перераспределения свободного объема. В ненагруженном образце свободный объем равномерно распределен (рис. 2а). При циклически повторяющихся изгибах происходит перераспределение свободного объема. Он мигрирует преимущественно в область растяжения (рис. 2б). За счет упругого взаимодействия образуются плоские скопления свободного объема в плоскостях нормальных к поверхности растяжения (рис. 2в) (наподобие образования полигональных стенок). В этих плоскостях зарождаются трещины, поверхности которых испытывают относительно друг друга касательный сдвиг (рис. 2г). Изгибные нагружения способствуют раскрытию трещины (рис. 2д). Образование подобных трещин и сдвигов наблюдали экспериментально [1].

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513 а)

1. Д.Ю. Федотов, В.А. Федоров, А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова, А.А. Шлыкова. Усталостные испытания ленточных металлических стекол на растяжение и изгиб // Вестник Тамбовского университета. Серия: Естественные и технические науки. - 2017. - Т. 22. - Вып. 5. - С. 1109-1114.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr, ФОРМИРУЕМОЙ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ АЗОТА И АРГОНА**Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н.***Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Объемные металлические стекла (МС) на основе циркония, подвержены питтинговой коррозии, являющейся частью локальной коррозии, способной за очень короткое время разрушить материал путем образования глубоких полостей-каверн. Этот тип коррозии считается одним из самых опасных. В отличие от общей коррозии, он не очень хорошо виден невооруженным глазом на поверхности материала, в связи с тем, что распространяется внутри материала, приводя к неблагоприятному изменению физико-механических характеристик.

Модификация поверхностных слоёв при ионной имплантации является одним из важнейших способов борьбы с питтинговой коррозией, которая может возникать при воздействии биологических жидкостей на объемные МС. При имплантации ионов аргона в металлические поверхности может происходить блистеринг. Имплантация ионов азота и аргона применяется для упрочнения поверхности и для улучшения коррозионных и фрикционных свойств стали, которые важны в медицине при изготовлении имплантов. В связи с чем, исследование свойств поверхности, объемных МС, подвергнутых ионной имплантации, является актуальным направлением прикладных и фундаментальных исследований.

В работе исследовано влияние имплантации ионами азота и аргона на поверхность сплава системы Zr–Cu–Ni–Ti–Ag. Ионная имплантация проводилась универсальным источником широкого ионного пучка «Пион»/ «Пульсар», обеспечивающего ионную обработку, как в непрерывном, так и в импульсно-периодическом режимах генерации. Площадь сечения ионного пучка составляет около 100 см². Модификация поверхности проводилась 4 режимами ионно-лучевой обработки ионами газа с энергией 15 кэВ с флюенсами $3 \cdot 10^{15}$ и $8 \cdot 10^{16}$ см⁻² с различными длительностями в интервале 80–128 с.

Фрактографические исследования показали наличие на поверхности МС блистеринга, при котором происходит разрушение поверхности. В независимости от режимов на поверхности наблюдается образование некой упорядоченной субзеренной структуры, которая может быть ответственна за получение материалов с новыми свойствами. Например, описанная модификация поверхности может привести к улучшению ее износостойкости. Исследован элементный состав поверхности сплава. Проникновение ионов азота в приповерхностный слой облучаемого материала приводит к образованию нитридных фаз металлов, входящих в состав, исследуемых образцов, способствующих увеличению предела текучести, и, как следствие увеличению микротвердости и прочности. Предложена методика исследования коррозионных свойств сплава в биологических жидкостях при длительном воздействии среды и средней температуре 310 К. Проведенные исследования показали, что после имплантации ионов Ag и N₂ качество поверхности остается достаточно высоким, несмотря на локальные участки образования блистеринга. Анализ элементного состава показал, что имплантация не влияет на среднестатистическое его изменение.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-42-680001p_a).

ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА

Федоров В.А., Березнер А.Д., ¹Перов Н.С., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
¹*Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия*
fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Магнитные свойства кристаллических систем были достаточно подробно изучены с классических и квантовых позиций в теоретических работах П. Ланжевена, В. Гейзенберга, В. Паули, Л.Д. Ландау, С.В. Вонсовского и др. Однако основной проблемой, при решении аналогичной задачи в аморфных магнетиках, является многочастичность и неупорядоченность системы, для которой не представляется возможным составление аналитических выражений периодического потенциала (зон), обладающих свойством линейности. Перспективным подходом, направленным на решение указанной проблемы является модель Я.П. Бирюкова [1]. Цель данной работы заключается в оценке применимости соотношений указанной модели к аморфным сплавам-магнетикам.

Измерение намагниченности и магнитной восприимчивости проводили на ленточных аморфных металлических сплавах (АМС) АМАГ-225 с весовым соотношением элементов Fe (73,5%), Ni (25%), Cr (1,5%), с использованием вибрационного магнитометра Lake Shore 7407, в магнитных полях до 1600 Э. Также исследовали изменение ферромагнитного гистерезиса кобальтовых металлических стекол АМАГ (179, 180, 183, 186), до и после их обработки в различных условиях (изотермический отжиг, неизотермическая ползучесть, усталость).

Установлено, что модель Бирюкова позволяет проводить только качественное исследование магнитных свойств АМС для указанных сплавов, при этом выполняется соотношение слабой корреляции между усредненной магнитной и обменной (электростатической) составляющей: $\langle \sigma \cdot J \rangle = \langle \sigma \rangle \cdot \langle J \rangle$, что подтверждается магнитометрией и рентгеноструктурным анализом [2]. Аморфная магнитная система при комнатных температурах может рассматриваться в виде газа магнонов с нормальным распределением, частицы которого обладают большим числом степеней свободы по отношению к кристаллическим аналогам. Наличие у некоторых аморфных сплавов преимуществ по магнитным показателям в отношении кристаллических систем может быть объяснено отсутствием периодического коллективного воздействия спиновых волн (возмущений), а также слабым электростатическим влиянием со стороны соседних атомов на магнитное (спиновое) поле электронов (ввиду топологической неупорядоченности в структуре сплава). В связи с этим, при наложении внешнего магнитного поля перемагничивание АМС осуществляется с меньшей инерционностью (проявляется узкая петля гистерезиса).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513_a).

1. Biryukov, Ya.P. Possible magnetic phases in a two-species, disordered spin system / Ya.P. Biryukov, S.P. Dovgopol // *Physics of the Solid State*, – 1996. – vol. 38. – p. 1006–1010.
2. Berezner, A.D. Magnetic properties of Co-based and Fe-based tape amorphous alloys / A.D. Berezner, V.A. Fedorov, N.S. Perov, T.N. Pluzhnikova, D.Yu. Fedotov, A.A. Shlikova // *J. Phys.: Condens. Matter*, – 2020. – vol. 32. – p. 1–9.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr

Федоров В.А., Бойцова М.В., Плужникова Т.Н.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р.Державина, г.Тамбов, Россия
fedorov-tsu.tmb@inbox.ru

Аморфные металлические сплавы в процессе эксплуатации подвергаются воздействию различных внешних факторов, в том числе и ультрафиолетовому (УФ) облучению. Поведение сильнонеравновесных структур в таких условиях представляет не только научный, но и практический интерес. Цирконий находит широкое применение в ядерной энергетике.

Цель работы: исследование микротвердости объемных аморфных сплавов на основе циркония при воздействии УФ излучения и установление механизмов, вызывающих ее изменение.

В работе использовали объемные аморфные сплавы состава $(Zr_{46}(Cu_{4/5}Ag_{1/5})_{46}Al_8)$. Облучение образцов проводили с использованием ртутно-кварцевой лампы ПРК-2. Длина волны УФ излучения $\lambda=250-410$ нм. Время облучения варьировали от 1 до 7 часов. После каждого часа облучения образцы индентировали на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 100 граммов. Температура образцов оставалась постоянной. Каждому времени облучения соответствует не менее 10 замеров Hv.

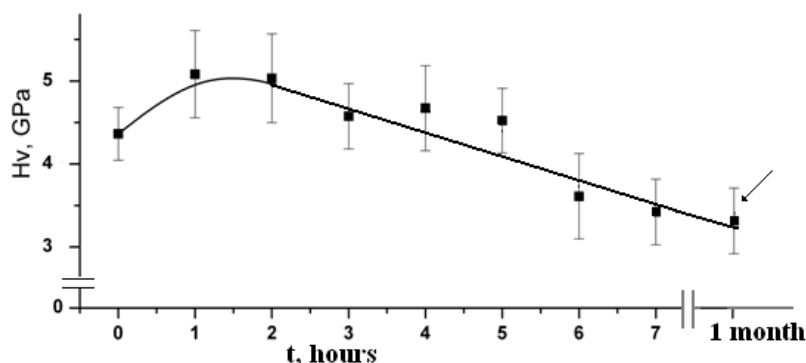


Рис. 1. Зависимость микротвердости объемного аморфного сплава на основе циркония от времени предварительного облучения УФ

Экспериментально установлено, что вначале (1–2 часа) при воздействии УФ излучения происходит незначительное увеличение микротвердости (~10%). При длительных временах выдержки наблюдается устойчивая тенденция к снижению микротвердости (рис.1). После облучения УФ в течение 7 часов образец выдерживался при комнатной температуре без каких либо воздействий в течение 1 месяца, после чего была измерена его микротвердость (стрелка на графике). Видно, значение осталось прежним, т.е. этот процесс можно считать необратимым. Наблюдаемые закономерности объясняются протеканием фотохимических процессов на поверхности сплава, вызванных действием УФ излучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-42-680001 p_a), часть исследований выполнена на оборудовании ЦКП ТГУ имени Г.Р. Державина.

МЕХАНИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ ВТСП $YBa_2Cu_3O_7$ ПРИ ЗАХВАТЕ МАГНИТНОГО ПОТОКА НИЖЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ПЕРЕХОДА

Петров А.О.¹, Маширов А.В.¹, Коледов В.В.¹, Терентьев Ю.А.¹,
Каманцев А.П.¹, Колесов К.А.², Шавров В.Г.²

¹ ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

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

alexandrpetrov291094@gmail.com

Источником сильных магнитных полей (> 10 Тл) для новых технологий на транспорте, в энергетике, медицине могут служить постоянные сверхпроводящие магниты из материалов с высокотемпературной сверхпроводимостью (ВТСП), охлажденных до криогенных температур. Однако способность удерживать сильные поля затруднена спонтанным разрушением материала. Целью работы является исследование процесса релаксации магнитной индукции при захвате магнитного потока в образце ВТСП $YBa_2Cu_3O_7$ от внешнего магнита с индукцией до 10 Тл в интервале температур 3–320 К. Установлено (см. рис. 1 а, б), что захвату препятствуют процессы разрушения образца (см. рис. 1 в, г). Были проведены эксперименты в магнитном поле 5 и 10 Тл. Эксперимент, в котором захваченное поле равно 5 Тл, показал стабильное поле без разрушения образца. В свою очередь, при 10 Тл при снятии внешнего магнитного поля захваченный поток ступенчато уменьшался до 2–3 Тл, что сопровождалось увеличением температуры образца, звуковым эффектом и вероятно последовательным образованием трещин. В докладе обсуждается физика процесса разрушения материала с ВТСП.

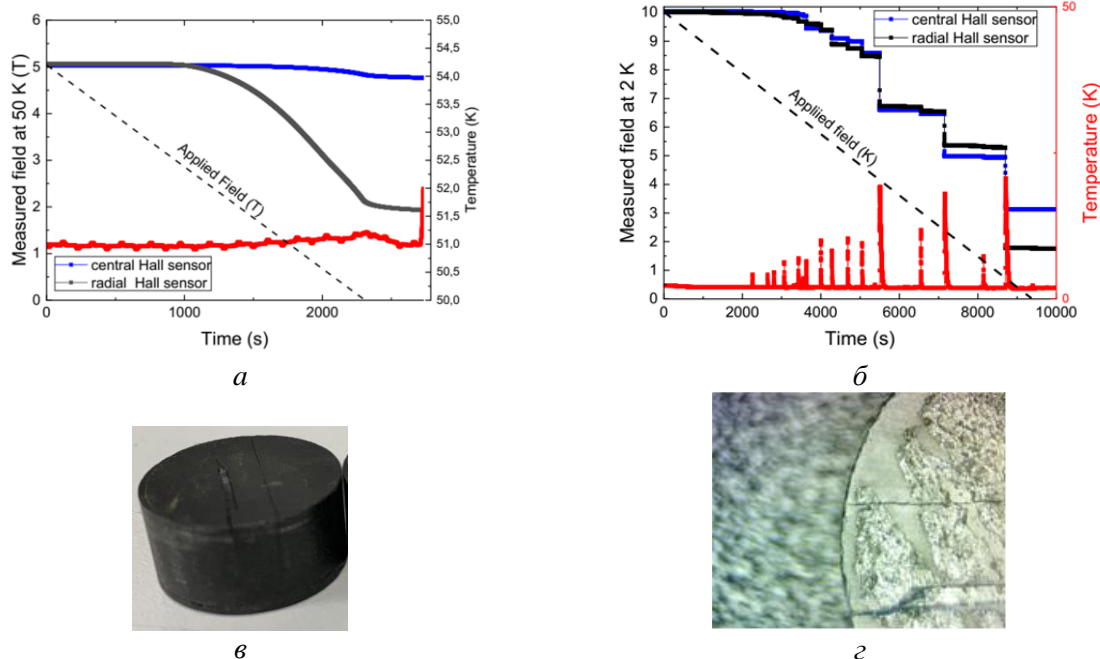


Рис 1. График зависимости захваченного потока при $T = 50$ К и расстоянии между образцами $d = 4$ мм (а), то же при $T = 10$ К и $d = 2$ мм (б), поверхностное разрушение образца ВТСП в 10 Тл (в), трещина на поверхности образца после эксперимента в поле в 10 Тл (г)

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00745).

ЭФФЕКТЫ МАГНИТНОЙ ПАМЯТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, ВЫЗВАННЫЕ МИКРОСКОПИЧЕСКИМИ Fe-СОДЕРЖАЩИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Скворцов А.А., Пшонкин Д.Е.

Московский Политехнический Университет, г. Москва, Россия
cryo140401@gmail.com

Работа посвящена изучению эффектов магнитной памяти в алюминиевых сплавах (Al–Mg–Si–Fe), вызванных микроскопическими включениями Fe₃Al.

Для проведения экспериментов использовались плоские алюминиевые образцы шириной в рабочей части 3,0 mm, длиной $l_0 = 80$ mm и толщиной 2 mm. В качестве источников постоянного магнитного поля использовались неодимовые магниты. Величина индукции магнитного поля в зазоре составляла до $B = 0.8$ Т. Время экспонирования варьировалось от 5 min до 120 min. Наличие Fe-содержащих включений и их химический состав определялся с помощью просвечивающей электронной микроскопии.

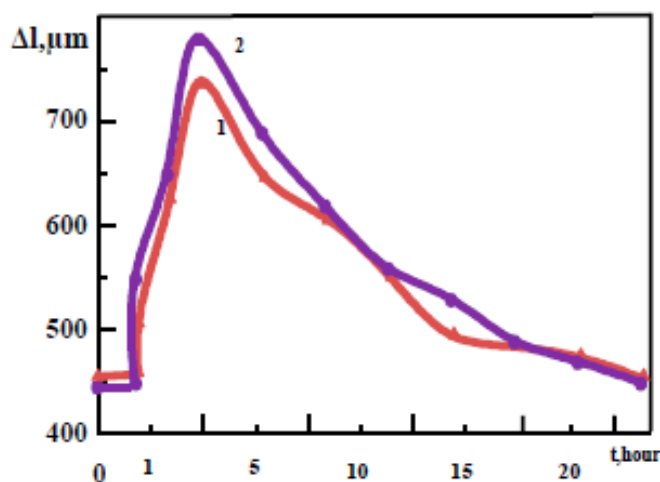


Рис.1. Эффект релаксации алюминиевого образца с включениями после экспозиции в МП. 1 – индукция поля 0,4 Т; 2 – индукция поля

честических деформаций на границе включение-матрица [1].

На основе проведенных экспериментов было выявлено, что характерное время эффекта «магнитной экспозиции» образцов в МП составляет ~25 часов (рис.1). Было выявлено также изменение дислокационной динамики в рассматриваемом сплаве, что приводит к изменению характера пластической деформации и процессам образования и роста трещин при разрушении.

Таким образом, предварительная экспозиция образцов в постоянном магнитном поле приводит к увеличению ползучести алюминиевого сплава (до 25%).

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 18-07-00564.

1. Skvortsov A.A. et al. Softening of the Al–Mg–Si–Fe alloy under magnetostriction of FeAl microinclusions. // Journal of Applied Physics. 2019. Vol.125. Issue 2.

ЭВОЛЮЦИЯ МОРФОЛОГИИ ПОРИСТОГО ДИАТОМИТА ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ

Лукьянов М.Н., Скворцова А.А.

Московский Политехнический Университет, Москва, Россия

michail3006@gmail.com

Несмотря на то, что диатомитовая керамика является перспективным материалом, свойства этого материала изучены явно недостаточно: до конца не исследованы физико-химические свойства пористого материала (модули упругости, пористость и их взаимосвязь), а также деформационное поведение и эволюция повреждений в них. Краткому рассмотрению этих вопросов и посвящена данная работа.

В качестве материала для исследований в работе использовались отформованные образцы диатомитовой керамики в виде параллелепипедов размером $15 \times 15 \times 100$ mm с пористостью свыше 30% и диапазоном рабочих температур применения до 900 °C. Её изготовление осуществлялось по стандартной технологии.

Металлографические исследования поверхностей деформированных образцов после снятия нагрузки до начала микроповреждений показали, что на поверхности образцов нет никаких следов перемещения локальных объемов материала, связанного с процессом прессования. Поскольку экспериментально перемещения объемов материала в поровое пространство обнаружено не было, то следует считать, что имеет место преимущественно упругое взаимодействие элементарных объемов в пористой структуре. Изучение микроструктуры образцов после испытаний на сжатие показало, что сформированные в материале фрагменты отделены друг от друга микротрещинами и несплошностями, образовавшимися на границах смежных блоков, вследствие локализации деформации в процессе нагружения. Сформированная при спекании блочная структура разрушается по границам блоков за счет разрушения хрупких перемычек, соединяющих блоки между собой. Сопоставление морфологии пористостей структуры образцов до и после деформации показало уменьшение размера среднего диаметра пор на ~30%.

Результаты исследований показали, что сформированная при спекании блочная структура разрушается по границам блоков за счет разрушения хрупких перемычек, соединяющих блоки между собой. Это может приводить к образованию между блоками диатомовых нитей (рис. 1).

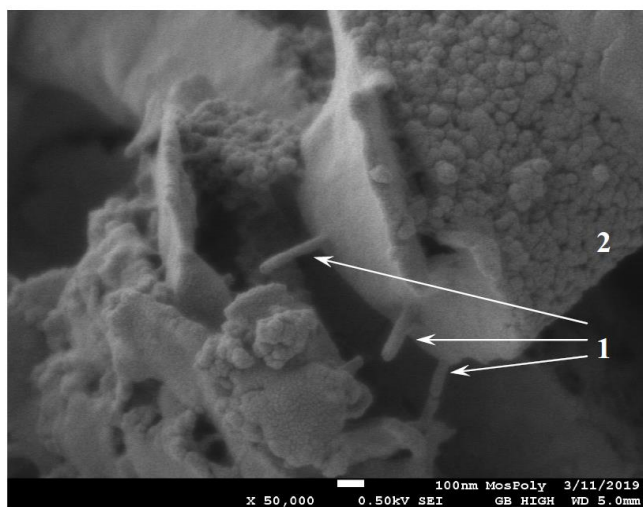


Рис.1. РЭМ фотографии поверхности образца керамики после сжатия образца: 1 – диатомитовые нити, 2 – матрица.

Работа выполнена в рамках проекта РФФИ № 18-29-27005.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ГИПОТЕЗЫ ЛИНЕЙНОГО СУММИРОВАНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ АНАЛИЗЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Гнатюк Е.О., Скворцов А.А.

Московский Политехнический Университет, Москва, Россия

janet_janet_2007@mail.ru

В настоящее время большое внимание уделяется повышению точности оценки эксплуатационной долговечности изделий, элементов конструкции и оборудования, работающих в условиях вибрации. С этой целью совершенствуются методы расчетов и испытаний образцов на усталость. В связи с большой длительностью, а, следовательно, и высокой стоимостью усталостные испытания по определению предела выносливости образцов зачастую ведутся не до разрушения, а до наработки, определенной базы испытаний N_b . При этом, образцы, отстоявшие базу испытаний без разрушения, испытываются вновь при более высоких уровнях вибронапряжений.

В качестве объекта испытаний используются плоские образцы из титанового сплава (BT6) 50 x 3,5 x 140 мм. Испытаниям на усталость характерен повышенный разброс результатов, что обусловлено большим числом различных факторов, влияющих на сопротивление усталостному разрушению. Основными факторами, определяющими рассеяние результатов испытаний на усталость, являются макро- и микронеоднородность структуры конструкционных материалов, неоднородность качества поверхности образцов и элементов конструкций, колебания в условиях испытаний.

Для повышения прочностных, вибрационных и усталостных показателей материала образцы были упрочнены на ультразвуковой и центробежной установках. После упрочнения были проведены определение поверхностных остаточных напряжений, усталостные испытания и фрактографическое исследование излома образца из титанового сплава (рис.1).

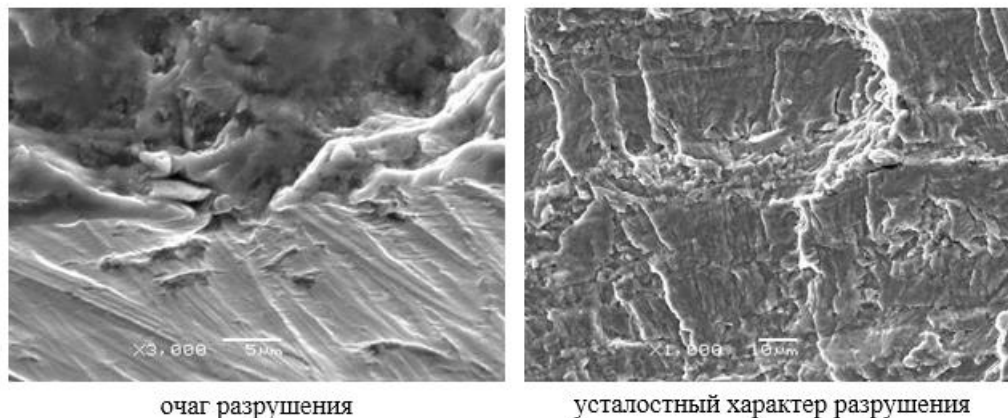


Рис. 1. Фрактография излома образца из титанового сплава

Предел выносливости образцов из титанового сплава увеличился в 15 раз после упрочнения поверхностного слоя внешними воздействиями. Использование гипотезы линейного суммирования повреждений при обработке результатов усталостных испытаний дает удовлетворительную для практики точность расчета предела выносливости материала.

Работа выполнена в рамках проекта No. FZRR-2020-0023/code 0699-2020-0023 Минобрнауки России.

ТЕНЗОР ДЕФОРМАЦИИ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ РЕСУРС ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti–Zr**Чернышева Т.Ю., Волков А.Е., Евард М.Е., Ребров Т.В.**

*Санкт-Петербургский Государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
Chernysheva-taty@list.ru*

В настоящее время сплавы с памятью формы (СПФ) активно используются в различных отраслях техники и медицины благодаря своим уникальным свойствам. Наиболее распространенным с точки зрения приложений сплавом является никелид титана (TiNi). Однако ужесточение требований к изделиям медицинского назначения привело к необходимости замещения потенциально канцерогенного никеля в СПФ на основе титана другими элементами, такими как цирконий, молибден и т.д. Сплав TiZr можно назвать высокопрочной и биосовместимой альтернативой титану. Данный сплав обладает большим сопротивлением ползучести при высоких температурах и прекрасной коррозионной стойкостью.

Для эффективного использования СПФ в различных приложениях необходимы модели, позволяющие адекватно рассчитывать деформацию этих материалов. Одним из важнейших материальных постоянных микроструктурной модели [1], используемой в данной работе, является тензор деформации превращения кристаллографической решетки исходной высокотемпературной аустенитной фазы в низкотемпературную мартенситную.

В данной работе произведен расчет матрицы тензора деформации при мартенситном превращении ОЦК \leftrightarrow ГПУ в сплаве TiZr. Предполагалось, что превращение осуществляется путем сдвига на плоскости $\{112\}_{\text{оцк}}$ в направлении $[111]_{\text{оцк}}$ и перетасовки атомов. Вычислены матрицы тензоров градиента деформации и Грина-Лагранжа. Полученная матрица тензора деформации была использована при моделировании функционально-механических свойств данного материала. Была выполнена оценка кристаллографического ресурса для данного превращения как максимальной величины главной деформации ($\approx 6,7\%$). В ходе моделирования была найдена такая ориентация монокристалла, при которой при реализации эффекта псевдоупругости наблюдается деформация, близкая к рассчитанному значению кристаллографического ресурса.

Исследование выполнено при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (РФФИ) 19-01-00685.

1. Belyaev F. et al. A Microstructural Model of SMA with Microplastic Deformation and Defects Accumulation: Application to Thermocyclic Loading // Mater. Today Proc. Elsevier Ltd., 2015. Vol. 2. P. S583–S587.

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА ПАРАМЕТРЫ РЕШЁТКИ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЧИСТЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛОВ

Томчук А.А.^{1,2*}, Мурадинова Л.Ф.^{1,3}, Железный М.В.³, Хайруллин М.Ф.⁴.

¹ *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия*

² *Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана (Национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия*

³ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия*

⁴ *Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия*
* tomchuk-a@yandex.ru

Изучено влияние больших пластических деформаций кручением в камере Бриджмена, производимых при значительном квазигидростатическом давлении, на параметры решётки, удельную намагниченность насыщения и коэрцитивную силу ферромагнитных металлов Ni, Co и Fe.

Воздействие высокого давления на образец, производимое совместно с большими деформациями, может приводить к необратимому изменению параметра кристаллической решётки, что хорошо согласуется с известным принципом Ле-Шателье. Примерами подобных эффектов могут быть значительные изменения параметра решётки металлических систем FeNi [1] и Fe–24 ат. % Al [2] после больших деформаций. Изменение межатомного расстояния способно влиять на степень обменного взаимодействия в соответствии с известной кривой Бете–Слейтера [3].

Показано, что большие пластические деформации никеля и кобальта в камере Бриджмена приводят к необратимому изменению параметров их ГЦК и ГПУ кристаллических решёток. Также столь значительные деформации вызывают повышение удельной намагниченности насыщения, что происходит вследствие изменения параметра кристаллической решётки этих металлов. Причина повышения удельной намагниченности насыщения железа иная, связанная с его дефектной структурой. Наиболее сильно эффект изменения удельной намагниченности насыщения проявляется у кобальта, где его приращение достигает пикового значения в 83% от исходной величины (образец без деформаций). У этого же металла сильнее всего изменяются параметры решётки и величина её микроискажений. Максимальное повышение намагниченности никеля составляет 8 %, а железа - 10 %, что значительно ниже в сравнении с кобальтом.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 19-02-00804 А.

1. Glezer A.M., Tomchuk A.A., Shchetinin I.V., Rostovtsev R.N. Features of relaxation processes in FeNi alloy upon megaplastic deformation in a Bridgman chamber. // Bulletin of Russian academy of sciences. 2016. V80. N.8.P. 1027-1032.
2. Глезер А.М., Либман М.А., Тимшин И.А., Щетинин И.В. и др. Эффект повышения намагниченности насыщения в сверхструктуре Fe₃Al под воздействием больших пластических деформаций. // Письма в ЖЭТФ. 2018. Т. 108, вып. 1. С. 52-56.

ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СХОЖДЕНИИ МЕДНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА

Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Дегтярев А.А.

Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, РФ
kheifetz@imp.uran.ru

Медные цилиндрические оболочки диаметром 48 мм, толщиной стенки 4 мм и длиной 200 мм покрывали цилиндрическим слоем взрывчатого вещества (ВВ). Слой ВВ в разных опытах имел толщину 3.0, 3.5, 4.0 и 4.5 мм. Нагружение оболочек осуществляли скользящей детонационной волной, которую инициировали с торца ВВ. Детонационная волна распространялась вдоль боковой поверхности и создавала в оболочках ударную волну. Под действием ударной волны оболочки сходились к оси симметрии, испытывая высокоскоростную деформацию (10^4 – 10^5 1/с). Нагруженные оболочки разрезали, и на поперечных сечениях изучали макро- и микроструктуру. Структура меди сохраняла результаты действия ударной волны и высокоскоростной деформации, и позволяла воссоздать процессы, происходящие при схождении [1].

При толщине слоя ВВ 3.0 мм схождение оболочки было неполным. Толщина слоя ВВ 3.5 и 4.0 мм была оптимальной для полного схождения оболочек. При толщине слоя ВВ 4.5 мм наблюдалась начальная стадия разлёта сошедшейся оболочки, что свидетельствовало об избытке подводимой энергии.

Ранее было показано [1], что фронт радиальной деформации при схождении теряет устойчивость, на поверхности оболочек возникают выступы и вмятины, то есть происходит гофрирование. В данных экспериментах была обнаружена взаимосвязь числа выступов (6, 9 и 12) с толщиной слоя ВВ (3.0, 3.5 и 4.0 мм). Отношение числа выступов (1: 1.5: 2) приблизительно такое же, как отношение квадратов толщин слоев ВВ (1: 1.4: 1.8). Примем, что кинетическая энергия, которую получила оболочка под действием ударной волны, прямо пропорциональна толщине слоя ВВ. Тогда число выступов приблизительно прямо пропорционально квадрату кинетической энергии оболочки в начале процесса схождения. Этот результат важен для анализа устойчивости фронта высокоскоростной радиальной деформации.

Оболочка, нагруженная с избытком подводимой энергии, испытала разлёт под действием растягивающих напряжений, возникших при отражении волн от оси симметрии. По длине оболочки образовалось два участка разлёта, разделённых участками полного схождения. Значит, на начальной стадии разлёта процесс носит периодический характер. Такой характер деформации объясняется чередованием волн роста и сброса напряжений в продольном направлении. Продольные напряжения складываются с радиальными, и повышается общий уровень напряжений. Так проявляется неустойчивость продольной деформации.

Под действием ударной волны в оболочках возникали откольные поры и трещины. Эти дефекты залечиваются при высокоскоростной деформации, при этом следы залечивания сохраняются в структуре [1]. При залечивании пор возникали участки с вихревой деформацией. В оболочке, нагруженной с избытком подводимой энергии, захлопывание отдельных пор сопровождалось существенным возрастанием температуры, выше 1000°C . Были обнаружены округлые участки со столбчатыми кристаллами, что указывало на плавление меди и последующую кристаллизацию.

1. Зельдович В.И., Хейфец А.Э., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Смирнов Е.Б., Дегтярев А.А., Шорохов Е.В. ФММ. 2019. Т.120. № 4. С. 352-359.

СМЕЩЕНИЕ ХАРАКТЕРНЫХ ТЕМПЕРАТУР ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ В МИКРОРАЗМЕРНОМ СПЛАВЕ Ni–Mn–Ga–Cu

Маширов А.В., Каманцев А.П., Коледов В.В., Шавров В.Г.

*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия,
a.v.mashirov@mail.ru*

В данной работе, используя эмпирическую формулу Л.Л. Кунина для поверхностного натяжения металлов [1] по формуле Клапейрона-Клаузиуса было рассчитано смещение характерных температур термоупругого мартенситного превращения в сплаве Гейслера системы Ni–Mn–Ga–Cu в результате уменьшения размеров образца до нанометров. Было принято, что поверхностная энергия в более плотноупакованной высокотемпературной фазе (аустените) выше, чем в менее плотноупакованной низкотемпературной фазе (мартенсите). Тогда по эмпирической формуле Л.Л. Кунина для поверхностного натяжения металлов $\sigma = 444,5\psi/R^2 - 110$ эрг/см², где ψ – работа выхода электрона, R – радиус атомов металла, вычислялась поверхностное натяжение сплава в аустенитной и мартенситной фазах, для которого экспериментально было показано влияние размерного эффекта на магнитоструктурный фазовый переход [2].

На рисунке 1 приведена расчетная зависимость смещения характерных температур от размера образца, полученная из уравнения Клапейрона-Клаузиуса $T(\sigma)/T_0 = s \cdot \Delta\sigma/\lambda$, где λ – скрытая теплота магнитоструктурного ФП 1-го рода, $\Delta\sigma$ – разница поверхностных натяжений аустенитной и мартенситной фаз в Дж/м²; s – единица площади в м². Зависимость согласуется с экспериментальными данными в работе [2].

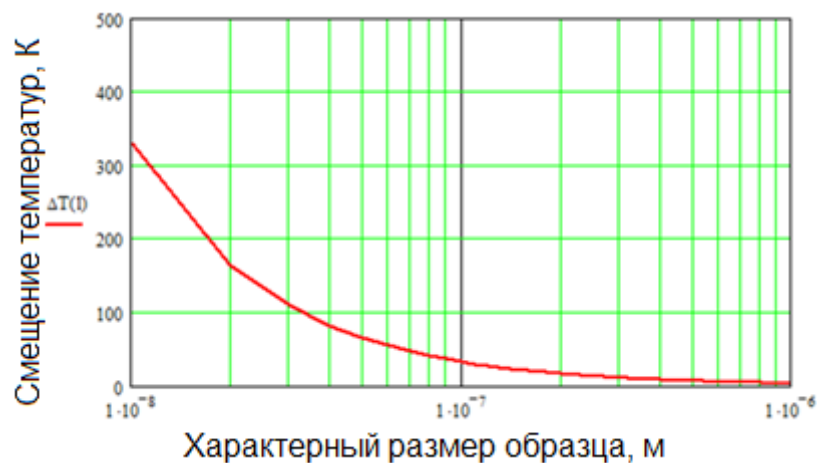


Рис. 1. Смещения характерных температур $\Delta T = f(l)$ для образца Ni₅₀Mn_{18.5}Ga₂₅Cu_{6.5} в виде куба со стороной $l = 10^{-9}..10^{-5}$ м

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Москвы в рамках научного проекта № 19-37-70012.

1. Семенченко, В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах / В.К. Семенченко. – М. : Гос. изд-во технико-теорет. лит., 1957. – 491 с.
2. Mashirov, A.V. et al. 2019. Magnetostructural Phase Transition in Micro-and Nanosize Ni–Mn–Ga–Cu Alloys. IEEE Magnetics Letters, 10, pp.1-4.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА Fe–18%Cr–8%Ni ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

*Борисова Ю. И., Юзбекова Д. Ю., Могучева А. А.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,

[*borisovayuliya94@mail.ru](mailto:borisovayuliya94@mail.ru)

В связи с растущим спросом на специальную сталь для производства высококачественного оборудования, разработки высокопрочных сталей являются предметом исследований во всех странах мира. Нержавеющая теплотехническая сталь аустенитного класса Fe–18%Cr–8%Ni, на сегодняшний день является лидером по практическому применению в конструкциях котлов угольных энергоблоков нового поколения, работающих при суперсверхкритических параметрах пара. Целью данной работы является изучение механического поведения аустенитной стали Fe–18%Cr–8%Ni, близкой по составу к стали S304H, в широком интервале температур деформации.

Слитки исследуемой стали Fe–18%Cr–8%Ni были прокованы при температуре 1180°C. Далее была проведена термическая обработка, включающая нагрев до температуры 1150°C, выдержку при этой температуре в течение 1 часа с дальнейшим охлаждением в воде.

Механические испытания проведенные при скорости деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, показали, что при температуре выше 530°C деформация образцов сопровождается неустойчивостью пластической деформации, проявляющейся в виде зубчатости на деформационных кривых. При температуре 530°C наблюдаются редкие не глубокие скачки характерные для типа E. В интервале температур 560–650°C на деформационных кривых наблюдается так называемый тип A прерывистого течения, выражающийся в резком возрастании напряжений течения и их резком спаде. Зубчатость типа A является следствием плоского скольжения, выражающегося в распространении деформационных полос на большие расстояния, и связана с взаимодействием подвижных дислокаций и атомов внедрения, таких как азот и углерод. Данный тип деформации значительно увеличивает прочность сталей аустенитного класса.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ГФЕН Китая в рамках научного проекта № 20-58-53053 с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТ ДЕФОРМАЦИИ И ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Cu–0,6Cr В УСЛОВИЯХ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Аксенов Д.А.^{1,2}, Асфандияров Р.Н.^{1,2}, Рааб Г.И.¹, Барышников М.П.³

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

²Институт физики молекул и кристаллов - обособленное структурное подразделение
Федерального государственного бюджетного научного учреждения Уфимского феде-
рального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа, Россия

³Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова, Маг-
нитогорск, Россия

AksyonovDA@mail.ru

Процессы фазовых превращений являются основополагающими в формировании комплекса физико-механических свойств сплава системы Cu–Cr. Так как традиционные методы практически исчерпали свои возможности, то методы, совмещенные с процессами интенсивной пластической деформации, имеют положительные перспективы в формировании повышенного комплекса функциональных свойств материала. При совмещении конформ процессов с методами ИПД важным фактором, влияющим на формирование конечного структурного состояния, является деформационный разогрев. К сожалению, работ посвященных изучению теплового эффекта в очаге деформации при использовании методов ИПД, в частности, РКУП, практически не существует. В данной работе разработан подход, позволяющий с достаточной точностью определить величину теплового эффекта и его влияния на структурно-фазовые превращения при деформации методом РКУП-конформ с формообразованием контактного провода из материала системы Cu–Cr. Верификация компьютерного моделирования с экспериментальными методами осадки единичного объема и РКУП процессов позволяют определить рациональные режимы для достижения повышенного комплекса физико-механических свойств конечных изделий. Таким образом, показано, что наиболее существенное влияние на нагрев оказывает скорость деформации. В процессе осадки при начальной температуре 400 °С увеличение скорости деформации с 0,264 до 21,4 с⁻¹ ведет к увеличению теплового деформационного эффекта с 120 до 250 °С. При этом с увеличением начальной температуры величина разогрева уменьшается. Так, при начальной температуре 20 °С и скорости деформации 2,14 с⁻¹ нагрев составляет 100 °С, а при начальной температуре 800 °С нагрев составляет 30 °С.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №19-19-00432).

СТРУКТУРА И ЖАРОПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ (Nb–V)-СПЛАВОВ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ С АЛЮМИНИЕМ

Прохоров Д. В., Коржов В. П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

prohorov@issp.ac.ru

Исследовали влияние ванадия на структуру и механические свойства слоистых композитов на основе Nb и его интерметаллических соединений с Al, изготовленных по твердофазной технологии. Композиты получали диффузионной сваркой под давлением многослойных пакетов, составленных из Al-фольг и фольг из сплавов Nb–5, 10 и 15 мас. %V. Режим сварки всех пакетов: 500°C, 1 ч при 4,1 МПа + 1700°C, 15 мин без давления и 15 мин при ~31 МПа. Толщина пакетов после сварки ~2 мм.

Структура композитов зависела от содержания ванадия в исходном сплаве Nb–V (рис. 1). Если в композите из сплава с 5 мас. %V зоны взаимодействия между слоями сплава и алюминия состояли из слоев $(Nb,V)_2(Al,Si)$ и $(Nb,V)_3(Al,Si)$ разделенных фазовыми границами, то в композите из сплава Nb–15 мас. %V они состояли только из соединения $(Nb,V)_3(Al,Si)$ и имели диффузные границы со слоями (Nb–V)-сплава. Кремний накапливался в интерметаллидных слоях будучи примесью Al-фольгам.

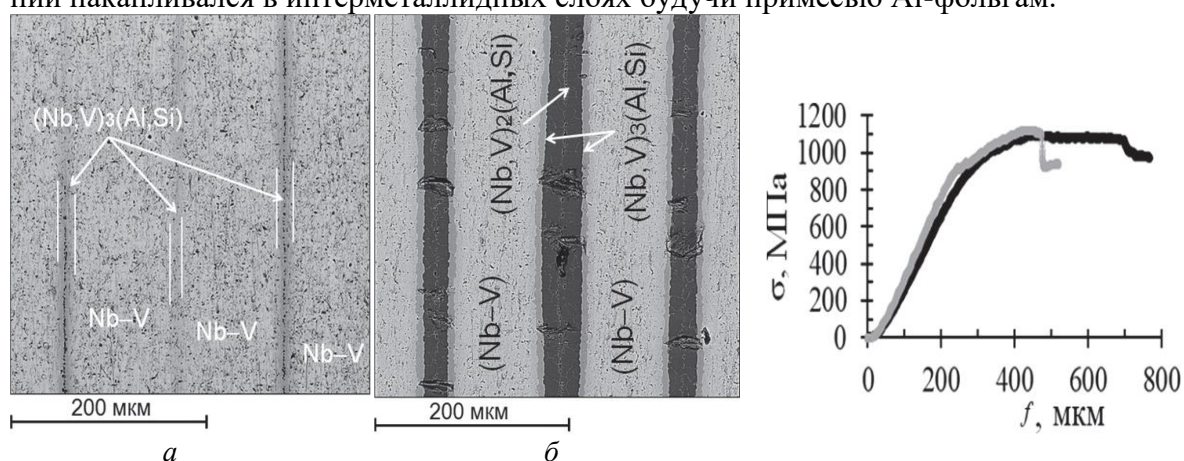


Рис. 1. Микроструктура композитов из сплавов Nb–5 (а) и 15 мас. %V (б) после сварки

Рис. 2. Характерная кривые испытаний на трехточечный изгиб слоистого композита из сплава Nb–10 мас. %V при комнатной температуре

Кратковременная σ_b и длительная прочности слоистых композитов возрастали с увеличением содержания ванадия в Nb-сплаве. Как при 20, так и при 1300°C σ_b повышалась соответственно с 660 и 270 МПа для композитов из Nb-сплава с 5 мас. %V до 1210 и 390 МПа для композитов из сплава с 15 мас. %V. Для всех композитов максимум на кривых деформации соответствовал прогибу ≈ 400 мкм, а прогиб до разрушения составлял 700–800 мкм (рис. 2). Все композиты при 20°C имели вязко-пластичный характер (!) разрушения с расслоениями вдоль хрупких интерметаллидных слоёв. Испытания на ползучесть показали 100-часовые прочности σ_{100} при 1300°C, равные 63,5 и 80,0 МПа соответственно для композитов со сплавами 5 и 15 мас. %V.

Композиты (Nb–V)/Al по прочности сравнимы с высоколегированными эвтектическими сплавами системы Nb–Si, но по вязко-пластичным свойствам намного превосходят их.

Работа выполнена при поддержке РФФИ. Грант № 18-33-01266 мол_а.

ПОЛЗУЧЕСТЬ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА ИЗ Nb-СПЛАВА С КАРБИДО-СИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ

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

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

prohorov@issp.ac.ru

Получение композита. На Nb-фольги наносились 2-стороннее покрытие из порошковой смеси ниобия с Ti, Mo, ZrH₂, Cr и Al определенной концентрации. Из них и отрезков лент термически расширенного графита формировался пакет. Его подвергали термообработке под давлением при 1500°C, в процессе которой порошок спекался с проникновением в него углерода. Затем пакет разбирали, на поверхности отрезков наносили Si-покрытие и составляли новый пакет, из которого после диффузионной сварки под давлением получали слоистый композит толщиной ~3,5 мм. В процессе сварки (1500°C, 19 МПа, 3 ч) происходило твердофазное «дообразование» сплава, образование карбида-силицидов и, собственно, слоистого композита из Nb-сплава (рис. 1, а). Светлые слои – это Nb-твердый раствор вместо Nb-фольг, между которыми расположены упрочняющие слои из карбида-силицидов металлов.

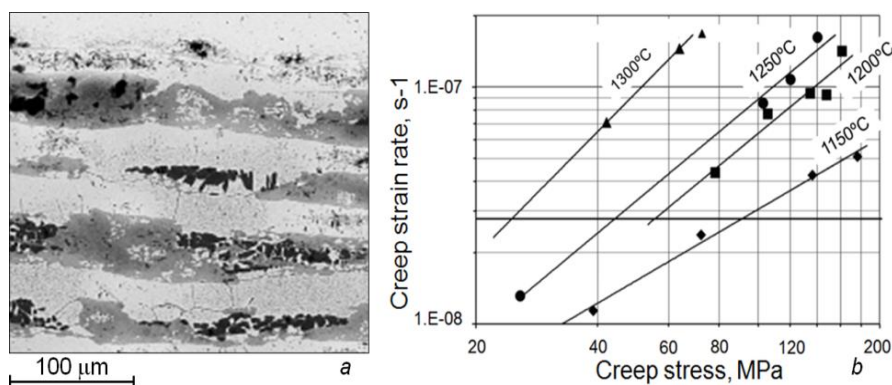


Рис. 1. Микроструктура композита после диффузионной сварки (а) и зависимости скорости ползучести от напряжения (б). Горизонтальная линия – уровень 100-часовой прочности

Испытания на ползучесть заключались в выдержках образцов под нагрузкой при 1150, 1200, 1250 и 1300°C и получении зависимости прогиба образца от времени (рис. 1, б). Величины нагрузок устанавливались существенно меньшими, чем нагрузки разрушения композита при его кратковременных испытаниях.

Относительную скорость деформации $\dot{\epsilon}$ на участке установившейся ползучести рассчитывали по формуле для скорости деформации (в s^{-1}): $\dot{\epsilon} = 4h \cdot f/l^2$ [1], где f – скорость прогиба (mm/s), h – высота образца (mm) и l – расстояние между опорами (mm). Результаты сравнивались с данными для сплавов Nb–Si, полученных методом направленной кристаллизации [2]. Композит имел больший уровень 100-часовой прочности: при 1150°C соответственно – 90 и 60 МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект №20-03-00296.

1. Светлов И.Л., Карпов М.И., Строганова Т.С. и др. Деформация и разрушение материалов, №11 (2019) 2–6.
2. Карпов М.И., Внуков В.И., Строганова Т.С. и др. Известия РАН. Серия физическая, 83, №10 (2019) 1353–1361.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВЕ Ti_2NiCu В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Морозов Е.В.¹, Кузнецов Д.Д.¹, Быбик М.С.¹, Коледов В.В.¹, Шавров В.Г.¹,
Федотов С.Ю.², Знаменская И.А.², Кули-заде Т.А.², Ситников Н.Н.²,
Шеляков А.В.³, Метлов Л.С.^{4,5}

¹Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

²Московский государственный университет, физический факультет, Москва, Россия

³НИЯУ Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия

⁴ГУ “Донецкий физико-технический институт”, Донецк, Украина,

⁵Донецкий национальный университет, Донецк, Украина

evgmorozov@gmail.com

В последние годы огромный интерес вызывает создание и изучение новых функциональных материалов. Много работ посвящено созданию миниатюрных и быстродействующих актуаторов, на основе сплавов с термоупругим мартенситным переходом и эффектом памяти формы (ЭПФ), в последние годы множество работ посвящено изучению эластокалорического эффекта (ЭКЭ) в этих сплавах, который по существу является эффектом, обратным ЭПФ и, как предполагается, может быть основой новой технологии твердотельного охлаждения.

Цель работы – экспериментальное изучение свойств быстроохлажденного сплава Ti_2NiCu в виде лент при периодическом растягивающих механических напряжениях с частотой до 50 Гц и создание физической модели ЭКЭ. Основные результаты: измерен методом скоростной термографии ЭКЭ в быстроохлажденных лентах сплава Ti_2NiCu в аморфном и поликристаллическом состоянии при механических нагрузках до 300 МПа с частотой до 50 Гц, (см. рис. 1 а) Максимальное значение ЭКЭ в кристаллическом состоянии составляет 21 °С при нагрузке 300 МПа и температуре 66 °С (Рис. 1б). В аморфных лентах сплава Ti_2NiCu при частотах до 10 Гц, в температурном диапазоне от 27 °С до 92 °С максимальное значение ЭКЭ составляет - 2 °С при нагрузке 300 МПа. Предложенная теоретическая модель хорошо объясняет знак и величину ЭКЭ в различных структурных состояниях сплава. Обсуждаются перспективы практического применения ЭКЭ в твердотельных холодильниках.

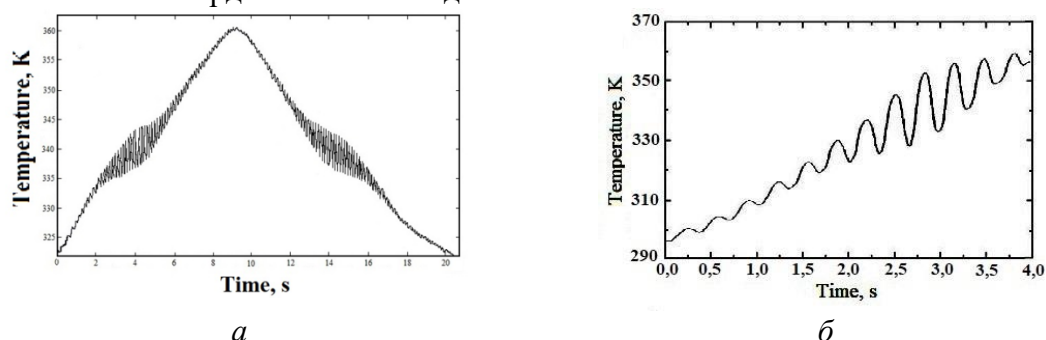


Рис.1. ЭКЭ в быстроохлажденном сплаве Ti_2NiCu , при периодическом воздействии растягивающей силы. (а) Временная зависимость температуры периодически растягиваемого образца при медленно нагреве/охлаждении. (б) ЭКЭ при постепенном нагреве под воздействием внешнего периодического растяжения с частотой 3 Гц, с амплитудой периодического механического напряжения 300 МПа.

Работа выполнена в рамках госзадания ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН при частичной поддержке грантов РФФИ № 18-07-01320.

ВЛИЯНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА КИНЕТИКУ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА МАГНАЛИЕВ

Мочуговский А.Г., Михайловская А.В., Поздняков А.В.

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия,
mochugovskiy@mail.ru

Легирование алюминиевых сплавов переходными и редкоземельными элементами, образующими наноразмерные частицы (дисперсоиды) получило распространение благодаря добавкам скандия и циркония, в том числе совместному их введению. При добавлении десятых долей процента скандия и циркония в структуре алюминиевых сплавов возможно сформировать наночастицы L12-фазы размером 5–10 нм, которые эффективно повышают термическую стабильность зеренной структуры и конечные прочностные свойства деформируемых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов разных систем легирования. Легирование скандием имеет один большой недостаток - даже десятая доля элемента в разы повышает стоимость полуфабрикатов, что обусловлено редкостью данного химического элемента в земной коре и в перспективе от скандия придется отказаться. При этом, скандий-содержащие сплавы – стратегический материал, используемый в космической и ракетной технике. Таким образом, поиск альтернативного скандию элемента/комплекса элементов, обеспечивающих эквивалентные эксплуатационные свойства, является стратегически важной задачей.

В данной работе сравнивались кинетика распада твердого раствора и механические свойства сплава Al–3Mg–0,28Zr без содержания Sc и сплава Al–3Mg–0,15Zr–0,1Sc с низким содержанием Sc. Приготовление сплавов проводили в лабораторной электрической печи сопротивления. Разливку производили в медную водоохлаждаемую изложницу при температуре расплава $830 \pm 10^\circ\text{C}$.

Распад твердого раствора происходил как по непрерывному, так и по прерывистому механизмам с образованием мелких однородно распределенных L12-дисперсоидов и веерообразных L12-выделений вблизи высокоугловых границ. Отжиг литых образцов обеспечил аналогичные максимальные значения твердости в исследованных сплавах, хотя для сплава без Sc требуется в 10 раз больше времени для достижения максимального упрочнения. Из-за более высокой диффузионной подвижности Sc увеличивает кинетику распада на начальном этапе отжига. По этой причине в сплаве со Sc двухступенчатый отжиг слабо влияет на твердость и прочность. При этом вторая высокотемпературная ступень отжига позволяет активизировать распад и значительно улучшить прочностные показатели в сплаве без Sc (таблица 1). Из-за высокой плотности L12-дисперсоидов листовые образцы обоих сплавов, подвергнутых оптимальным режимам отжига, сохраняли неперекристаллизованную структуру до 0,95Тпл.

Таблица 1. Механические свойства листов сплавов после 30 мин отжига при 250°C

Сплав	Режим отжига	$\sigma_{0,2}$ (МПа)	σ_B (МПа)	δ (%)
Al–Mg–Zr	$350^\circ\text{C}/100\text{ч}$	221 ± 4	282 ± 4	18 ± 1
	$350^\circ\text{C}/32\text{ч} + 400^\circ\text{C}/4\text{ч}$	242 ± 3	305 ± 2	19 ± 2
Al–Mg–Zr–Sc	$350^\circ\text{C}/8\text{ч}$	226 ± 6	283 ± 5	14 ± 2
	$350^\circ\text{C}/4\text{ч} + 400^\circ\text{C}/4\text{ч}$	230 ± 5	295 ± 3	13 ± 1

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 20-33-70170\19

ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО ГИДРИРОВАНИЯ НА ПОДСИСТЕМУ ДЕФЕКТОВ СПЛАВА Pd–Y

Акимова О. В.¹, Терешина И.С. ¹, Велигжанин А. А.², Светогоров Р. Д.²,
Каратеев И. А.²

¹МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

²НИИЦ Курчатовский институт, Москва, Россия
akimova@physics.msu.ru, tereshina@physics.msu.ru,
alexey.veligzhanin@gmail.com,
rdsvetov@gmail.com, iakarateev@gmail.com

Водородное влияние на структуру и структурочувствительные свойства металлов и сплавов известно давно [1], но механизмы управления этим влиянием до настоящего времени не развиты. Развитие возможностей управления влиянием окклюдированного водорода на структурочувствительные свойства -актуальная задача, выполнение которой без исследования кинетики деформационных процессов в гидрированных материалах невозможно.

Настоящая работа посвящена изучению процессов внутренней деформации диффузионных фильтров-мембран при повторном гидрировании их из газовой среды на примере мембранного сплава Pd_{0.93}Y_{0.07}. Металлическая система указанного состава интересна по целому ряду причин, но мы выделим два аспекта: а). - палладий обладает избирательной водородопроницаемостью и сплавы на его основе наследуют данную характеристику, способствуя получению высокочистого водорода [2]; б). сплав входит в триаду металлических систем с наиболее высокими показателями водородопроницаемости [3].

Исследование влияния водорода на дилатационные процессы в мембранном сплаве проведено методами электронной микроскопии и рентгеновской дифракции с использованием синхротронного излучения. Подтверждено явление дифракции на сверхрешетках, обнаруженное для исходного сплава до и после первичного его гидрирования из газовой фазы. Получены данные о сохранении в процессах гидрирования и последующей релаксации слоистой структуры с параметром 7 нм. Установлено, что повторное гидрирование приводит к углубленному выделению границ фазовых компонент сплава и изменениям поверхности мембранного фильтра.

1. Алефельд Г, Фелькл И. Водород в металлах. М.: Мир. 1981. 430 с.
2. Burkhanov G.S, Gorina N.B., Kolchugina N.B., Roshan N.R. Palladium – Based Alloy Membranes for Separation of High Purity Hydrogen from Hydrogen – Containing Gas Mixtures // Platinum Metals Rev. 2011. V. 55. Is. 1. P. 3–12.
3. Al-Mufachi N.A., Rees N.V., Steinberger-Wilkens R. Hydrogen selective membranes: A review of palladium-based dense metal membranes // Renewable and Sustainable Energy Reviews. 2015. V. 47. P. 540-551.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАЗВИТИЯ НЕУПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗГИБЕ И КРУЧЕНИИ КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (АТ.%)

Жапова Д.Ю., Гришков В.Н., Лотков А.И., Тимкин В.Н.,
Гусаренко А.А.

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

Целью данной работы является исследование закономерностей развития неупругой (при проявлении эффектов памяти формы и сверхэластичности) и пластической деформации при изгибе и кручении крупнозернистых образцов сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ (ат.%). При охлаждении и нагреве исследуемых образцов наблюдали только мартенситное превращение (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$ (где $B2$ – высокотемпературная фаза, а $B19'$ – моноклинная мартенситная фаза). Температуры начала и конца прямого МП – $M_H = 252K$ и $M_K = 223K$, а обратного МП – $A_H = 258K$ и $A_K = 273K$, соответственно.

Температура изотермических циклов «нагрузка-разгрузка» образцов при кручении и изгибе составляла $298 \pm 2K$, то есть была выше A_K . Заданная в процессе нагружения образца деформация (γ_t или ϵ_t), включает неупругую ($\gamma_{снд}$ или $\epsilon_{снд}$) и пластическую ($\gamma_{гр}$ или $\epsilon_{гр}$) деформации. Суммарная неупругая деформация ($\gamma_{снд}$ или $\epsilon_{снд}$) является суммой величин эффектов сверхэластичности ($\gamma_{св}$ или $\epsilon_{св}$) и памяти формы ($\gamma_{эфф}$ или $\epsilon_{эфф}$): $\gamma_{снд} = \gamma_{св} + \gamma_{эфф}$ и $\epsilon_{снд} = \epsilon_{св} + \epsilon_{эфф}$. Накопленную при данной γ_t (или ϵ_t) пластическую деформацию ($\gamma_{гр}$ или $\epsilon_{гр}$) определяли как остаточную деформацию при завершении формовосстановления в процессе нагрева разгруженных образцов до $470K$. В каждом последующем цикле величину γ_t (или ϵ_t) увеличивали.

Обнаружено, что зависимости суммарной неупругой деформации, полученные при изгибе и при перерасчёте деформации кручения в эквивалентные ей деформации растяжения (по Мизесу), практически совпадают. Пластические деформации при изгибе образцов исследуемого сплава и пластические деформации, полученные при перерасчёте деформации кручения в эквивалентные ей деформации растяжения, также близки. Вместе с тем, развитие эффекта сверхэластичности и эффекта памяти формы в зависимости от заданной деформации образцам при изгибе и кручении заметно отличаются.

Проведён анализ собственных результатов и литературных данных по влиянию различных способов задания деформации образцам, в том числе пластической деформации, на особенности накопления и последующего возврата неупругой деформации в виде эффектов сверхэластичности и памяти формы в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации № МК-1057.2020.8, гранта РФФИ №18-48-70040 p_a и государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.2.2.

ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЁПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Лотков А.И.¹, Батурич А.А.¹, Копылов В.И.², Гришков В.Н.¹,
Лаптев Р.С.³

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

²Физико-технический институт НАН Беларуси, Минск, Беларусь

³НИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

lotkov@ispms.ru

Представлены экспериментальные результаты исследования микроструктуры, мартенситных превращений (МП) и дефектов кристаллического строения в сплаве $Ti_{50}Ni_{47.3}Fe_{2.7}$ (ат.%) после равноканально-углового прессования (РКУП, угол между каналами 90° , маршрут В_с, 1–3 проходов, $T = 723K$). Показано, что исходная крупнозернистая структура образцов (зерна 20–40 мкм) после первого прохода РКУП трансформируется в зёрно-субзёрно-структуру (50–500 нм). Однородная субмикроструктурная (СМК) структура (средний размер зерен/субзерен около 300 нм) наблюдается после 3 проходов РКУП. Установлено, что последовательность МП (В₂→R→В_{19'}) и температура МП В₂→R в этом сплаве после РКУП не меняются (В₂, R и В_{19'} – высокотемпературная кубическая фаза и мартенситные фазы с ромбоэдрической и моноклинной структурами соответственно). Температура начала МП R→В_{19'} понижается, а объемная доля фазы В_{19'}, появившиеся при охлаждении до 77К, уменьшается с увеличением числа проходов РКУП. Дефекты кристаллического строения в сплаве $Ti_{50}Ni_{47.3}Fe_{2.7}$ и сплаве $Ti_{49.4}Ni_{50.6}$ (8 проходов РКУП, угол 120° , маршрут В_с, $T = 723K$) с СМК структурами В₂ после РКУП изучали методом позитронной спектроскопии времени жизни при комнатной температуре. Для спектров времени жизни позитронов (СВЖ), полученных для образцов тройного и двойного отожженных сплавов с крупнозернистой структурой, наблюдали однокомпонентные СВЖ со временем жизни позитронов $\tau_1 = 132$ пс и $\tau_1 = 140$ пс. Эти величины τ_1 соответствуют времени жизни делокализованных позитронов в «бездефектной» В₂ фазе. Для всех образцов, подвергнутых воздействию РКУП, наблюдали двухкомпонентные СВЖ. Компонент с $\tau_2 = 160$ пс, соответствующий аннигиляции позитронов, захваченных дислокациями, наблюдается для всех образцов после 1–8 проходов РКУП. Компонент с $\tau_3 = 305$ пс, соответствующий аннигиляции позитронов, захваченных вакансионными нанокластерами, был обнаружен только после первого прохода РКУП. Компонент с $\tau_3 = 200$ пс, соответствующий аннигиляции позитронов, захваченных вакансиями на подрешетке Ti структуры В₂, наблюдается для всех образцов после 3-8 проходов РКУП. Обсуждается корреляция между появлением структурных дефектов различного типа и эволюцией микроструктуры с увеличением числа проходов РКУП.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.2.2 и при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-48-700040 p_a).

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ТРУБЫ ИЗ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО СПЛАВА НА ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ

Матвиенко О.В., Данейко О.И., Ковалевская Т.А.

*Томский Государственный архитектурно-строительный университет
Томск, Россия, matvolegv@mail.ru*

Одним из приоритетных направлений современного материаловедения является получение материалов, обладающих повышенными прочностными и эксплуатационными характеристиками. В связи с этим применение дисперсно-упрочнённых сплавов открывает новые возможности для создания высокоэффективного оборудования в различных отраслях промышленности.

В рамках настоящей работы проведено исследование формирования элементов дислокационного ансамбля (сдвигообразующих дислокаций, призматических петель) в процессе пластической деформации гетерофазных сплавов с некогерентными упрочняющими частицами и их влияние на расширение пластической зоны в трубе, нагруженной равномерным внутренним давлением.

Математическая модель пластической деформации включает уравнения баланса деформационных дефектов, в которых учтены следующие процессы: генерация и аннигиляция матричных сдвигообразующих дислокаций, генерация и аннигиляция призматических петель вакансионного и межузельного типа, а также генерация и аннигиляция дислокаций в дипольных конфигурациях. Генерация и аннигиляция призматических петель происходит вблизи некогерентных упрочняющих частиц. В модели учтено, что при возрастании размера призматических петель в результате осаждения точечных дефектов соответствующего типа (например, в результате осаждения межузельных атомов на межузельные призматические петли) они могут терять устойчивость и переходить в разряд сдвигообразующих дислокаций. Для определения напряженно-деформированного состояния в стенках трубы система уравнений физической теории пластичности дополнена уравнениями равновесия, геометрическими и физическими соотношениями, связывающими деформации и перемещения, а также напряжения и деформации.

Увеличение генерации сдвигообразующих дислокаций с ростом давления приводит к утолщению области пластической деформации трубы и смещению границы между зоной упругой и пластической деформации материала к внешней стенке трубы. В пластической области трубы начинают формироваться дислокационные призматические петли, которые вносят значительный вклад в общую плотность дислокаций и в упрочнение материала. С увеличением размеров упрочняющих частиц генерация элементов дислокационной структуры увеличивается, при этом наблюдается рост предела упругого и пластического сопротивления трубы, тем более значительный, чем меньше расстояние между частицами.

Увеличение объемной доли упрочняющих частиц повышает сопротивляемость материала пластическим деформациям. В результате этого для того, чтобы стенки трубы подверглись пластическим деформациям, необходимо воздействовать на трубу значительно большим внутренним давлением.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО ГЦК-МАТЕРИАЛА С НЕКОГЕРЕНТНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Данейко О.И., Ковалевская Т.А.

Томский Государственный архитектурно-строительный университет
Томск, Россия,
olya_dan@mail.ru

Управление прочностными и пластическими свойствами конструкционных дисперсно-упрочненных материалов сохраняет свою актуальность до настоящего времени. Изучение роли деформационных дефектов кристаллической решетки в закономерностях пластического поведения материалов является необходимой составляющей методов исследования физических свойств материалов. В настоящей работе исследование проведено на основе математической модели пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов с ГЦК-матрицей и некогерентными недеформируемыми частицами, сформулированной на основе атомно-дислокационной интерпретации концепции упрочнения и отдыха. Математическое моделирование механизмов и процессов пластической деформации и эволюции дефектной структуры дисперсно-упрочненных материалов является необходимым дополнением экспериментальных исследований, поскольку позволяет проследить динамику явления, выявить процессы, доминирующие на разных стадиях деформации и структурообразования.

Модель включает уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, вакансионных и межузельных призматических петель, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, вакансий, бивакансий и межузельных атомов, а также уравнение, связывающее скорость деформации с дефектностью материала и приложенным воздействием [1]. В модель включены наиболее существенные из механизмов генерации и аннигиляции деформационных линейных и точечных дефектов.

Учитывается, что для материалов с недеформируемыми частицами существует некоторая критическая величина плотности дислокаций [2], определяемая масштабными характеристиками упрочняющей фазы, при превышении которой качественно изменяется характер дефектной структуры зоны сдвига. В условиях докритической плотности дислокаций основными элементами дислокационной подсистемы являются сдвигообразующие дислокации и призматические петли вакансионного и межузельного типа. В закритической области к ним добавляются дипольные дислокационные конфигурации.

Влияние скорости пластической деформации на эволюцию дефектной структуры дисперсно-упрочнённого материала определяется масштабными характеристиками упрочняющей фазы (размером частиц, расстоянием между частицами) и температурой деформации. При низких температурах изменение скорости деформации оказывает незначительное влияние на эволюцию составляющих дислокационной подсистемы. Но при повышении температуры (до 293 К для материалов с медной матрицей) уменьшение скорости деформации ведет к существенному уменьшению плотности призматических петель и дислокаций в дипольных конфигурациях, а также к снижению деформационного упрочнения материала. В материалах с наноразмерными частицами влияние скорости деформации на эволюцию плотностей дислокаций и напряжение течения значительно меньше, чем в материалах с более крупными частицами.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

1. Колупаева С.Н., Ковалевская Т.А., Данейко О.И. и др. / Известия РАН. Серия физическая. 2010. Т. 74. № 11. С. 1588-1593.
2. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е. Математическое моделирование пластической деформации гетерофазных сплавов. – Томск.: Изд-во Том. ун-та, 1992. – 168 с.

О ВОЗМОЖНОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО РЕНИЯ

Панфилов П. Е.

Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия,

peter.panfilov@urfu.ru

Согласно эмпирическим знаниям и результатам ТЕМ исследований, тугоплавкий ГПУ-металл рений ($T_{пл} = 3186^{\circ}\text{C}$) должен вести себя при комнатной температуре (КТ) подобно титану. Но это не так: в этих условиях он не поддается механической обработке. В сообщении рассматриваются причины такого поведения и обсуждаются возможные методы термомеханической обработки поликристаллического рения. Исследования проводили на образцах, полученных методами электронно-лучевой плавки (ЭЛП) и порошковой металлургии (ПМ). Деформационное поведение образцов, включая механизмы деформации, при КТ изучали при испытаниях по схемам прокатки, изгиба, среза и сдвига под давлением (НРТ). Боковые поверхности образцов аттестовали металлографическими методами, а структуру – методами РСА и ТЕМ. Сравнение с титаном и медью показало, что снижение доли растягивающих напряжений в схеме деформации, приводит к тому, что поведение рения становится близким к поведению этих пластичных металлов, а при НРТ в рении формируется стабильная ультрамелкодисперстная структура. Основным механизмом релаксации напряжений в поликристаллическом рении при КТ является зернограничное проскальзывание, как в крупнозернистых цинке, кадмии и сплавах титана. Следов дислокационного скольжения металлографическими методами обнаружено не было. Было показано, что при одноосном растяжении при КТ монокристалла в рении активируется только скольжение по плоскости базиса и механическое двойникование. Несмотря на высокое значение микротвердости по Виккерсу в недеформированном состоянии (около 6–7 ГПа), в процессе деформирования при КТ упрочнение рения невелико и не может считаться причиной плохой обрабатываемости этого металла. В качестве основной причины предлагается рассматривать то, что основным механизмом релаксации напряжений в поликристаллическом рении при этих условиях является зернограничное проскальзывание, присущее ГПУ-металлам в крупнозернистом состоянии. Подавить этот эффект и «заставить» работать дислокационное скольжение можно двумя известными способами. Первый – это уменьшить размер зерна путем ТМО заготовки, как это делается в случае слитков цинка. И второй – снизить долю растягивающих нагрузок в схеме деформирования заготовки, например, использовать ротационную ковку и волочение, а не прокатку.

Работа выполняется при поддержке РФФ (грант № 18-19-00217).

ЛОКАЛЬНЫЙ ТРИП-ЭФФЕКТ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С РАЗНОЙ СТРУКТУРОЙ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТА И ТРУБ

Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О.Н.

ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия,
mishetyan@bk.ru

Увеличение мощностей магистральных трубопроводов, предназначенных для транспортировки углеводородов из районов добычи и переработки в центры потребления, и освоение все более отдаленных месторождений газа и нефти, расположенных в регионах повышенной опасности (неблагоприятных климатических районах с суровым климатом, сейсмически активных зонах), предполагает ужесточение требований к качеству металла труб в отношении стандартных механических свойств, сопротивления хрупкому разрушению, свариваемости. В условиях перемещения грунтов одними из наиболее важных свойств металла является деформационная способность и склонность к деформационному старению.

В последние годы при создании перспективных материалов для газо-, нефтепроводных труб используются современные технологии производства листового проката с повышенным уровнем свойств, обеспечивающих высокую деформационную способность металла – освоено производство труб с повышенной деформационной способностью, прокладываемых в зонах активных тектонических разломов (АТР).

В формировании комплекса свойств, в том числе высокой деформационной способности, определяющим фактором является структурное состояние, формирующееся на основе подбора определенного химического состава, технологических параметров при производстве труб и зависящее от характера эксплуатации трубопровода. Определенное сочетание параметров (прочность, размер и др.) структурных элементов определяет характер распределения внутренних напряжений в металле, возникающих в ходе воздействия на него упругих напряжений и протекания микропластической деформации.

В данной работе приведены результаты исследования структуры и свойств до и после деформационного старения листового проката для труб из широко используемой низкоуглеродистой низколегированной стали со структурой бейнитного типа и труб для зон АТР, произведенных из стали подобного химического состава по другой технологии.

Определены критические степени деформации, при которых происходит исчерпание деформационной способности исследованного металла – отношение σ_T/σ_B стремится к 1. Исследование деформационного старения сталей для труб АТР показало, что они сохраняют деформационную способность вплоть до степени деформации 5% (бейнитная сталь – 3%), благодаря многокомпонентной контрастной структуре (феррит полигональной, квазиполигональной морфологии и высокоуглеродсодержащая составляющая в виде участков речного мартенсита и двойникового мартенсита в составе МА-составляющей), характеризующейся неоднородным распределением углерода, легирующих элементов, различной прочностью структурных составляющих, большим количеством свободных дислокаций, не закрепленных атомами внедрения.

ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni–Mn–Ga ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ МАКСИМАЛЬНОГО ЭФФЕКТА МАГНИТНОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Сиваченко А.П.¹, Дильмиева Э.Т.², Коледов В.В.², Иванова А.И.³

¹ГУ Донецкий физико-технический институт, Донецк, Украина,

²Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

³Тверской Государственный Университет, Тверь, Россия

aleksandr.sivachenko@gmail.com

При разработке технологии получения материалов с магнитной памятью формы необходимо учитывать физические механизмы, которые отвечают за гигантские деформации и эффекты памяти формы. Во-первых, это электронная структура сплавов, взаимодействующая с внешним магнитным полем и напрямую связанная с элементным составом сплава. Температура фазового перехода также чувствительна к изменению состава материала. Во-вторых, эффект магнитной памяти формы реализуется путем двойникования кристаллической структуры при мартенситных превращениях. Следовательно, наиболее сильные эффекты магнитной памяти формы должны проявляться в монокристаллах с однородным контролируемым элементным составом. В настоящее время практически все образцы для исследований магнитной памяти формы на основе соединений Ni–Mn–Ga изготовлены по единой схеме многократного переплава порошков исходных элементов в аргонно-дуговой печи, и последующего выращивания монокристаллов методом Бриджмена в герметичных тиглях. При этом происходит перераспределение примесей по длине кристалла (рис.1). Соответственно, для решения задачи однородного химического состава для получения монокристаллов системы Ni–Mn–Ga предложена технология синтеза на основе метод Чохральского с перемешиванием расплава в процессе роста. Перемешивание расплава подавляет влияние равновесного коэффициента сегрегации элементов и повышает однородность распределения примесей вдоль оси кристалла (рис.2).

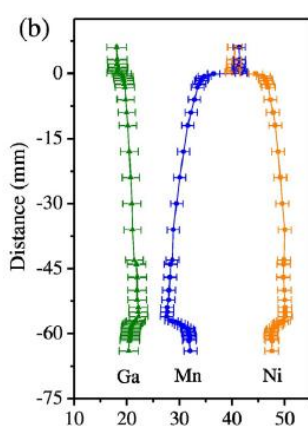


Рис.1. Изменение концентрации элементов по длине образца в монокристалле выращенном по методу Бриджмена [1]

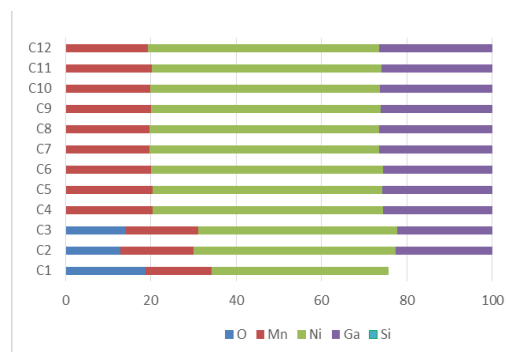


Рис.2. Распределение элементов вдоль оси монокристалла выращенного по методу Чохральского

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых российских ученых МК-355.2020.2, а также гранта РФФИ 18-07-01320.

1. Y. Dai, L. Hou, Y. Fautrelle et al. Materials and Design 134 (2017) 469.

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДИНАМИКУ ПОЛОС ПОРТЕВЕНА-ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ

Желтов М.А., Гасанов М.Ф., Денисов А.А., Золотов А.Е., Шибков А.А.

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

Алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Mn широко используются как конструкционные материалы в авиационной отрасли, химическом машиностроении и автопроме. Эти сплавы демонстрируют прерывистую деформацию, известную как эффект Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) в широком температурно-скоростном диапазоне механических испытаний. Несмотря на многочисленные исследования эффекта ПЛШ механизмы этого явления, его связь с формированием полос макролокализованной деформации до сих пор остаются дискуссионными вопросами. Исследование влияния внешних воздействий различной природы (электрического тока, лазерного излучения, ударного воздействия и т.д.) на эффект ПЛШ и локализацию пластической деформации в макрополосах представляет сравнительно новое направление в физическом материаловедении, важным как с научной так и с практической точек зрения [1, 2].

В настоящей работе методами высокоскоростной видеосъемки и акустической эмиссии исследовали влияние импульсов ИК-лазерного излучения на эффект ПЛШ и полосообразование в алюминий-магний-марганцевом сплаве АМг6. Образование полос локализованной деформации, инициированных лазерным воздействием является негативным явлением, которое может возникнуть при лазерной обработке поверхности металла, демонстрирующего эффект ПЛШ. Установлено, что даже одиночный лазерный «укол» длительностью до ~ 1 мс боковой поверхности деформируемого одноосным растяжением плоского образца сплава АМг6 может существенно уменьшить критическую деформацию появления первого скачка напряжения и спровоцировать преждевременное появление нескольких десятков скачков напряжения на кривой растяжения и, соответственно, полос макролокализованной деформации на поверхности металла. Показано, что в условиях ползучести локальное действие импульса лазерного излучения выполняет роль триггера – «спускового крючка» для быстрой релаксации внутренних напряжений в металле, приводящей к развитию скачка пластической деформации амплитудой несколько процентов. Действие импульса лазерного излучения вызывает развитие сначала первичной полосы деформации, а затем, после окончания лазерного импульса, – сложной пространственно временной структуры деформационных полос. Из гистограммы полос следует, что наиболее вероятный дислокационный источник деформационных полос находится на ребре образца вблизи позиции лазерного «укола». Полученные результаты могут быть использованы для оценки рисков развития механических неустойчивостей при локальном воздействии импульсного лазерного излучения вблизи концентраторов напряжения в конструкциях из металлических сплавов, склонных к полосообразованию и прерывистой деформации, а также в технологиях лазерной сварки, прецизионной резки металлов, пробивания отверстий, маркировки поверхности и т.д.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 18-19-00304) с использованием оборудования ЦКП ТГУ им. Г.Р. Державина.

1. А.А. Шибков, А.Е. Золотов, М.Ф. Гасанов и др. // ФТТ. 2018. Т.60. № 9 С. 1632.
2. А.А. Шибков, М.Ф. Гасанов, А.Е. Золотов и др. // ФТТ. 2019. Т.61. № 8 С. 1414.

ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ И РАЗРУШЕНИИ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА В ВОДНОЙ СРЕДЕ

Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Кочегаров С.С., Шибков А.А.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,

Тамбов, Россия

shibkov@tsu.tmb.ru

Динамика и статистика деформационных полос Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) и разрушение алюминий-магниевого сплава АМгб, деформируемого в дистиллированной воде, исследовались высокоскоростными методами, включая методы электрохимической эмиссии и видеосъемки поверхности образца. Показано, что дискретные сигналы электрохимической эмиссии (ЭХЭ) – скачки электродного потенциала деформируемого сплава, – являются отображением сложной пространственно-временной структуры деформационных полос на одну степень свободы. Выявлен «магистральный» сет сигналов – совокупность сигналов ЭХЭ, отображающая структуру деформационных полос ПЛШ, остановившихся или проходящих через сечение образца, через которое пройдет магистральная трещина. Такая структура полос: а) спонтанно формируется в течение всей стадии прерывистой деформации; б) генерирует дискретные сигналы ЭХЭ с возрастающей амплитудой; в) включает в себя геометрически сопряженные полосы деформации, которые образуются для компенсации изгибающего момента, вызванного эволюцией отдельной полосы с избытком дислокаций одного механического знака [1].

Установлено, что в ходе растяжения образца статистика амплитуд сигналов ЭХЭ стремится к критической, которая свидетельствует о состоянии самоорганизующейся критичности [2]. В ходе прерывистого течения после достижения деформации Консидере сопряженные полосы ПЛШ постепенно с каждым последующим скачком напряжения формируют крестообразную структуру локализованной деформации шейки, в центре которой зарождается магистральная трещина. Выявлен «электрохимический предвестник» разрушения сплава АМгб в водной среде – серия сигналов ЭХЭ, отображающая дискретный характер формирования шейки. Синхронная высокоскоростная видеосъемка и измерение сигнала ЭХЭ показали, что форма фронта последнего сигнала ЭХЭ отражает кинетику подрастания трещины до момента разрыва образца [1]. Сигнал ЭХЭ, таким образом, является полезным физико-химическим инструментом непрерывного мониторинга деформационных полос и трещин в алюминиевом сплаве, деформируемом в водной среде, который позволяет считывать количество образующихся полос, фиксировать моменты зарождения полос, проводить их статистический и корреляционный анализ, регистрировать формирование последнего кластера дискретных сигналов ЭХЭ – предвестника «катастрофы» – образования шейки и разрыва образца [1-3]. Полученные результаты могут быть использованы для разработки технологии мониторинга зон локализации деформации и трещин в конструкциях или изделиях из алюминиевых сплавов, которые эксплуатируются в водных средах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 19-08-00395) с использованием оборудования ЦКП ТГУ им. Г.Р. Державина.

1. Шибков А.А., Гасанов М.Ф., Золотов А.Е. и др. // ЖТФ. 2020. Т. 90. № 1. С. 85.
2. Шибков А.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф. и др. // ФТТ. 2019. Т. 61. № 2. С. 296.
3. Шибков А.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф. и др. // Кристаллография. 2019. Т. 64. № 5. С. 720.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ

Кочегаров С.С., Шибков А.А.

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

В последнее время широкое применение находит лазерная обработка поверхности материалов, особенно металлов и сплавов. Тепловое действие лазерного излучения открыло широкий спектр практических приложений: лазерная сварка, пробивание отверстий, гравировка поверхности, лазерная термохимическая обработка и т.д. Первая особенность важна для сварки алюминиевых и титановых сплавов, применяемых в авиационной технике и судостроении. Одним из открытых вопросов является коррозионная стойкость этих сплавов после воздействия высокоинтенсивного лазерного ИК-излучения. В настоящей работе проведено численное исследование коррозии в водном растворе бинарного электролита поверхности алюминиевого сплава после лазерной обработки, а также выполнен сравнительный анализ с коррозией поверхности в отсутствии лазерного воздействия.

В качестве материала исследования выбран алюминий-магний-магний сплав АМгб, применяемый в авиационной технике. Сначала моделировалось формирование кратера на поверхности сплава под действием локализованного импульсного лазерного ИК-излучения с учетом фазовых переходов и частичной абляции вещества. При моделировании учитывалось, что локализованный нагрев приводит к большим градиентам температуры и неоднородному распределению термических напряжений, а после окончания лазерного импульса из-за высокой теплопроводности сплава происходит быстрая кристаллизация жидкой фазы, что также ведет к возникновению остаточных напряжений. Далее рассматривалась коррозия поверхности этого сплава, как частный случай коррозии под напряжением.

Численный расчет коррозии проводился при помощи разработанной дискретной модели. Для моделирования структуры поликристаллического сплава расчетная область разбивалась на ячейки в виде многоугольников Вороного, площади которых имели нормальное распределение. Учитывалось, что скорость коррозии зерен зависит от их кристаллографической ориентации, а также от величины и градиента остаточных напряжений. Это приводит к формированию в ходе коррозионного процесса шероховатой фазовой границы на мезоскопическом структурном уровне. Кроме того, было учтено, что границы зерен имеют более низкую коррозионную прочность, чем тело зерна. Снижение концентрации активных частиц в растворе агрессивной среды в ходе протекающей химической реакции приводит к затуханию процесса коррозии за конечное число итераций расчета. Установлено, что конечная морфология фазовой границы имеет фрактальную структуру с размерностью $d_s = 1.33$. Показано, что механо-электрохимический эффект, выраженный в изменении равновесного потенциала из-за остаточных напряжений, приводит к более высокой скорости коррозии образца, ранее подвергнутого лазерному излучению, по сравнению с образцом, поверхность которого не обрабатывалась лазером. Увеличение скорости коррозии носит неравномерный характер и связано преимущественно с пространственным распределением остаточных напряжений.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 19-38-90145 Аспиранты).

**ПЕРЕОРИЕНТАЦИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ВАРИАНТОВ ПОД НАГРУЗКОЙ
В СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТЕ МОНОКРИСТАЛЛАХ
ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ (ат. %)**

Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия, aida-tx@mail.ru*

Монокристаллы $NiFeGaCo$ испытывают обратимые деформации (сжатие до -6,2 %, растяжение до +13,5 %) при изменении температуры, под действием нагрузки за счет термоупругих $B2(L2_1)$ - $L1_0$ мартенситных превращений (МП) [1]. Известно, что получению больших обратимых деформаций на монокристаллах $NiFeGaCo$ способствует старение в мартенсите под нагрузкой (СМН) вдоль $[110]_{B2}$ -направления ($T = 423$ К, 1 час под $|\sigma| = 450$ МПа) [2, 3]. Стабилизированный при этом вариант мартенсита приводит, во-первых, к проявлению вдоль перпендикулярного $[001]_{B2}$ -направления растягивающего двустороннего эффекта памяти формы величиной +9,0 %. Во-вторых, в СМН-кристаллах вдоль $[001]_{B2}$ -направления в мартенсите созданы условия для проявления ферроэластичности (ФЭ) – больших обратимых деформаций за счет переориентации стабилизированного варианта $L1_0$ -мартенсита в циклах нагрузка/разгрузка при сжатии [2]. Исследование ФЭ ранее на монокристаллах $Ni_{49}Fe_{27}Ga_{18}Co_6$ не проводилось. Поэтому целью работы является выяснение закономерностей проявления ФЭ в зависимости от температуры испытания в СМН-монокристаллах $Ni_{49}Fe_{27}Ga_{18}Co_6$, ориентированных вдоль $[001]_{B2}$ -направления.

Экспериментально показано, что вся заданная до 15 – 17 % деформация в мартенсите при сжатии вдоль $[001]_{B2}$ -направления является обратимой в СМН-кристаллах в циклах нагрузка/разгрузка и/или с последующим изменением температуры. Наблюдение таких больших деформаций связано с переориентацией стабилизированного варианта $L1_0$ -мартенсита, сформированного за счет СМН, в более благоприятный вариант по отношению к внешней нагрузке. В этом случае максимальная обратимая деформация при переориентации мартенситных вариантов определяется степенью тетрагональности $L1_0$ -мартенсита ($|\epsilon_{ФЭ}| \approx 16,6$ %) [2]. Показано, что ФЭ с полностью обратимой деформацией до -15,0 % в СМН-кристаллах имеет место при 248 К $< T < 343$ К = M_s . Тогда как при $T < 248$ К такая же обратимая деформация наблюдается после разгрузки и дальнейшего нагрева до комнатной температуры. В интервале МП 343 К $< T < 373$ К наблюдаются двухстадийные кривые «напряжение-деформация», где переориентация мартенситных вариантов осуществляется через развитие прямого и обратного МП под нагрузкой, что подтверждается эластокалорическими эффектами.

Таким образом, экспериментально установлено, что СМН-монокристаллы $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ вдоль $[001]_{B2}$ -направления проявляют большие обратимые деформации при проявлении ФЭ до -15,0 % в широком интервале температур 203 – 343 К, в котором деформирующие напряжения не превышают 100 МПа. Монокристаллы, обладающие такими уникальными свойствами, могут значительно повысить эффективность термически и/или магнитно-управляемых приводов и сенсоров, работающих на основе сплавов с памятью формы.

Исследование выполнено за счет средств гранта РНФ № 20-19-00153.

1. R.F. Hamilton [et al.] // Acta Mater. – 2007. – V. 55. – P. 4867–4876.
2. E. Panchenko [et al.] // Scripta Mater. – 2019. – V. 162. – P. 387–390.
3. A.B. Tokhmetova [et al.] // Technical Physics Letters. – 2020. – V. 46. – № 6. – P. 621–624.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И IN-SITU ДИАГНОСТИКА СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ NiAl, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ГИП И СЛС

Левашов Е. А., Капланский Ю. Ю., Короткицкий А.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия, levashov@shs.misis.ru*

В работе представлены закономерности влияния параметров СЛС при использовании сферического порошка состава CompoNiAl-M5-3 (NiAl-12Cr-6Co-0,25Hf, ат. %) дисперсностью 10–67 мкм на структуру и свойства материала. Данный сплав в состоянии ГИП обладает высокими механическими свойствами ($\sigma_B = 2870 \pm 67$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1131 \pm 24$ МПа и $\varepsilon = 16,8 \pm 0,5\%$ при комнатной температуре и $\sigma_B = 682$ МПа, $\sigma_{0,2} = 455$ МПа и $\varepsilon = 57\%$ при 750 °С) по причине формирования иерархической структуры. Первый структурный уровень образуют зерна NiAl размером менее 40 мкм с некогерентными микронными выделениями α -Cr вдоль границ; 2^й уровень – упрочняющие субмикронные выделения α -Cr и Hf внутри зерен NiAl; 3^й – субзерна с когерентными нановыделениями α -Cr (менее 45 нм) и фазы Гейслера (Ni₂AlHf). Найден оптимальный режим СЛС, обеспечивающий воспроизводимое выращивание сложнопрофильных изделий, в том числе роторной лопатки турбины, с уровнем остаточной пористости $0,94 \pm 0,30\%$ и отсутствием микротрещин. Исследовано влияние режимов постобработки на структуру и термомеханическое поведение синтезированного материала. В интервале 873–1373 К проведены сравнительные испытания на осадку СЛС-образцов после старения и ГИП при скорости деформации – $0,001 \text{ с}^{-1}$. Газостатическая обработка СЛС-деталей способствовала снижению пористости до $0,25 \pm 0,08\%$, росту зерна и улучшению сопротивления вязкопластической деформации в результате подавления ползучести Кобла. Так, значения E , $\sigma_{0,2}$ при 800 °С для СЛС образцов после старения составили 58 ГПа и 334 МПа, а для образцов СЛС + ГИП – 75 ГПа и 495 МПа, соответственно. По результатам испытаний материала на высокотемпературную ползучесть установлен рост рабочей температуры на 80-85 °С, сопровождающийся ростом энергии активации ползучести, за счет проведения ГИП-обработки СЛС-изделий. Таким образом, для повышения эксплуатационных свойств деталей из сплавов на основе моноалюминида никеля, полученных по технологии лазерного синтеза на подложке, необходимо применение операции газостатической постобработки.

По технологии СВС получены порошки новых составов в системе NiAl-8Cr-6Co-xMo-1Nb-yHf ($x = 0, 2, 4$ и 6 ат. %; $y = 0,3; 0,9$ и $1,5$ ат. %) и изучено влияние концентраций легирующих добавок гафния и молибдена на структуру и свойства консолидированных методом ГИП образцов. Лучшим сочетанием механических свойств при 900 °С обладает сплав NiAl-8Cr-6Co-1Nb-0,9Hf ($E = 122$ ГПа $\sigma_B = 607$ МПа при $\varepsilon = 7,2\%$ и $\sigma_{0,2} = 495$ МПа). По уровню сопротивления упругой и пластической деформациям новый сплав значительно превосходит свойства CompoNiAl-M5-3 ($E = 93$ ГПа и $\sigma_{0,2} = 191$ МПа) при той же температуре. Особенностью сплава являлось выделение вдоль границ зерен со-направленных частиц NbCo (ОЦК: $a = 3,928 \text{ \AA}$) длиной 50–110 нм, повышающих жаропрочность. С помощью ПЭМ высокого разрешения проведены in-situ исследования структурных превращений в процессе нагрева и деформации сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках государственного задания (проект 0718-2020-0034).

ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА $Ti_{50}Ni_{20}Cu_{30}$ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ПРЕДЕЛАХ АМОРФНОГО СОСТОЯНИЯ

¹Шеляков А.В., ^{1,2}Ситников Н.Н., ²Хабидуллина И.А.,
¹Бородако К.А., ¹Дядечко А.А.

¹Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва

²ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г.Москва

AVShelyakov@mephi.ru

Развитие материалов с эффектом памяти формы (ЭПФ) в последнее время связано, с одной стороны, с разработкой эффективных способов их получения, а с другой стороны – с высоким комплексом физико-механических свойств, которыми они обладают, что обеспечивает их успешное применение в робототехнике, авиационных и космических технологиях, энергетике, приборостроении, биомедицине и биотехнологии [1, 2].

В данной работе использовался метод создания функциональных материалов с ЭПФ на основе сплавов квазибинарной интерметаллической системы TiNi–TiCu, заключающийся в использовании комбинированных экстремальных воздействий. С этой целью сплав системы TiNi–TiCu с содержанием меди 30 ат.% был получен быстрой закалкой из жидкого состояния при скорости охлаждения расплава около 10^6 К/с в аморфном состоянии в виде тонких лент толщиной 30–50 мкм [3]. Затем для стимулирования процессов нуклеации при дальнейшей кристаллизации, образцы сплава были подвергнуты дополнительной термической и деформационной обработке в пределах аморфного состояния: изотермический отжиг при разных фиксированных температурах ниже температуры расстеклования, механическое воздействие при внешнем растягивающем напряжении до 1000 МПа и одновременное термомеханическое воздействие. Кристаллизация сплавов из аморфного состояния проводилась с помощью изотермического отжига при 500 °С в течение 5 мин, а также методом электроимпульсной термообработки, заключающемся в пропускании через образец одиночного импульса электрического тока длительностью 10 мс.

Микроструктура поперечного сечения образцов изучались с помощью растрового электронного микроскопа FEI Quanta 600 FEG. Рентгеноструктурный анализ проводился на дифрактометре Shimadzu XRD-6000 в Cu-K α излучении. Для исследования процессов кристаллизации и характера мартенситных превращений в сплаве применялся метод дифференциальной сканирующей калориметрии на установке STA 449F1 Jupiter.

Проведенные исследования показали, что использование предложенного метода приводит к формированию субмикро- и нанокристаллических структурных состояний, которые улучшают функциональные свойства сплава, обеспечивая, в частности, сужение температурного гистерезиса и увеличение энтальпии мартенситного превращения.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №19-12-00327.

1. M. Kohl, H. Ossmer, M. Gueltig, C. Megnin, Shape Memory & Superelasticity 4 (2018) 127-142.
2. J. M. Jani, M. Leary, A. Subic, M. A. Gibson, Materials and Design 56 (2014) 1078-1113.
3. A. Shelyakov, N. Sitnikov, I. Khabibullina et al., Materials Letters 248 (2019) 48–51.

МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ni–Mn–Ga–Si ПОДВЕРГНУТОМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ

Мусабилов И.И.¹, Сафаров И.М.¹, Галеев Р.М.¹, Гайфуллин Р.Ю.², Гаджиев А.Б.³,
Алиев А.М.³, Коледов В.В.⁴, Мулюков Р.Р.¹

¹ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

² *Башкирский государственный университет, Уфа, Россия*

³ *Институт физики ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия*

⁴ *Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия*
irekmusabirov@mail.ru

Сплавы Гейслера системы Ni–Mn–Ga демонстрируют уникальные физические эффекты в области протекания в них мартенситного превращения. К этим эффектам относятся ферромагнитный эффект памяти формы и магнитокалорический эффект. Эффекты в поликристаллических и монокристаллических образцах сплавов данной системы изучены уже достаточно хорошо. Несмотря на значительные величины функциональных эффектов на пути практического применения данных материалов стоит проблема их пониженных эксплуатационных свойств. При многократных циклах мартенситного превращения сплавы подвержены разрушению. Для решения данной проблемы к сплавам данной системы возможно применение различных методов деформационно-термической обработки. Однако, как известно в результате возможно достаточно сильное снижение величины функционального эффекта.

В данной работе представлены результаты исследования магнитокалорического эффекта в поликристаллическом сплаве Ni_{54.1}Mn_{19.6}Ga_{24.6}Si_{1.7} в исходном литом состоянии и после деформационно-термической обработки (ДТО) методом всесторонней изотермической ковки (ВИК). Преимущество данного метода деформационной обработки заключается в получении объемной заготовки материала с большой плотностью дефектов, высоким уровнем внутренних напряжений и требуемой микроструктурой. Из полученной объемной заготовки возможно получение образцов необходимых размеров. Сплав был получен аргоно-дуговой выплавкой из элементов Ni, Mn и Ga высокой чистоты. Далее слиток был подвергнут вакуумной переплавке для получения заготовки пригодной для дальнейшей ДТО. В процессе вакуумной переплавки в кварцевом тигле в слиток продифундировали атомы кремния. Как показали дальнейшие исследования сплавов, полученных данным методом, наличие кремния не вызывает существенного влияния на функциональные свойства материала, а только смещает температуру мартенситного превращения в область низких температур.

ВИК выполнена при температуре 680°C за 6 переходов осадки на 15–35%. В результате такой обработки была получена двухкомпонентная микроструктура. В ней исходные крупные зерна размером порядка 100 мкм окружены прослойкой мелкозернистой структуры, сформированной в результате динамической рекристаллизации при деформации. Анализ температур мартенситного превращения методом дилатометрии показывает, что в результате обработки наблюдается снижение температуры превращения на величину около 10°C. Анализ МКЭ показывает, что его величина в сплаве в исходном литом и деформированном состоянии одинакова. Таким образом, в результате ДТО в сплаве не наблюдается деградации величины функционального эффекта. При этом наличие двухкомпонентной микроструктуры должно повысить механические свойства материала.

Исследования проведены при частичной поддержке РФФИ (№ 20-52-00047).

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКАХ

Быбик М.С., Зыбцев С.Г. Калашников В.С., Коледов В.В., Кузнецов Д.Д., Несолонов А.В., Петров А.В., Суслов Д.С., Терентьев Ю.А., Шавров В.Г.

¹Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

В последние годы огромный интерес вызывает создание и изучение новых функциональных материалов. Эффект Курдюмова – термоупругий мартенситный фазовый переход (ФП), объясняющий эффект памяти формы (ЭПФ) в интерметаллидах оказался одним из первых в ряду открытых позднее ярких эффектов, связанных с резким изменением размера, формы, температуры, энтропии и т.д. различных материалов, обусловленных протекающими в них ФП.

Цель настоящей работы - экспериментальное изучение проявлений структурного фазового прехода в монокристаллах (вискерах) соединения $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_2$ (см. рис. 1 а), известного тем, что в нем наблюдается ФП в сверхпроводящее состояние при $T = 80$ К. Переход протекает как двухстадийный (рис. 1 б). Ранее сообщалось о термоупругом поведении ВТСП [1]. В докладе впервые приводятся результаты экспериментального исследования проявлений ЭПФ, изменения структуры, проводимости в микрообразцах вискеро $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_2$ длиной до 1 мм и толщиной 100 – 1000 нм. Для манипулирования отдельными вискерами микро- и субмикронных размеров применяется технология, основанная на использовании нанопинцета с ЭПФ (см. рис. 1 а), подробно описанная в [2].

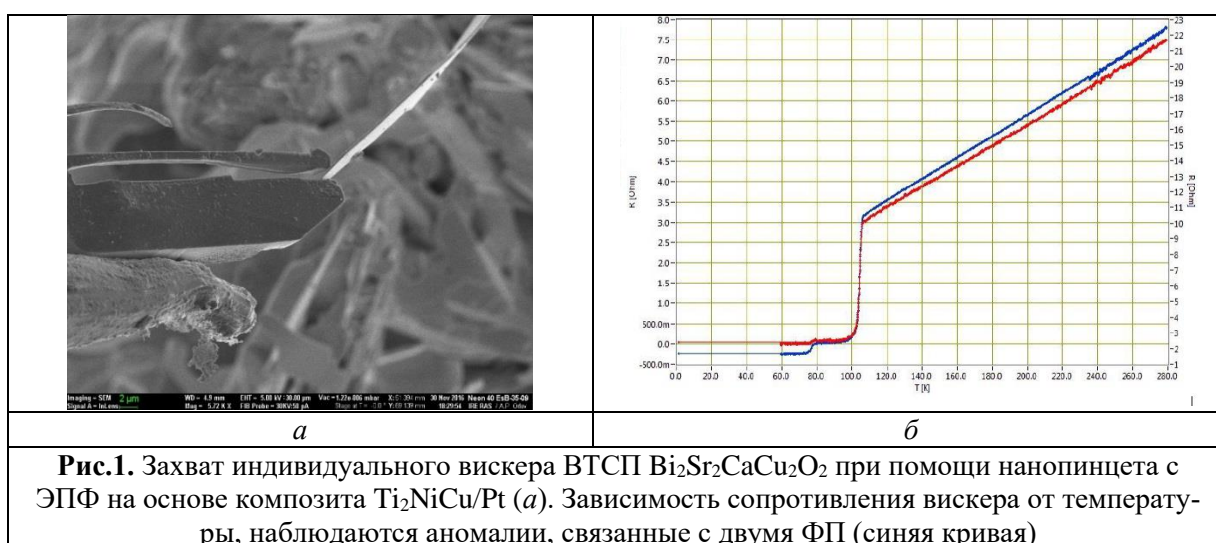


Рис.1. Захват индивидуального вискера ВТСП $\text{Bi}_2\text{Sr}_2\text{CaCu}_2\text{O}_2$ при помощи нанопинцета с ЭПФ на основе композита $\text{Ti}_2\text{NiCu/Pt}$ (а). Зависимость сопротивления вискера от температуры, наблюдаются аномалии, связанные с двумя ФП (синяя кривая)

Работа выполнена в рамках госзадания ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН при частичной поддержке грантов РФФИ № 18-07-01321, 18-57-70004, 17-57-80122.

1. Шевченко, А. Д., Шульженко, А. А. (1991). Эффект памяти формы в ВТСП керамике $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-d}$, полученной в условиях высокого давления. Физика и техника высоких давлений, 1(2), 57-60.
2. Lega, P., Koledov, V., Orlov, A., Kuchin, D., Frolov, A., Shavrov, V., Khovaylo, V. (2017). Composite Materials Based on Shape-Memory Ti_2NiCu Alloy for Frontier Micro-and Nanomechanical Applications. Advanced Engineering Materials, 19(8), 1700154.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni–Ti С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ

Калашников В. С.¹, Андреев В. А.^{2,4}, Коледов В. В.¹, Гундеров Д. В.³,
Кузнецов Д. Д.¹, Несоленов А. В.¹, Быбик М. С.¹, Шавров В. Г.¹

¹ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, г. Москва, Россия

²ООО "Промышленный центр МАТЭК-СПФ", г. Москва, Россия

³Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН (ИФМК), г. Уфа, Россия

⁴Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

vladimir.kalashnikovS@gmail.com

Функциональные сплавы на основе системы Ni–Ti с эффектом памяти формы (ЭПФ) находят широкое применение в приборостроении, нанотехнологии и медицине. Ведется поиск методов обработки сплавов для достижения оптимального сочетания надежности и функциональных свойств. Цель работы – сравнительное изучение термоупругих мартенситных превращений (ТМП) и ЭПФ в образцах прутков и микропроволоки, полученных методами низкотемпературной обработки давлением горячекованной заготовки (прутка) из сплава Ni_{49,8}Ti_{50,2}.

Образцы полуфабрикатов изготовлены на ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ» (г. Москва). Методами поперечно-винтовой прокатки в горячую при температуре свыше 700 °С (ГК) был изготовлен пруток Ø 20 мм, из него ротационной ковкой в теплую при температуре 350 °С (ТК) был изготовлен пруток Ø 5 мм и затем методами теплого и холодного волочения была изготовлена микропроволока Ø 0,1 мм. Измерение зависимости деформации образцов от температуры под постоянной нагрузкой $\varepsilon(t, \sigma)$ проводилось с помощью экспериментальных установок на трехточечный изгиб для прутков и на растяжение для микропроволок. На рис. 1 показаны результаты измерений для ГК прутка (рис. 1а), изготовленного из него ТК прутка (рис. 1б) и затем микропроволоки (рис. 1в). Показано, что ТК с Ø 20 мм до Ø 5 мм повысила максимальную обратимую деформацию ε_r^σ с 7 до 9 % и нагрузка σ при этом возросла с 700 до 1500 МПа. При изготовлении микропроволоки Ø 0,1 мм ε_r^σ возросла до 10 %, однако σ снизилась до 800 МПа. В работе также исследуется влияние наведенного механического напряжения и степени накопленной деформации в процессе изготовления полуфабрикатов на температуры ТМП и двухстадийные превращения типа B2-R-B19’.

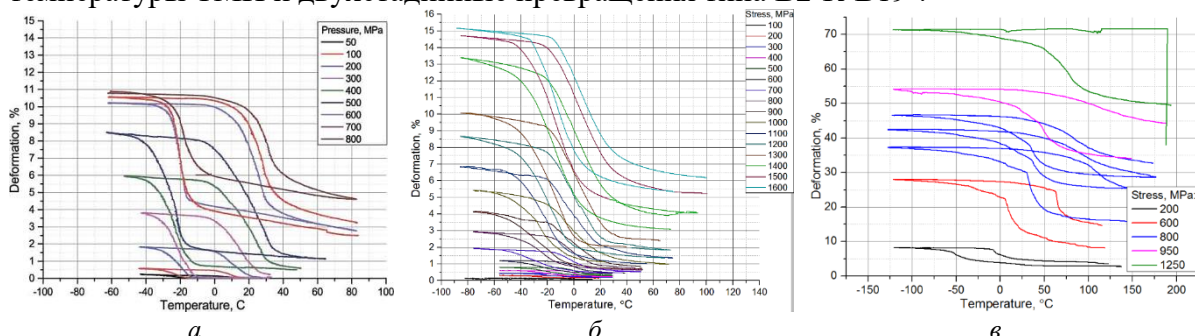


Рис. 1. Зависимости $\varepsilon(t, \sigma)$ для образцов сплава Ni_{49,8}Ti_{50,2} с ЭПФ: (а) ГК пруток Ø 20 мм, (б) ТК пруток Ø 5 мм, (в) микропроволока Ø 0,1 мм.

Работа выполнена в рамках госзадания ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН и ИМЕТ РАН № 075-00947-20-00 при частичной поддержке грантов РФФИ № 18-57-34002 Куба_т.

МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМАХ С РЕВЕРСИВНЫМИ ПЕРЕХОДАМИ 1-ГО РОДА

Вальков В.И.¹, **Каменев В.И.¹**, Головчан А.В.¹, Грибанов И.Ф.¹, Коледов В.В.²,
Шавров В.Г.², Митюк В.И.³

¹ГУ "Донецкий физико-технический институт", Донецк, Украина,

²Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

³ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению", Минск, Беларусь

Фазовые переходы в системах с магнитной и кристаллоструктурной неустойчивостью при определенных условиях могут протекать как реверсивные магнитоструктурные переходы 1-го рода: при понижении температуры возникновение магнитного порядка реализуется скачком, характерным для переходов 1-го рода, а при обратном повышении температуры плавное исчезновение магнитного порядка происходит как традиционный переход 2-го рода (рис.1). Подобные переходы сопровождаются рядом особенностей магнитных и магнитокалорических свойств (рис.1, 2). В настоящей работе на примере системы $Mn_{1-x}Cr_xNiGe$ показано, что при реверсивных переходах охлаждение образца приводит к магнитоструктурному переходу 1-го рода FM(hex)-FM(orth), а при нагревании образца наблюдаются два фазовых перехода: изоструктурный магнитный переход FM-PM и парамагнитный структурный переход из орторомбической в гексагональную фазу. В магнитном поле этот переход реализуется как периферийный магнитоструктурный переход 1-го рода с небольшим конечным скачком намагниченности.

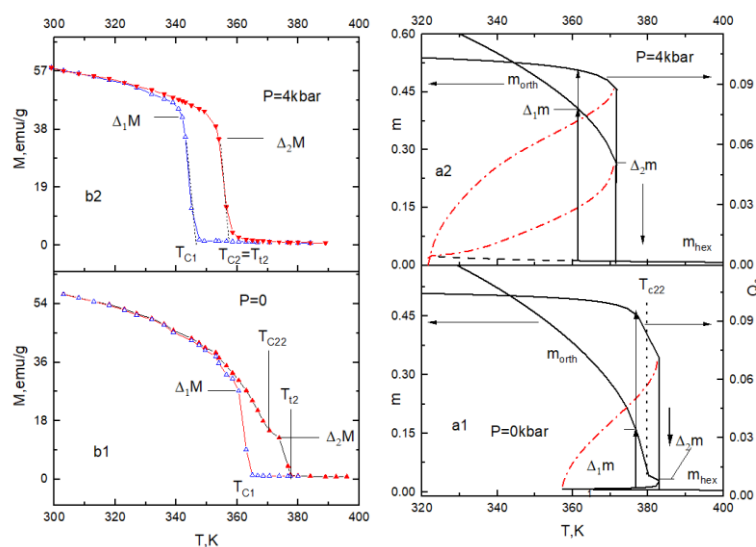


Рис.1. Трансформация реверсивного перехода в $Mn_{0.82}Cr_{0.18}NiGe$ под действием давления в поле $H = 0.97T$. Слева – экспериментальные данные, справа – теория

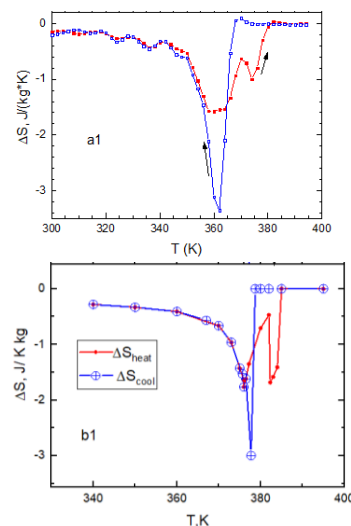


Рис.2. Магнитокалорический эффект в $Mn_{0.82}Cr_{0.18}NiGe$ при $\Delta B = 0-0.97 T$

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых российских ученых МК-355.2020.2, а также гранта РФФИ 18-07-01320.

ВЛИЯНИЕ РАЗРУШАЮЩИХ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ МАГНИТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ НА МАГНИТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ НЕКОТОРЫХ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Грибанов И.Ф.¹, Головчан А.В.¹, Коледов В.В.², **Каменев В.И.¹**, Нырков Н.Ю.¹

¹ГУ “Донецкий физико-технический институт”, Донецк, Украина,

²Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия
golovchan1@yandex.ru

С момента открытия Г.В.Курдюмовым термоупругого равновесия при структурных переходах в 1947 г. в интерметаллидах обнаружено множество новых материалов, в которых структурные фазовые превращения (ФП) обуславливают эффекты связи подсистем, например, магнитоупругий, электроупругий, магнитокалорический и др. Среди этих материалов выделяются соединения Mn с элементами 4 и 5 группы. В них при ФП происходит резкое изменение структуры и магнитных свойств. Как известно, в некоторых таких соединениях при магнитных и магнитоупругих ФП 1-го рода наблюдается т.н. virgin-эффект, т.е. значительное уменьшение величины гистерезиса на температурных зависимостях намагниченности при втором и последующих циклах охлаждения-нагрева образцов в сравнении с первым (см. рис.1). Как предполагается, он связан с большой разницей объема элементарной ячейки низкотемпературной фазы V_l в сравнении с объемом высокотемпературной фазы V_h , $V_l > V_h$.

Цель настоящей работы – изучить особенности магнитного поведения представленных на рис.1 магнитокалорических сплавов и проинтерпретировать его в рамках модели стрикционной блокировки зародышей с учетом влияния движения дислокаций. Важным моментом при этом является образование вокруг зародышей новой фазы слоя запирающих дислокаций с характерным размером dc , препятствующего их дальнейшему движению. От соотношения величины dc и линейных размеров образца d зависит степень релаксации напряжения. Если $d < dc$, то дислокации будут выходить за пределы образца, не образуя запирающего слоя. Исходные размеры рассматриваемых образцов, вероятно, больше dc , поэтому при первом охлаждении рост зародышей феррофазы блокируется, снижая температуру перехода в ферросостояние. Напряжения, возникающие при этом ФП, разрушают образцы на блоки, размеры которых, вероятно, меньше dc , а значит фактор дислокационной блокировки зародышей в дальнейшем действовать не будет. Для $Mn_{0.99}Fe_{0.01}As$ установлен критический размер кристаллитов $d = 0.3$ мм, ниже которого virgin-эффект в этом сплаве не проявляется.

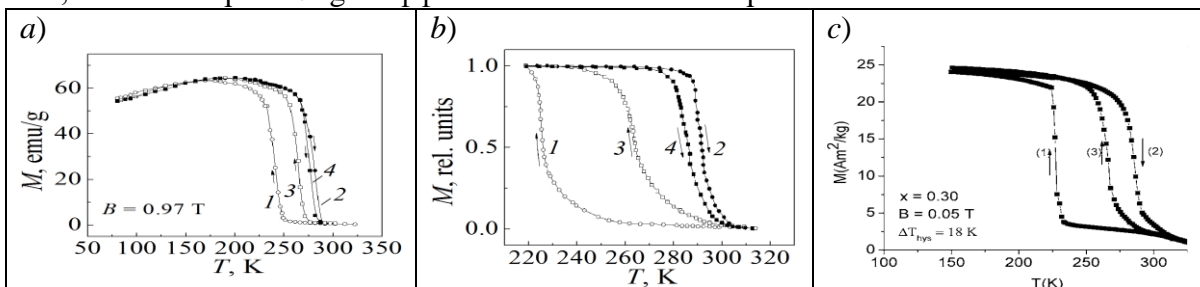


Рис.1. Проявление virgin-эффекта при магнитоупругом (a) и магнитокалорическом (b) ФП в сплавах $Mn_{0.89}Cr_{0.11}NiG$ (a), $Mn_{0.99}Fe_{0.01}As$ (b) и $MnFeP_{0.59}Si_{0.30}Ge_{0.11}$ (c). Кривые 1, 2 – первый цикл охлаждения-нагрева образцов, кривые 3, 4 – второй.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых российских ученых МК-355.2020.2, а также гранта РФФИ 18-07-01320.

ТЕРМОУПРУГИЙ МАРТЕНСИТНЫЙ ПЕРЕХОД И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКЕ

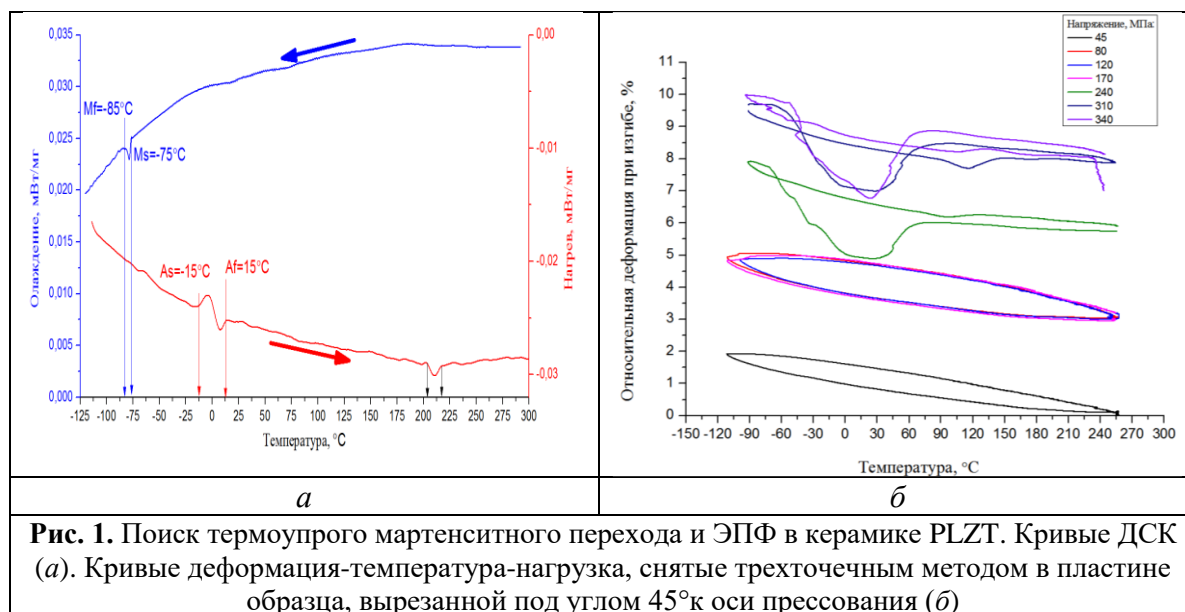
(Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O₃

Калашников В.С.¹, Коледов В.В.¹, Pelais-Barranco A.²
Кузнецов Д.Д.¹, Несоленов А.В.¹, Быбик М.С.¹, Шавров В.Г.¹

¹ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, г. Москва, Россия

² Ferroic Materials Group, Physics Faculty - IMRE, Havana University, Cuba
victor_koledov@mail.ru

Открытое Г.В. Курдюмовым в интерметаллидах явление термоупругого равновесия (эффект Курдюмова) позднее послужило толчком к обнаружению термоупругих, электроупругих, магнитоупругих и других эффектов в различных материалах. Цель настоящей работы – экспериментальный поиск эффекта памяти формы (ЭПФ) в сегнетоэлектрической керамике (Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O₃ (PLZT). Предварительные экспериментальные измерения, проведенные методом ДСК и трехточечного изгиба под постоянной нагрузкой, показали, что этот материал испытывает фазовый структурный переход первого рода и демонстрирует сильные обратимые деформации. Полученные данные (см. рис. 1) указывают на то, что низкотемпературный структурный переход имеет особенности, характерные для термоупругих мартенситных переходов, и сопровождается обратимыми деформациями при термоциклировании при механической нагрузке до 75 МПа (рис. 1 б). Наблюдаются гистерезисные эффекты и эффекты анизотропии, которые приводят к тому, что обратимые деформации проявляются наиболее ярко при приложении механического напряжения под углом к оси прессования. Обсуждается возможность управления деформацией при помощи электрического поля и наблюдения электрокалорического эффекта.



Работа выполнена в рамках госзадания ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН при частичной поддержке грантов РФФИ № 18-57-34002 Куба_т, .

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ТОКОМ

Пахомов М.А.¹, Корольков О.Е.², Столяров В.В.¹

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;

²Московский политехнический университет, Москва, Россия.

pakhomovmish@gmail.com

Известно, что действие импульсов электрического тока в процессе любой деформации приводит к электропластическому эффекту (ЭПЭ), который проявляется в изменении усилий деформации и пластичности металла [1]. Величина ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством и зависит как от материала, так и от вида/режима тока. ЭПЭ подробно исследован для многих материалов, однако для чистого Al эти сведения крайне ограничены. Цель работы заключается в исследовании воздействия одиночных импульсов тока высокой плотности при минимальном тепловом эффекте на механические свойства поликристаллического алюминия.

Материалом исследования выбран технически чистый алюминий АД1 в виде образцов проволоки $\varnothing 3 \times 20$ мм холоднокатаной и отожжённой при 350°C . Средний размер зерен в поликристаллической проволоке составлял $d = 20$ мкм. Образцы растягивали при скорости 1 мм/мин с одиночными импульсами тока амплитудной плотностью $j = 2000$ А/мм² и длительностью импульса $\tau = 1000$ мкс, вводимые каждые 20 секунд. В момент пропускания тока температура на образце не превышала 31°C .

Результаты эксперимента, показанные в табл.1 и на рис. 1, представляют механические свойства и кривые растяжения поликристалла алюминия.

Условия растяжения	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
Без тока	53	30	58
С током	45	24	64

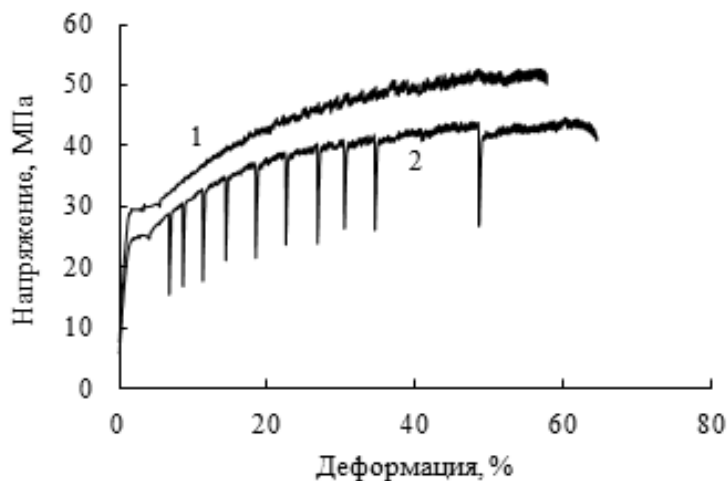


Рис. 1. Кривые напряжение-деформация при растяжении поликристалла. 1 – без тока; 2 – одиночные импульса

Видно, что одиночные импульсы тока приводят к разупрочнению: снижению напряжений течения, предела прочности, появлению скачков напряжения вниз с амплитудой $\Delta\sigma = 16$ МПа и увеличению относительного удлинения.

1. Спицин В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов.-М.: Наука. 1985. С. 160

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МОНОКРИСТАЛЛЕ

¹Пахомов М.А., ²Корольков О.Е., ¹Столяров В.В.

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва

²Московский политехнический университет, Москва

pakhomovmish@gmail.com

Электропластический эффект (ЭПЭ – хорошо известное явление снижения усилий деформирования и увеличения пластичности в проводящих поликристаллических материалах под действием импульсного электрического тока [1]. В работе сравнивается механическое поведение монокристалла алюминия при растяжении без тока и с током в форме одиночных импульсов.

Для исследования использовали пластину с крупными зернами (более 30 мкм) высокочистого алюминия А999 (99.999 %Al), из которой в одном из направлений вырезаны плоские образцы с размером рабочей части 0,7 x 3 x 13 мм³. Образцы подвергали

Условия растяжения	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Без тока	42	20	70
С током	44	20	100

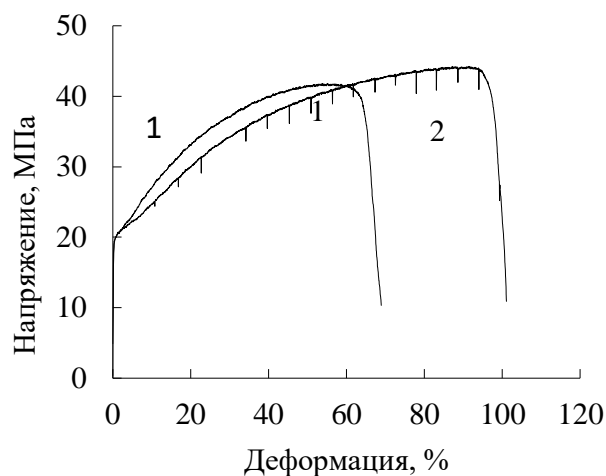


Рис. 1. Кривые растяжения монокристалла:
1 – без тока, 2 – одиночные импульсы

Введение импульсного тока одновременно повышает прочность и деформируемость монокристалла алюминия.

1. О.А. Троицкий. Электропластический эффект в металлах. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2018. № 9. С. 65-76.
2. Н.В. Мельникова, Ю.А. Хон. К теории электропластической деформации металлов. Физическая мезомеханика. 2000. № 5. С. 59-64

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕПЛООВОГО РАСШИРЕНИЯ МАТРИЦЫ И УПРОЧНЯЮЩЕЙ ЧАСТИЦЫ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО СПЛАВА

Матвиенко О.В., Данейко О.И., Ковалевская Т.А.

Томский Государственный архитектурно-строительный университет

Томск, Россия, matvolegy@mail.ru

Развитие современной авиационной промышленности, энергетики, строительства и других отраслей промышленности требует разработки новых высокоэффективных сплавов, обеспечивающих увеличение прочности, надежности и долговечности технологических устройств. Композиты с металлической матрицей наиболее перспективны в этой области. Присутствие упрочняющих частиц существенно повышает механические и эксплуатационные свойства по сравнению с традиционными сплавами. Металлические дисперсно-упрочненные материалы обладают наилучшим соотношением между прочностью и пластичностью. Варьируя состав матрицы, размеры и дисперсность частиц, получают широкий спектр материалов с требуемым набором свойств. Известно, что в композитах существует большая разница в коэффициентах теплового расширения между матрицей и упрочняющими частицами. Термически индуцированные напряжения могут возникать в результате локального нагрева и охлаждения при возникновении температурного градиента, что приводит к локализованным термически индуцированным нагрузкам. Поэтому проблема термически индуцированных напряжений из-за несоответствия коэффициентов теплового расширения между матрицей и упрочняющими частицами имеет значение для определения механических свойств композиционных материалов. Целью исследования является определение вклада напряжений, связанных с различием значений коэффициентов термического расширения в предел текучести материала.

В работе рассмотрено напряженно-деформированное состояние, возникающее в результате изменения температуры сферической частицы с радиусом R_p , окруженной матрицей. Коэффициенты линейного теплового расширения материалов предполагаются разными. Решение уравнения равновесия в упругой постановке позволяет определить поля напряжений в частице и окружающей ее матрице. Результаты исследований показывают, что максимальные значения напряжения наблюдаются в материале частицы, где они имеют постоянные значения. В материале матрицы по мере удаления от границы раздела эти напряжения достаточно резко ослабевают и на расстоянии порядка $5R_p$ становятся пренебрежимо малыми. Для определения среднего значения термических напряжений может быть использована оценка

$$\tau_{th} = 6\sqrt{3} \frac{K_p \mu_m}{3K_p + 4\mu_m} (\alpha_p - \alpha_m) \Delta T \left(1 + \frac{1}{3} \ln \left(\frac{1.2\Lambda_p}{R_p} \right) \right),$$

где K_p – коэффициент объемного сжатия частицы, μ_m – модуль сдвига матрицы, Λ_p – расстояние между частицами, α_p , α_m – коэффициенты теплового расширения частицы и матрицы, ΔT – перепад температуры.

Полученные результаты показывают, что возникающие при перепаде температуры термические напряжения превосходят напряжения Орована. Таким образом, эффект упрочнения, вызванный несопадением коэффициентов теплового расширения, вносит значительный вклад в увеличение предела текучести.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

ОСОБЕННОСТИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА

Хлопков Е.А.¹, Дмитриевский А.А.², Смирнов И.В.³,
Бурховецкий В.В.⁴, Волков Г.А.³, Вьюненко Ю.Н.⁵

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

²Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

⁴Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк

⁵ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, Россия

hlopkovelisey@mail.ru

В технологическом процессе изготовления слоистых композиций последние 10 лет в качестве приводов малогабаритных прессов Шер, действующих на эффекте памяти формы, успешно используются кольцевые силовые пучковые элементы из никелида титана [1]. Столь же эффективно эти функции могут исполнять и кольцевые силовые ленточные элементы [2]. В настоящее время замыкание таких круговых контуров осуществляется механическими способами. Одновременно осваивается технология сварки таких кольцевых проволочных приводов. В работе сравнили прочность стержня из исходного материала со сварным и механически замкнутым образцами из лент сплава Ti-Ni.

Сварные швы изготавливались по методу TIG в среде аргона. Ширина ленты сплава Ti-55,21вес.%Ni была равной 5 мм, а толщина 1,8 мм. Механическое соединение изготавливалось клепкой из ленты того же химического состава шириной 10 мм. Максимальное напряжение до разрыва σ_B исходного материала составило 1170 МПа. Разрушение произошло при деформации $\varepsilon \sim 28\%$. Прочностные свойства сварного стержня никелида титана составили лишь 313 МПа, а величина накопленной деформации – 10%. Параметры деформирования клепаного соединения оказались выше. Величина σ_B возросла до 420 МПа, а ε увеличилась в $\sim 1,5$ раза.

Для выяснения причин снижения прочности сварного шва провели его разрушение изгибом. Обе части излома исследовали методами сканирующей электронной микроскопии (JSM-6490LV). Химический состав определяли по данным микрорентгено-спектрального анализа (энергодисперсионная приставка INCA Penta FETx3). На поверхности разрушения обнаружено наличие крупной поры и обширных участков несплошности, образовавшихся в процессе сварки. По данным химического анализа содержание титана в таких участках может достигать 53,5ат.%, кислорода – 23,1ат.%, никеля – 31,0ат.%. На поверхности поры видна дендритообразная структура. В области пор содержание кислорода значительно увеличивается до 54,2ат.%. При этом наличие титана колеблется от 39,7–44,0ат.%, а никеля может опускаться до бат.%.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-38-90285.

1. Ю.Н. Вьюненко. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов // Перспективные материалы и технологии. – Витебск: УО «ВГТУ», 2011. – С.182-184.
2. Вьюненко Ю.Н., Турзаков А.С., Хлопков Е.А., Волков Г.А. Деформационно-силовые свойства кольцевых силовых ленточных элементов из сплава TiNi // Перспективные материалы и технологии. Ч.1. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. – С.36-38.

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА В ЗОНЕ СВАРКИ

Киселев А.Ю.¹, Хлопков Е.А.², Чернявская Н.В.³, Бурховецкий В.В.³,
Курушкин Д.В.², Ханаев В.М.⁴, Камаев А.О.⁵, Волков Г.А.⁶,
Вьюненко Ю.Н.⁴

¹АО "Атомэнергопроект", Санкт-Петербург, Россия

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

³Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк

⁴ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург-Новосибирск, Россия

⁵АНО "Центр испытаний, сертификации и стандартизации функциональных матери-
алов и технологий", Москва, Россия

⁶Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия

a.kiselev@ase-ec.ru

Исследовали тепловые характеристики и микротвердость титана в зоне сварки проволочных образцов диаметром 2 мм. Сварка проведена в двух режимах. В атмосфере аргона сварочный процесс длился 4 секунды при силе тока ~ 10 А. В атмосфере гелия использовался постоянный ток силой 45 А. Технологическая операция длилась 1,5 секунды.

Калориметрические исследования тепловых эффектов в процессе прямого и обратного мартенситных превращений проводили на дифференциальных сканирующих калориметрах (ДСК) METTLER TOLEDO 822E и TA Instruments Q20. Получены результаты, демонстрирующие сильную зависимость характеристик тепловых процессов, сопровождающих фазовые переходы, от режима сварки и геометрического положения изучаемого материала в образце. В зоне провара параметры тепловыделения и теплопоглощения меняются от центра к границе с зоной термического влияния. Различия отмечены в стадийности экзотермической и эндотермической реакций, их температурных интервалах и величине тепловых эффектов.

Зону термического влияния изучали на семимиллиметровом участке проволоки, граничащей с проваром. Отмечена эволюция характеристик тепловых процессов по мере удаления от зоны сварки. При этом полученные результаты существенно отличались от аналогичных характеристик исходного материала.

Измерение микротвердости были сделаны на приборе ПМТ-3. К индентору прикладывали усилие в 1 Н. Проведенные измерения показали значительное повышение характеристики микротвердости в зоне провара. В некоторых случаях отмечено удвоение ее величины. Максимальные значения микротвердости отмечены вблизи границы зон сварки и термического влияния. По мере удаления от этой границы в зоне термического влияния отмечено немонотонное изменение значений микротвердости.

Проведена теоретическая оценка влияния теплоты превращения на образование зоны термического влияния.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №19-38-90285.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ

Полякова К.А., Комаров В.С., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

vachiyar@yandex.ru

Сплавы с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана заэквиатомных по содержанию никеля составов обладают уникальными функциональными свойствами (ФС) и широко применяются для разработке широкого спектра медицинских устройств и имплантатов. Эти сплавы относятся к категории стареющих, поэтому отжиг в температурном интервале старения 250–500°C позволяет регулировать их механические и ФС в широком диапазоне. Внутри приведенного диапазона температур старения интенсивность и глубина старения сильно отличается, что оказывает выраженное влияние на формирующуюся микроструктуру и калориметрические эффекты мартенситных превращений (МП). Известно, что структурные особенности и характеристические температуры МП в конечном счете определяют механические и ФС. До настоящего времени эффективность режимов старения оценивали исходя из эволюции характеристических температур мартенситных превращений, а также с использованием методом прогиба с малыми нагрузками при охлаждении ниже фазового предела текучести. При этом влияние режимов старения на механические и функциональные свойства не изучали.

В работе исследовали влияние режимов старения в интервале температур 400–450°C с выдержкой 1 ч и 10 ч на механические свойства при растяжении. Исходный материал – горячекатаный пруток сплава Ti–50,7 ат.%Ni, полученный поперечно-винтовой прокаткой. Исследования проводили на образцах размером 1×2×10 мм, вырезанных из центральной зоны прутка вдоль направления прокатки. Определяли фазовый и дислокационный пределы текучести и их разницу, предел прочности и относительное удлинение. ФС определяли при наведении ЭПФ по схеме изгиба.

Проанализирована динамика эволюции всех исследуемых параметров в зависимости от температуры и времени отжига. Наблюдаемые закономерности позволяют определить температуру 400°C как неэффективную с точки зрения интенсивности и глубины старения и рекомендовать температурный диапазон 430–450°C как оптимальный для получения наилучшего комплекса механических характеристик. При этом выбор температуры и времени старения в данном диапазоне может осуществляться исходя из желаемого результата.

ФС, реализуемые в результате деформации изгибом в условиях эксперимента (небольшая наводимая деформация 6–8%) позволяет оценить влияние упрочнения на характеристики формовосстановления при переходе от начальной стадии старения (выдержка 1 ч) к завершающей (выдержка 10 ч) только за счет разницы в величине наводимой деформации. При этом температура и время старения на исследуемые характеристики практически не влияют.

Полученные результаты могут быть использованы при проведении фундаментальных исследований, а также при разработке и производстве функциональных устройств на основе никелида титана.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №19-79-00365).

САМООРГАНИЗАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛА $\text{Li}_{0.5}\text{Ga}_{2.5}\text{O}_4$ ШПИНЕЛИ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ $3d^5$ ИОНОВ МАРГАНЦА В $\text{Li}_{0.5}\text{Ga}_{2.5}\text{O}_4$

Шаповалов В.А.¹, Шаповалов В.В.², Коледов В.В.³, Шавров В.Г.³, Вальков В.И.¹, Каманцев А.П.³, Дильмиева Э.Т.³

¹ГУ “Донецкий физико-технический институт”, Донецк, Украина

²Организация “Математика для Америки”, Нью Йорк, США

³Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия
vashapovalov1@mail.ru

Изучены самоорганизованные структуры магнитных ионов марганца в монокристаллах литий – галлиевой шпинели методом Электронного Парамагнитного Резонанса (ЭПР). Спектр ЭПР в $\text{Li}_{0.5}\text{Ga}_{2.5}\text{O}_4$, легированной 0,1% магнитных ионов марганца, исследовался на частоте 37 Гц при $T=77\text{ }^{\circ}\text{K}$. Анализ угловых зависимостей спектров обоих центров показал, что в элементарной ячейке имеются по четыре магнитно-неэквивалентных положения для каждого центра ионов Mn^{2+} (рис. 1). Показаны четыре тетраэдрические - $\text{Mn}(1t)$, $\text{Mn}(2t)$, $\text{Mn}(3t)$, $\text{Mn}(4t)$ и четыре октаэдрические - $\text{Mn}(1o)$, $\text{Mn}(2o)$, $\text{Mn}(3o)$, $\text{Mn}(4o)$ магнитно неэквивалентные положения ионов марганца в элементарной ячейке. На рис.2 указаны переходы для обоих центров (1 и 2). 1-й спектр обязан центру Mn^{2+} , занимающему тетраузел. 2-й спектр принадлежит иону Mn^{2+} , занимающему октаузел.

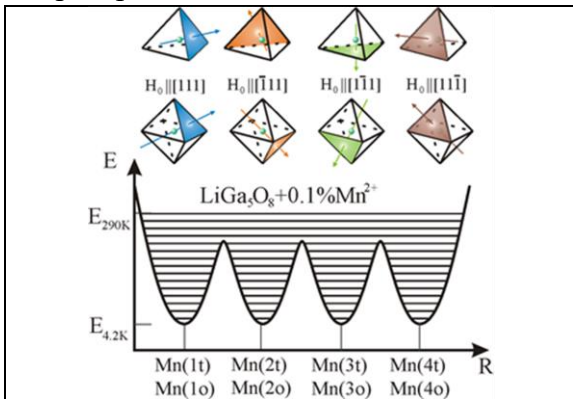


Рис. 1. Форма потенциала кристаллического поля – 4 потенциальных минимума, расположенные вдоль магнитных осей иона двухвалентного марганца в монокристалле литий - галлиевой шпинели.

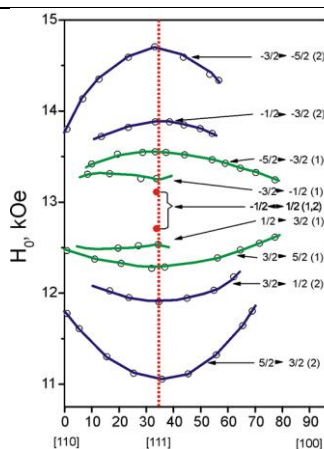


Рис.2. Угловая зависимость положения линий спектра ЭПР двух центров ионов Mn^{2+} в плоскости $\langle 110 \rangle$ для одного положения при $T = 77\text{ K}$

Целью данной работы является исследование самоорганизации элементарной ячейки монокристалла шпинели и самораспределение допируемых магнитных ионов марганца по неэквивалентным положениям во время роста. Имеется восемь возможностей получения новых материалов с определенной позицией ионов марганца, так как в элементарной ячейке монокристалла допированные ионы марганца имеют различные предпочтительные возможности для самораспределения в четырех тетра - узлах, замещая ионы Ga^{3+} , и в четырех окта - узлах, замещая ионы Li^+ . Такая самоорганизация элементарной ячейки $\text{Li}_{0.5}\text{Ga}_{2.5}\text{O}_4$, допированной магнитными ионами марганца, и самораспределение этих ионов определяет свойства веществ, как монокристаллических, так и нанокристаллических.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых российских ученых МК-355.2020.2. Экспериментальные измерения осуществлены при поддержке гранта РФФИ 18-07-01320.

ТЕРМОУПРУГИЙ МАРТЕНСИТНЫЙ ПЕРЕХОД И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ Ti_2NiCu НА МИКРО- И НАНОМАСШТАБЕ

Лева П.В., Коледов В.В., Шавров В.Г.

*Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия,
lega_peter@list.ru*

Важной фундаментальной проблемой физики конденсированного состояния является изучение особенностей физических свойств различных материалов на наномасштабе размеров. Целью настоящей работы является экспериментальное исследование особенностей проявления термоупругого мартенситного перехода и сопутствующего ему эффекта памяти формы (ЭПФ) в сплаве Ti_2NiCu на микро- и наномасштабе размеров.

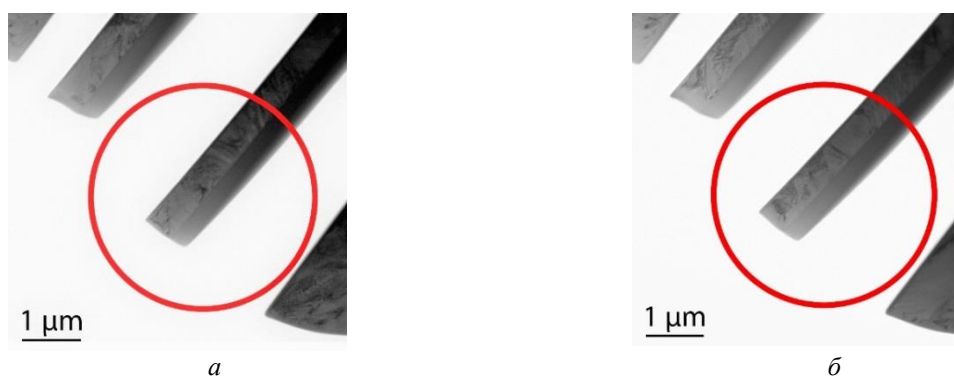


Рис. 1. *In situ* исследование структуры и формы наноактюаторов в ПЭМ при термоциклировании через температуру термоупругого фазового перехода. (а) наноактюатор при комнатной температуре (б) наноактюатор при температуре 98 С – выше A_f

1. Использована новая схема для экспериментального изучения проявления термоупругого мартенситного перехода и ЭПФ на микро- и наномасштабе размеров на основе слоистого композитного материала [1].
2. *In situ* в ПЭМ изучено формирование фазового равновесия в клиновидных нанообразцах сплава Ti_2NiCu . Определены зависимости положения границы аустенит-мартенсит от толщины и температуры в области 20 – 100 нм при изменении температуры от 400 до 100 К. Зависимость имеет гистерезисный характер [2], при $T = 150$ К, $h = 20$ нм наблюдается блокирование мартенситного перехода. Экспериментальные данные находятся в удовлетворительном согласии с расчетами согласно теоретической модели.
3. Впервые в ПЭМ при нагреве и охлаждении продемонстрирован обратимый ЭПФ в композитных аморфно-кристаллических образцах Ti_2NiCu при одновременном наблюдении эволюции структуры мартенситных двойников и изменении формы (рис. 1). Толщина нано-актюаторов была измерена методом EELS и составила 23 нм на кончике, и 200 нм в середине актюатора.

Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ № 19-57-45024.

1. Lega P., et al. Composite Materials Based on Shape-Memory Ti_2NiCu Alloy for Frontier Micro- and Nanomechanical Applications. // *Advanced Engineering Materials*. – 2017. V 19 (8), 1700154.
2. Lega P., et al. Blocking of the martensitic transition at the nanoscale in a Ti_2NiCu wedge. // *Phys. Rev. B*. – 2020. V. 101, 214111.

ИЗМЕРЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИОПОЛИМЕРНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ НАНОМЕХАНИЧЕСКИХ ИНСТРУМЕНТОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

**Шавров В.Г.¹, Лега П.В.¹, Коледов В.В.¹, Орлов А.¹, Смолович А.¹,
Фролов А.В.¹, Чунг Ф.В.¹, Subramani R.², Клинов Д.В.³,**

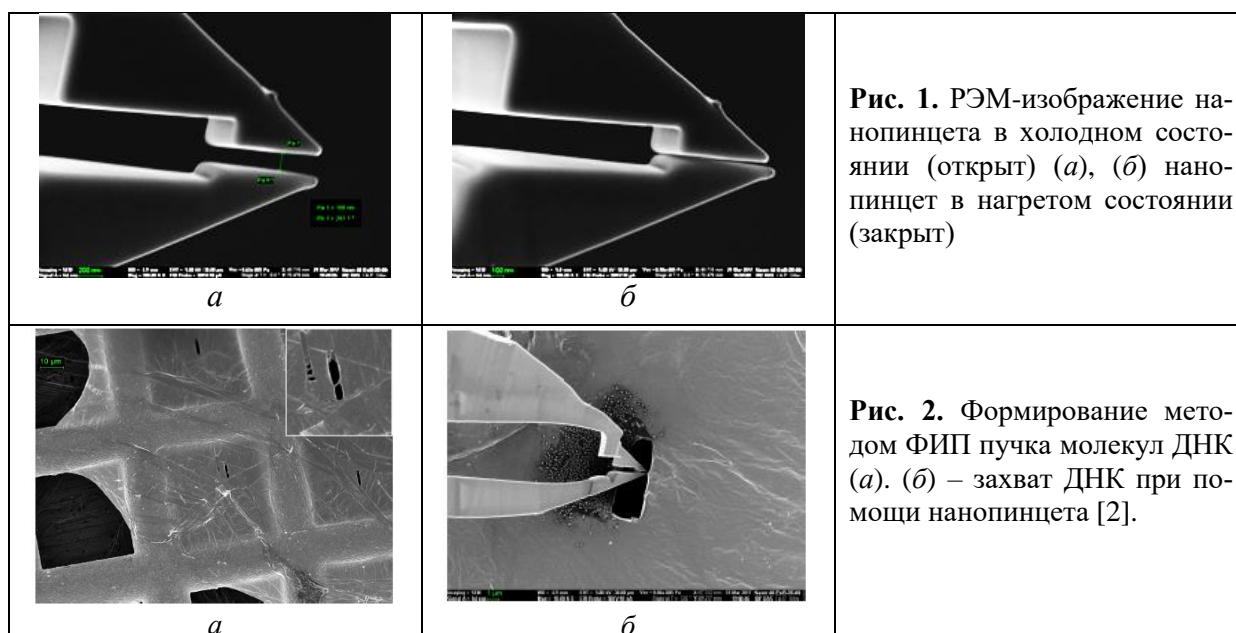
¹Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия,

²PSGR Krishnammal College for Women, Peelamedu, Coimbatore, India

³Федеральный исследовательский и клинический центр физико-химической медицины,
Москва, Россия

lega_peter@list.ru

Сплавы с термоупругим мартенситным переходом и эффектом памяти формы (ЭПФ) находят применение в различных областях для решение задач, которые трудно разрешимых другими методами как, например, при создании хирургических имплантантов. Недавно [1] предложена и экспериментально испытана схема слоистого композитного материала с ЭПФ, которая открывает новые перспективы в нанотехнологии. В [2] по этой схеме с помощью технологии фокусированного ионного пучка (ФИП) был создан и испытан композитный наномеханический инструмент, состоящий из слоя материала Ti_2NiCu с ЭПФ и упругого слоя. На рис. 1 *а, б* показаны изображения в растровом электронном микроскопе (РЭМ) губок нанопинцета с ЭПФ в открытом и закрытом состояниях. Так же как и объемные актюаторы с ЭПФ, нанопинцеты способны решить новые задачи. В докладе описаны эксперименты по изучению механических свойств нано-образцов биополимеров, таких как ДНК, белки, фибрилоподобные структуры и др. Представлены результаты измерения упругости и прочности образцов ДНК методами нанодинамометрии с применением наноинструментов с ЭПФ (рис. 2).



Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ № 19-57-45024.

1. Lega P., et al. *Advanced Engineering Materials*. – 2017. V 19 (8), 1700154.
2. Orlov, A. – 2019. *AIP Conference Proceedings* (Vol. 2064, No. 1, p. 030010).

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Mn_{1-x}Co_xNiGe (0.05 ≤ x ≤ 0.20)

Римский Г.С.¹, Митюк В.И.¹, Янушкевич К.И.¹, Коледов В.В.²,
Маширов А.В.², Вальков В.И.³, Головчан А.В.³

¹ГО "НПЦ НАН Беларуси по материаловедению" Минск, Беларусь

²Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

³ГУ "Донецкий физико-технический институт", Донецк, Украина,

vmitsiuk@gmail.com

Разнообразие магнитных фаз и наличие структурных и магнитоструктурных фазовых переходов, сопровождающихся значительным магнитокалорическими и магнитострикционными эффектами в твердых растворах Mn_{1-x}Co_xNiGe является причиной интереса многих исследователей к указанным материалам [1]. При этом с одной стороны, возможности использования магнитокалорического эффекта для создания эффективных магнитных рефрижераторов делают привлекательной систему Mn_{1-x}Co_xNiGe в практических приложениях. С другой стороны, особенности механизма гигантской спонтанной магнитострикции в Mn_{1-x}Co_xNiGe, сопровождающей магнитоструктурные фазовые переходы в этих сплавах относятся к вопросам фундаментального характера в физике магнитных явлений.

Целью работы было изучение магнитных свойств и МКЭ в полугейслеровых сплавах Mn_{1-x}Co_xNiGe (0.05 ≤ x ≤ 0.20) обладающих магнитными фазовыми переходами. Магнитокалорические характеристики исследуемых сплавов определялись путем расчетов на основе термодинамических соотношений Максвелла из кривых намагничивания. Полевые зависимости намагниченности измерены по индукционной методике в магнитных полях до 14 Тл. Найдено, что максимальное изменение магнитной энтропии для Mn_{0.90}Co_{0.10}NiGe составляет – 11, –15 и –30 Дж/(кг·К) при изменении индукции магнитного поля от 0 до 4, 5 и 10 Тл соответственно.

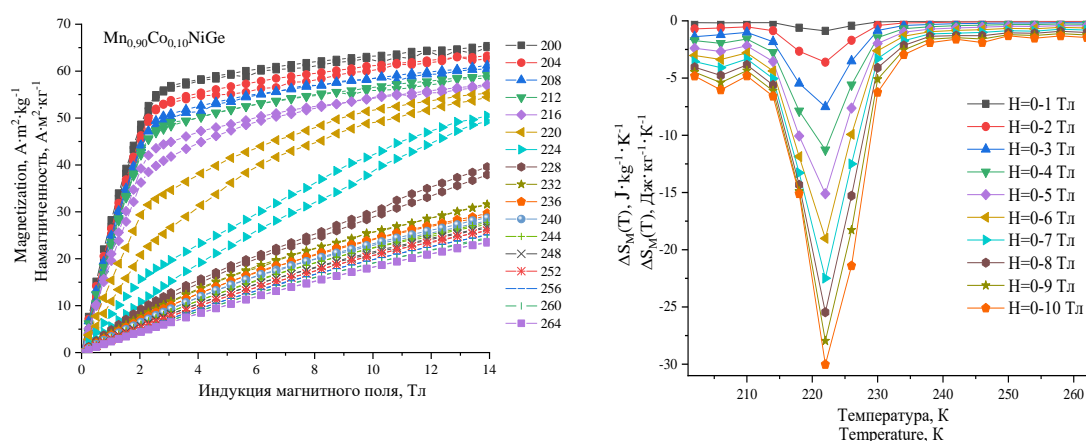


Рис.1. Полевые зависимости намагниченности и изотермические изменения магнитной энтропии при нагреве образца Mn_{0.90}Co_{0.10}NiGe

Исследование выполнено при финансовой поддержке БРФФИ и РФФИ в рамках научного проекта №T20P-204 и № 20-58-00059, соответственно.

1. Yang, S. et al. 2019. Tuning the magnetostructural transformation in slightly Ni-substituted MnCoGe ferromagnet. Journal of Alloys and Compounds, 773, pp.1114-1120.

ДИА- И ПАРАЭЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТЫ В FeNiCrCoCu

Кротова¹ М.А., Кончаков¹ Р.А., Кобелев² Н.П., Хоник¹ В.А.

¹Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

Методом молекулярной статики исследованы зависимости упругих модулей высокоэнтропийного сплава $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Co}_{20}\text{Cu}_{20}$ от концентрации межузельных атомов и вакансий. Модельные расчеты выполнены в пакете LAMMPS [1] с потенциалом типа EAM [2]. Модельная кристаллическая решетка строилась следующим образом. В узлы ГЦК решетки из 32000 атомов ($20 \times 20 \times 20$ трансляций элементарной ячейки) в случайном порядке помещались атомы Fe, Ni, Cr, Co, Cu с сохранением эквиатомного соотношения компонентов.

Установлено, что межузельные атомы в гантельной конфигурации ответственны за значительный диаэластический эффект (снижение модуля сдвига C_{44}). В сравнении с вакансиями межузельные гантели вызывают существенно более быстрое снижение модуля сдвига по мере роста концентрации дефектов.

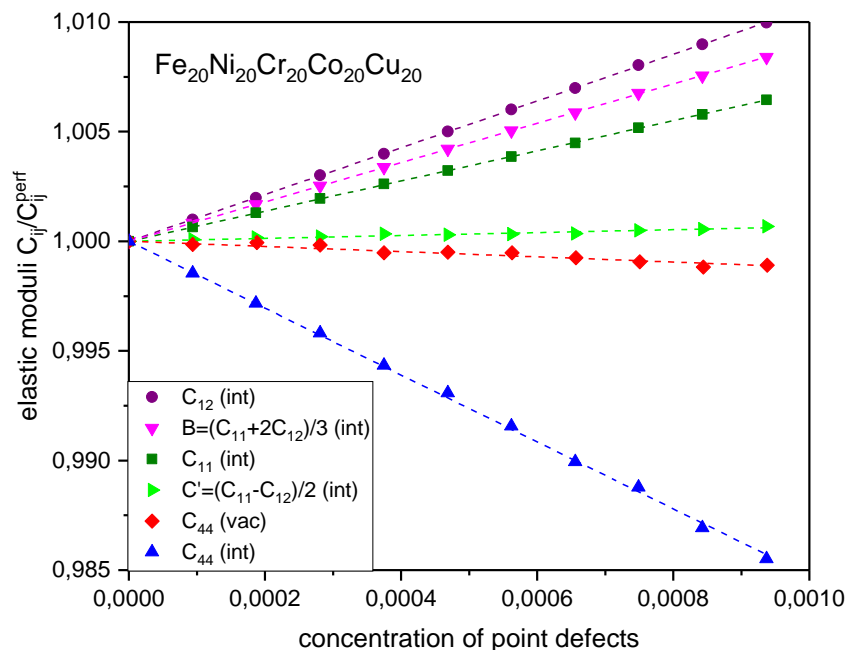


Рис. 1. Зависимость нормированных упругих модулей монокристалла FeNiCrCoCu от концентрации межузельных гантелей (int) и вакансий (vac)

Если диаэластический эффект хорошо известен в литературе [3], то, насколько нам известно, показанный на рис. 1 параэластический эффект — рост модулей C_{11} , C_{12} и объемного модуля B с ростом концентрации дефектов — установлен для высокоэнтропийного сплава FeNiCrCoCu впервые.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.

1. J. Plimpton, J. Comput. Phys. 117, 1 (1995).
2. D. Farkas and A. Caro, J. Mater. Res. 33, 3218 (2018).
3. L.E. Rehn, J. Holder, A.V. Granato, R.R. Coltman, and F.W. Young (Jr.), Phys. Rev. B 10, 349 (1974).

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Ni–Mn–Sn

Калетина Ю. В., Калетин А. Ю., Герасимов Е. Г.

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

Трехкомпонентные сплавы системы Ni–Mn–Sn относятся к классу многофункциональных сплавов Гейслера и являются объектами интенсивных фундаментальных и прикладных исследований. В этих сплавах наблюдаются эффект памяти формы, магнитокалорические свойства, сверхпроводимость, магнитооптические и другие эффекты.

В настоящей работе исследовали новые синтезированные трехкомпонентные сплавы на основе системы Ni–Mn–Sn с разным соотношением никеля и марганца. Выявлены особенности структуры и морфологии мартенсита при замещении никеля марганцем в составе сплавов $Ni_{51-x}Mn_{36+x}Sn_{13}$ ($0 \leq x \leq 4$). Все сплавы после отжига при температуре 1123 К имели крупнозернистую поликристаллическую структуру. Размер кристаллитов незначительно изменялся в зависимости от состава сплавов. Средний диаметр зерна от 2 до 0.5 мкм. Рентгеноструктурный анализ показал, что сплавы $Ni_{51-x}Mn_{36+x}Sn_{13}$ с $x \geq 2$ при комнатной температуре находились в однофазном состоянии. В них наблюдали аустенитную фазу с кубической структурой типа $L2_1$ с параметром решетки $a = 5.985 \text{ \AA}$, практически не зависящим от концентрации x . В структуре сплавов $Ni_{51}Mn_{36}Sn_{13}$ и $Ni_{50}Mn_{37}Sn_{13}$, кроме аустенитной фазы, присутствуют кристаллы мартенсита. Кристаллическая структура мартенсита модулированная и описывается в рамках ромбической симметрии с параметрами решетки $a = 4.265 \text{ \AA}$, $b = 30.151 \text{ \AA}$, $c = 5.645 \text{ \AA}$. Мартенситный рельеф представляет собой полосы из тонких кристаллов с параллельными гранями или в виде растущих клиновидных кристаллов с заостренными концами. Мартенситные кристаллы имеют форму реек. Мартенситные рейки часто группируются в пакеты, в которых длинные оси кристаллов располагаются параллельно друг другу. Внутри отдельных кристаллов мартенсита видна структура, подобная двойникам.

Были измерены температурные зависимости $\chi_{ac}(T)$ амплитудной магнитной восприимчивости сплавов при охлаждении и нагреве, и определены критические температуры мартенситного превращения и магнитных фазовых переходов. Показано, что с увеличением концентрации марганца происходит понижение температуры мартенситного превращения T_M и увеличение температуры магнитного упорядочения в мартенсите T_{CM} . Установлено, что в сплавах $Ni_{51-x}Mn_{36+x}Sn_{13}$ ($1 \leq x \leq 4$) температура Кюри аустенита незначительно снижается с ростом x , а температура магнитного упорядочения в мартенсите несколько повышается с ростом x от 0 до 3.

Таким образом, изменение концентрации элементов, входящих в трехкомпонентную систему Ni–Mn–Sn, оказывает существенное влияние на структурные и фазовые переходы, что в значительной степени определяет физические свойства сплавов.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6, а также при частичной поддержке проекта РФФИ № 20-03-00056.

ЖАРОПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Mo/(Si-C)

Желтякова И. С., Коржов В. П., Кийко В. М., Прохоров Д. В.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,
terekhova@issp.ac.ru

Молибден и ниобий являются перспективными металлами для разработки на их основе жаропрочных композиционных материалов. Но Mo положительно отличается бóльшим, чем у ниобия, модулем Юнга, хотя и более склонен к охрупчиванию.

Для 2-х композитов, полученных по твердофазной технологии и отличавшихся отношением $t_{Mo}/t_{(Si-C)}$, где t_{Mo} и $t_{(Si-C)}$ – исходные толщины Mo-фольги и (Si-C)-покрытия, проведена серия кратковременных испытаний на изгиб при перпендикулярной (\perp) и параллельной (\parallel) ориентациях приложения нагрузки P относительно плоскости слоев (ab) при 20 и в интервале от 1000 до 1450°C (табл.).

Таблица. Прочность Mo/(Si-C)-1 ($t_{Mo}/t_{(Si-C)} = 2,5$) и Mo/(Si-C)-2 ($t_{Mo}/t_{(Si-C)} = 1,75$)

Ориентация	Температура испытания, °C	Прочность, МПа	
		Mo/(Si-C)-1	Mo/(Si-C)-2
P \perp (ab)	20	251 \pm 57	170 \pm 19
	1450	284 \pm 54	173 \pm 21
P \parallel (ab)	20	236 \pm 20	181 \pm 11
	1030	340	-
	1350	295	-
	1450	301 \pm 17	-

Аномальные кривые деформирования Прогиб-Нагрузка свидетельствуют о нехрупком характере разрушения (рис. 1).

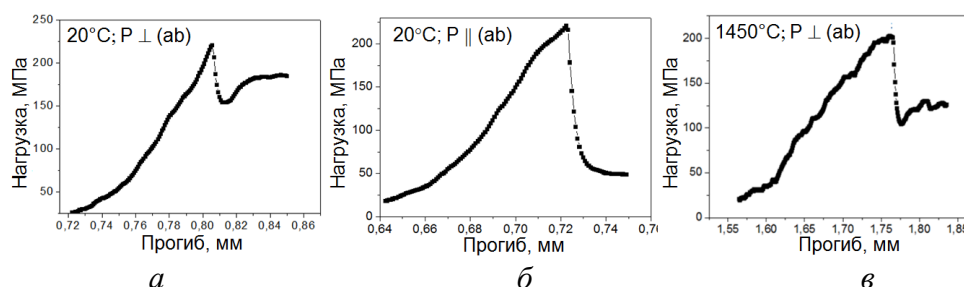


Рис. 1. Кривые деформирования композита Mo/(Si-C)-1 при комнатной температуре и ориентациях P \perp (ab) (a) и P \parallel (ab) (b) и при 1450°C и P \perp (ab) (v)

Значения трещиностойкости (при 20°C) композитов 1 и 2 соотносились как $19,2 \pm 4,0$ и $16,0 \pm 2,2$ МПа \cdot м^{1/2} при приложении нагрузки \perp -но и $21,2 \pm 1,6$ и $17,6 \pm 2,4$ МПа \cdot м^{1/2} при \parallel -но слоям структуры. Более низкие трещиностойкости композита 2 объясняются более высоким содержанием в нем хрупких фаз. При приложении нагрузки \parallel -но слоям структуры трещиностойкость повышалась на 10–12%. Отметим, что, по сравнению с композитами Mo/(Si-B), общий уровень трещиностойкости композитов Mo/(Si-C) оказался выше. Вероятней всего, что соединения с бором более хрупкие как при комнатной температуре, так и при высоких температурах.

Прочность 300–350 МПа для композитов из Mo при 1450°C и трещиностойкость, близкая к 20 МПа \cdot м^{1/2}, характеризуются, как результат высокого уровня.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект №20-03-00296.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Mo/(Si-B) И Mo/(Si-C)

Желтякова И. С.¹, Коржов В. П.¹, Кийко В.М.¹,
Прохоров Д. В.¹, Хвостунков К.А.²

¹Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,

²Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия
terekhova@issp.ac.ru

Разработки конструкционных слоистых композитов на основе Мо приведут к получению материалов с высоким, $\sim 1600^\circ\text{C}$, потолком рабочих температур. Высокий модуль упругости Мо и его интерметаллических соединений предполагает высокую прочность и жесткость композитов из него. Высокие точки плавления – прочность композитов при 1400°C и выше и высокие сопротивления ползучести его соединений. К тому же сплавы Мо–Si–В имеют повышенное сопротивление окислению [1], что открывает реальную перспективу для получения жаропрочных материалов на Мо-основе. Объединение в композите Мо и его интерметаллидов с легкими элементами снижает плотность такого композита, по сравнению с собственно молибденом.

В работе исследовали слоистые композиты Mo/(Si-B) и Mo/(Si-C), полученные по твердофазной технологии. Далее приведены достигнутые в работе значения основных характеристик композитов.

Плотность: 8,60–8,62 г/см³ (для сравнения: Мо – 10,22 г/см³). *Модуль упругости:* 270–285 ГПа (Мо: 285–300 ГПа). *Трещиностойкость.* Mo/(Si-B) и Mo/(Si-C): 16–21 МПа·м^{1/2}. Композиты с такими её значениями, находясь между керамикой и высокопрочными сплавами, расположены ближе к высокопрочным сплавам.

Общий итог кратковременных испытаний на прочность при комнатной температуре и в интервале $1100\text{--}1450^\circ\text{C}$ для композитов Mo/(Si-B) и Mo/(Si-C) представлен на рис. 1, а и б, соответственно.

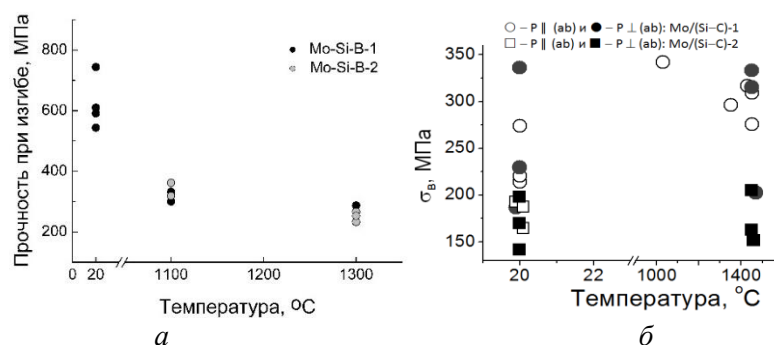


Рис. 1. Зависимости значений прочности при испытаниях на изгиб для композитов Mo/(Si-B) (а) и Mo/(Si-C) (б). Для Mo/(Si-B): 1 и 2 – композиты изготовлены из многослойных пакетов с Мо-фольгами, имеющих одно- (1) и двухстороннее (Si-B)-покрытие (2). Для Mo/(Si-C): 1 и 2 – композиты из фольг с отношениями $t_{\text{Mo}}/t_{\text{(Si-C)}} = 2,5$ для Mo/(Si-C)-1 и 1,75 для Mo/(Si-C)-2, где t_{Mo} и $t_{\text{(Si-C)}}$ – толщина Мо-фольги и (Si-C)-покрытия

Невысокие значения прочности Mo/(Si-C) при 20°C по сравнению с Mo/(Si-B) – следствие шероховатости поверхности образцов после искровой резки.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект №20-03-00296.

- Jain P., Kumar K.S. Tensile creep of Mo–Si–B alloys // Acta Materialia, 2010, v. 58, No 6, p. 2124–2142.

О МИКРОСТРУКТУРЕ И ВЗАИМОДЕЙСТВИИ САПФИРОВЫХ ВОЛОКОН С МАТРИЦЕЙ СЛОИСТОГО Ti/Al-КОМПОЗИТА

Коржов В.П.¹, Кийко В.М.¹, Курлов В.Н.¹, Некрасов А.Н.²

¹Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка

²Институт эксперим. минерал. им. акад. Д. С. Коржинского РАН, г. Черноголовка
korzhov@issp.ac.ru

Исследовали слоистый композит, полученный твердофазным способом, с (Ti–Al)-матрицей, армированной волокнами сапфира, полученными модифицированным методом Степанова. Такие композиты способны в одном материале совместить матрицу с удовлетворительной трещиностойкостью и оксидные волокна с высокими прочностью и сопротивлением ползучести. В данном случае упрочняющими элементами были также слои интерметаллических соединений титана с алюминием.

Исходные пакеты содержали 4 элемента, состоящих из Al-фольг толщиной 40 и 12 мкм, между которыми располагались сапфировые волокна диаметром ~ 0,3 мм в засыпке из Ti-порошка (рис. 1, а). Снаружи пакеты обкладывались фольгами Ti-сплава с Cr, Mo и Al. Матрица композита формировалась в процессе диффузионной сварки пакета под давлением ~15 МПа при 1200°C в течение 1 ч.

После сварки композит состоял из металлической матрицы и армирующих волокон Al₂O₃. Композит имел структуру с послойным распределением волокон в слоистой же матрице из (Ti–Al)-сплава, упрочненной алюминидами металлов (рис. 2, б).

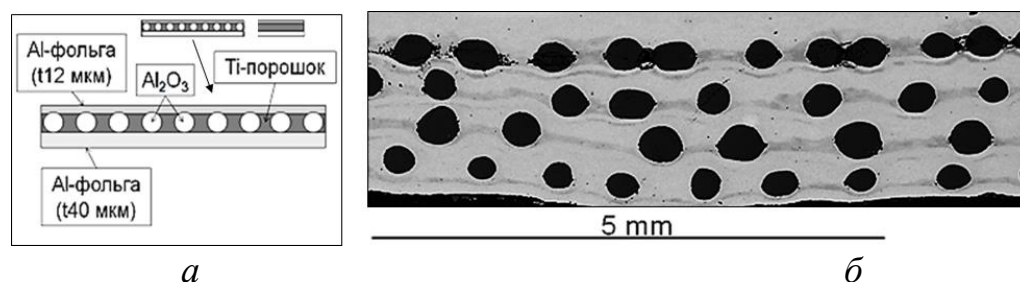


Рис. 1. Схематическое изображение отдельного элемента для сборки пакета (а) и макроструктура продольного сечения композита поперек волокон сапфира (б)

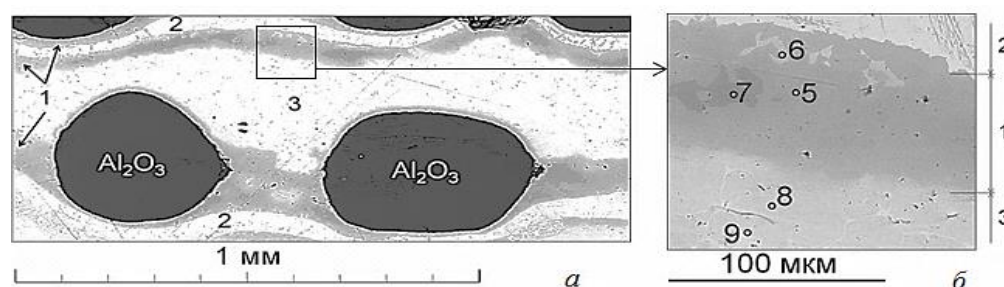


Рис. 2. Микроструктура многослойной матрицы композита (Ti–Al)-сплав/Al₂O₃ (а) и ее фрагмент (б) с большим увеличением с точками локального РС-анализа (5–9)

Структура матрицы вблизи волокон (рис. 2, а) состояла из 2-х слоев серого цвета 1 и светлого слоя 2. На удалении от волокна микроструктура слоя 1 показана на рис. 2, б. Цифрами 5–9 обозначены точки локального рентгено-спектрального анализа. По его данным основу слоёв 1 (рис. 2, б) представляет интерметаллид (Ti,Me)₃(Al,Si) = (Ti_{2.60}Me_{0.05})_{2.65}(Al_{1.34}Si_{0.01})_{1.35}, где Me – Cr, Fe и Mo (точка 5 анализа). Светло-серые

включения – также соединение A_3B , но с бóльшим содержанием Cr, Fe и Mo – $(Ti_{2.40}Me_{0.32})_{2.72}(Al_{1.27}Si_{0.01})_{1.28}$ (точка 6). Включения темно-серого цвета – интерметаллид AB: $(Ti,Me)(Al,Si) = (Ti_{1.06}Me_{0.01})_{1.07}(Al_{0.93}Si_{0.00})_{0.93}$, где Me – Cr и Fe (точка 7).

В слое 3 толщиной 0,2–0,3 мм присутствуют 2 твердых раствора: (Ti)1 и (Ti)2 соответственно точки анализа 8 и 9. Судя по световому контрасту, в (Ti)2 содержится большое количество наиболее тяжелого из всех металлов молибдена. Светлый слой 2 идентифицирован как еще один интерметаллид A_3B с большим содержанием Cr, Fe и Mo – $(Ti_{2.65}Me_{0.42})_{3.07}(Al_{0.91}Si_{0.02})_{0.93}$, где Me – Cr, Mo и Fe.

Важный результат этой части исследований – это отсутствие пор в композите.

О взаимодействии волокон сапфира с матрицей. В композите из Ti-сплава структура матрицы, граничащей с волокном, имела многофазное строение (рис. 3).

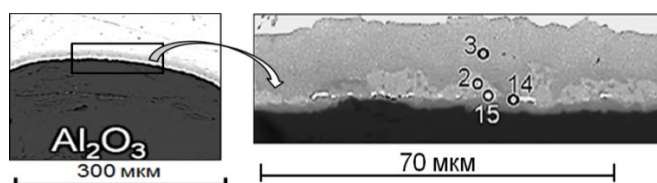


Рис. 3. Микроструктура матрицы Ti-сплава на границе с волокном Al_2O_3 (2, 3, 14 и 15 – это точки локального рентгено-спектрального анализа)

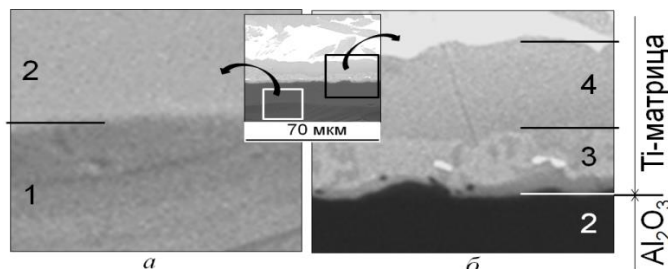


Рис. 4. Микроструктура зона взаимодействия волокна с матрицей композита: 1 и 2 – зоны волокна, 3 – зона взаимодействия волокна с матрицей композита, 4 – слой (Ti–Al)-матрицы, прилегающий к зоне взаимодействия

На рис. 4 показаны две зоны волокна 1 и 2 (левый фрагмент) и зоны волокна 2 и матрицы 3 и 4 (правый фрагмент). По данным растровой электронной микроскопии слой 3 толщиной ~ 19 мкм, находящийся в контакте с волокном Al_2O_3 , имел, как минимум, 4 фазы (рис. 4, б):

- поле серого цвета – это интерметаллическое соединение A_3B на основе Ti с алюминием и кремнием – $(Ti_{2.36}Cr_{0.16}Mo_{0.03})_{2.55}(Al_{0.76}Si_{0.69})_{1.45}$,

- тонкий слой темно-серого цвета в непосредственном контакте с сапфировым волокном имел состав 50,7 Ti–31,2 Al–10,6 Si–3,55 Er–3,4 Cr–0,5 Mo–0,1 ат.% Fe и соответствовал эвтектической области $Ti_3Al + TiAl$ диаграммы состояний Ti–Al,

- включения черного цвета состава 30,9 Ti–30,6 Al–29,2 O–4,3 Er–3,3 Si–1,4 %Cr–0,3 Mo–0,1 ат.%Fe представлял один из низших оксидов титана – Ti_3O или Ti_2O и

- светлые включения, оставшиеся не идентифицированными.

Слой 4 с 26,3 %Al и 70,3 ат.%Ti – это интерметаллид Ti_3Al , в котором растворены Si (~1%), Cr (1,8%) и Mo (0,5 ат.%).

Волокно на границе с матрицей имело две зоны 1 и 2 контрастов (рис. 4, а), что было доказательством взаимодействия Al_2O_3 с матрицей. Зона 2 потому и стала светлей, т. е. тяжелей, так как растворила в себе некоторое количество металла матрицы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект №20-03-00296.

SUPERCONDUCTIVE MULTI-LAYER TAPE FOR MEDICAL MR TOMOGRAPHERS, MANUFACTURED ON SOLID PHASE TECHNOLOGY

Korzhov V. P., Zverev V. N.

Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka
korzhov@issp.ac.ru

The world's first tomograph with an open-type superconducting magnet with a magnetic field of 0.35 Tesla was presented in 1997 by Toshiba. We propose a solid-phase technology for producing a multilayer tape from an Nb–50% Ti alloy for magnetic systems of MR tomographs.

Using this technology, a strip of this alloy was obtained by diffusion welding (DW) of multilayer packages under pressure in a vacuum, followed by rolling them at room temperature for 2 cycles. The assembly of packages in the 1st cycle was carried out from Nb- and Ti-foils. Welding mode: 1050°C, 10 min, 16–17 MPa (Fig. 1, a). After welding, the packages were rolled to a thickness of 0.2–0.25 mm and cut into pieces of the required length (Figure 1, b). In the 2nd cycle, the packages were already assembled from the tape sections after the 1st cycle, Cu-tape sections with a thickness of 0.15 mm and Nb-foils with a thickness of 20 μm, laid between the Cu-sections of the tapes and "packs" of several sections of multilayer Nb/Ti strips after 1st cycle. Copper spacers were required to stabilize the superconducting state of the tape, Nb-foil as diffusion barriers against the interaction of copper with titanium from (Nb–Ti)-alloy during welding in the 2nd cycle: 900–950°C, 1–2 h, 16–17 MPa. After the 2nd welding, the packages were rolled to a thickness of 0.1 mm.

In fig. 1 shows the structures of the Nb/Ti package after welding in the 1st cycle from 30 Nb foils and 31 Ti foils, respectively, of light and gray color, and the microstructure of the same Nb/Ti package already in the form of a strip after cold rolling.

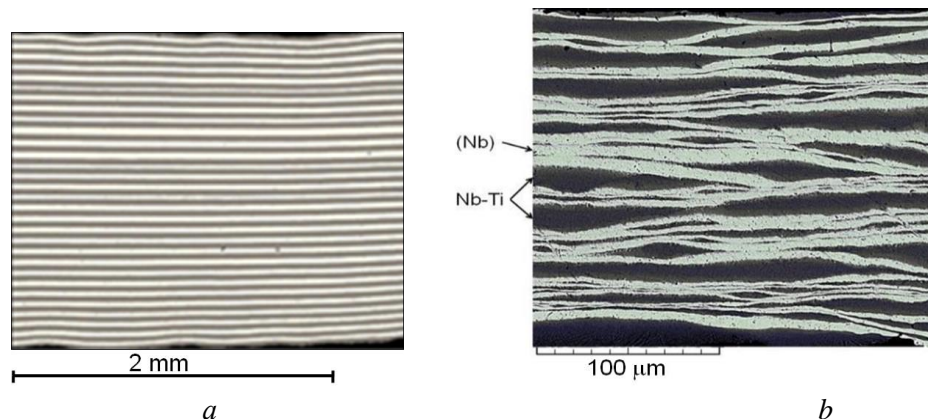


Fig. 1. Cross section of the Nb/Ti package after welding in the 1st cycle (*a*) and the microstructure of a strip rolled from it 0.2–0.25 mm thick (*b*)

The results of local X-ray spectral (XS) analysis of the packet after welding in the 1st cycle (Fig. 2) show that the diffusion between Nb and Ti proceeded practically due to the diffusion of niobium into titanium. After welding at 1050°C for only 10 min, the Ti layer was enriched with niobium in an amount of 30 to 40 wt.% (see Fig. 2, *b*), while titanium was dissolved in the Nb layer in an amount of <1 wt.%.

In fig. 3 shows the structures of the packages after the 2nd welding cycle with two outer (*a*) and three (2 + 1 inner) stabilizing Cu layers (*b*). Thin Nb foils are located between them

and the superconducting volumes, which served as diffusion barriers in the process of diffusion welding of the packet.

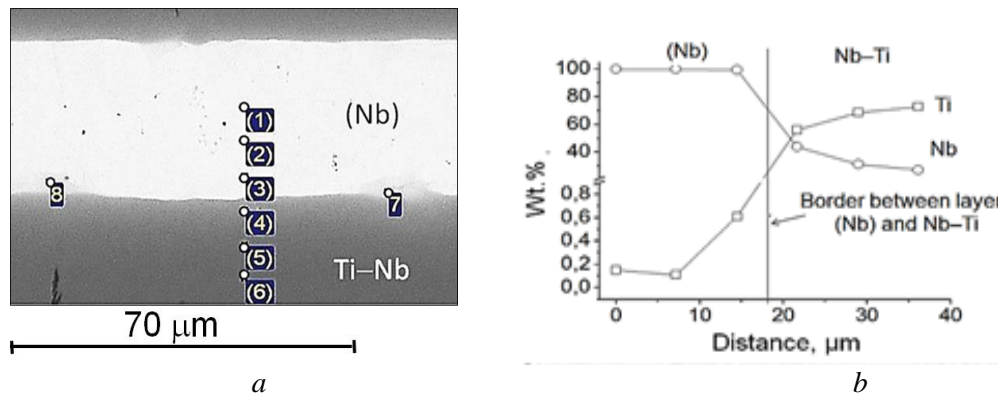


Fig. 2. Results of local XPS analysis of the Nb/Ti packet after welding: (Nb) – an Nb alloy with 0.1–0.6 wt.% Ti; 1, 2, ... 7, 8 – points of local XPS analysis

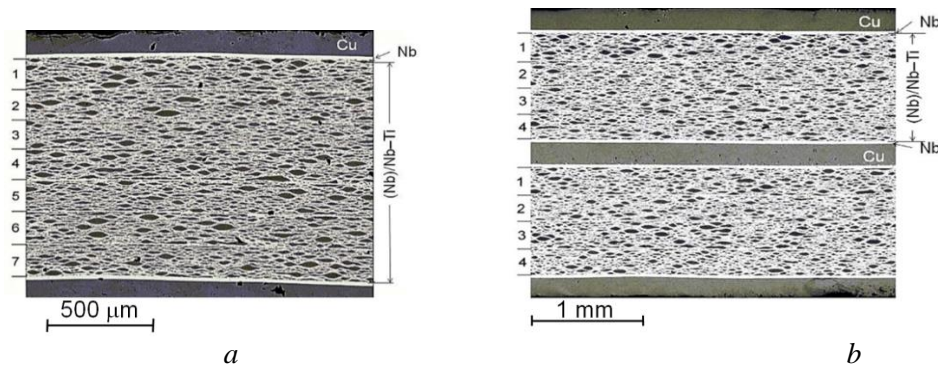


Fig. 3. Cross section of Nb/Ti-packets after DW in the 2nd cycle with two (a) and three (b) stabilizing Cu-spacers: Nb – diffusion barriers; 1 + 2 + ... + 7 and 1 + 2 + 3 + 4 – "packs" of Nb- and Ti-foils after the 1st stage

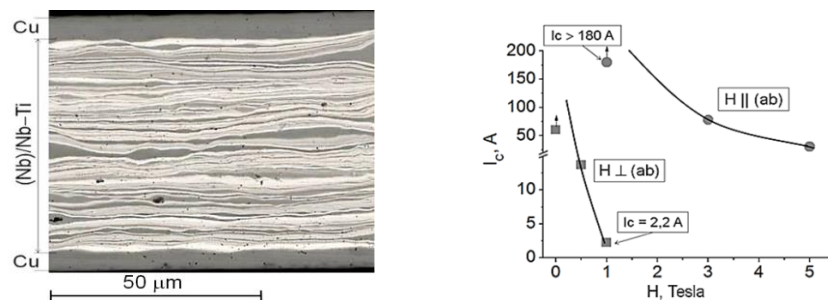


Fig. 4. Microstructure of a superconducting tape 0.1 mm thick from a package with two outer stabilizing Cu-plates

Fig. 5. Dependences of the critical current I_c of a tape made of an Nb50Ti alloy 0.1 mm thick and ~1 mm wide on the external magnetic field H of the superconducting solenoid

In Figures 4 and 5 show, respectively, the microstructure of the Nb50Ti tape and the results of measuring its critical current I_c in the superconducting solenoid at 4.2 K for 2 orientations of the tape plane relative to the magnetic field H of the solenoid. With a parallel orientation of H and the plane of the tape, its I_c was ~50 A/mm in a field of 5 T. This critical current value was obtained in the tape without low-temperature, ~300°C, annealing, which is usually required for multi-core NbTi cables.

MICROSTRUCTURE OF LAYERED COMPOSITE WITH MATRIX FROM Nb–C–Al AND TOTAL NON-INTERACTION WITH IT REINFORCING SAPPHIRE FIBERS

Korzhev V. P.¹, Kiiko V. M.¹, Kurlov V. N.¹, Khvostunkov K. A.²

¹*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia*

²*Moscow State University M.V. Lomonosov, Moscow, Russia*

korzhov@issp.ac.ru

The composite was obtained by diffusion welding (DW) of a package with U-shaped elements (Fig. 1) from foils of alloy Nb–0.1 wt.% C 50 μm thick and Al 10 μm thick. Sapphire fibers with a diameter of ~ 0.25 mm, grown by the Stepanov method, were placed inside the Al elements. The DW of the packages was carried out according to the following regime: 600°C, 3 h at a pressure of 5.6 MPa + 1400°C, 30 min / 10.5 MPa.

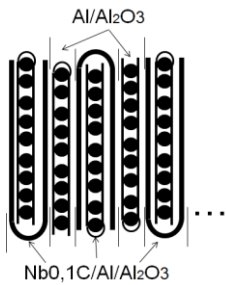


Fig. 1. Package assembly scheme: U-elements made of foils (Nb–0.1C) and Al-foil with sapphire fibers inside

In fig. 2 shows all the phases that appeared in the composite after DW. The layer, which was a foil of the Nb0.1C alloy, began to have three distinct layers. Two of them ~ 13 μm thick are niobium-based carbide $(\text{Nb}_{1.35}\text{Al}_{0.74})_{2.09}\text{C}_{0.91} = (\text{Nb},\text{Al})_2\text{C}$. The light (Nb)-layer had a variable composition – from an Nb-solid solution with 2 at.% Al in the center to a hypereutectic composition $(\text{Nb},\text{Me})_{74.3}\text{C}_{25.7}$ (at.%), where Me is Al and Fe. In the (Nb)-layer, precipitates of $\text{Nb}_4\text{C}_{3-x}$ carbide was also observed. Between (Nb) and $(\text{Nb},\text{Al})_2\text{C}$, an interlayer of the intermetallic compound Nb_2Al was found.

A layer of carbides $(\text{Nb},\text{Me})\text{C}_{1-x}$, where Me is Al and Fe, and $(\text{Al},\text{Nb})_4\text{C}_3$ [Fe ($\sim 0.1\%$)], as an impurity in Al], was formed between Al_2O_3 and the matrix. A layer of similar composition also formed between the two Nb-layers (see analysis points 12 and 13).

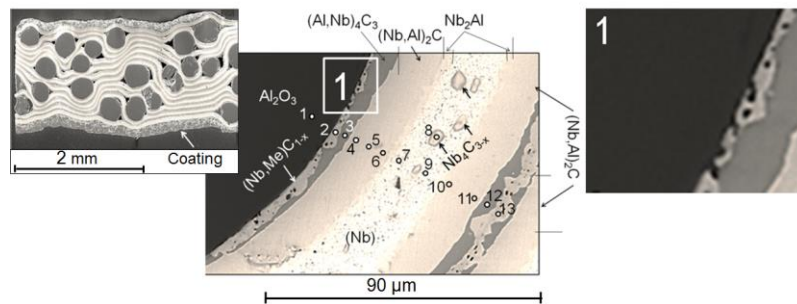


Fig. 2. Microstructure of a composite with a matrix made of Nb–Al–C alloy. On the left is a composite with fibers and a coating from a mixture of $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{ZrO}_2$, on the right – fragment 1 near the fiber-matrix interface: 1, 2, ... 13 – points of local X-ray spectral analysis

Compared with the Ti-composite [1], judging by fragment 1 (Fig. 2), one can state the complete absence of the interaction of Al_2O_3 with the matrix of Nb-alloy.

This work was supported by the Russian FBR. Project No. 20-03-00296.

1. Korzhov V.P., Kiiko V.M., Kurlov V.N., Nekrasov A.N. On the microstructure and interaction of sapphire fibers with a matrix of a layered Ti/Al-composite // This collection of abstracts.

КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ

Коржов В. П.

¹Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия
korzhov@issp.ac.ru

На примере ниобия представлен твердофазный способ получения двухсторонних карбидных покрытий на металлических лентах (рис. 1). Собирался пакет из 10–20 металлических лент, например, ниобия, толщиной несколько десятков мкм, и лент термически расщепленного графита (ТРГ), который подвергался термической обработке (ТО) под давлением до 15 МПа при 1500°C в течение 15–60 мин. После ТО пакет легко разбирался. При необходимости поверхности фольг зачищались от графита.

Микроструктура поперечного сечения Nb-фольги представлена на рис.

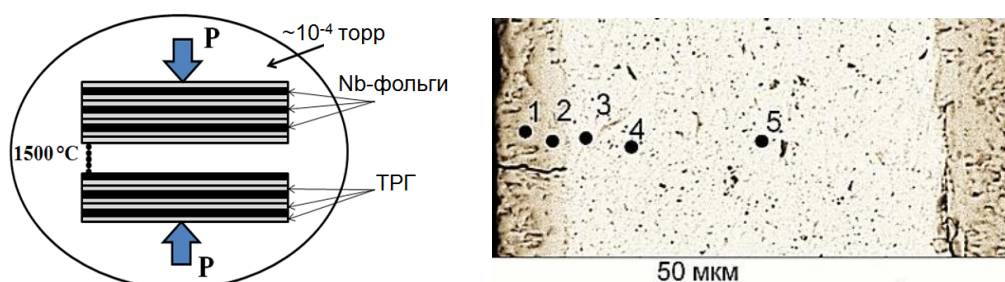


Рис. 1. Схематическое изображение пакета и диффузионного получения С-покрытий

Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения Nb-ленты толщиной 60 мкм после твердофазного взаимодействия с лентами из термически расширенного графита при 1500°C в течение 1 ч и разборки пакетов: 1–5 –точки локального РСА

По данным локального рентгеновского спектрального анализ (РСА) покрытия были монокарбидом NbC_{1-x} составов $Nb_{0,93}C_{1,07}$ после термообработки пакета при 1500°C в течение 1 ч. В Nb-ленте наблюдались дискретные выделения вторичного карбида $\beta-Nb_2C$ (рис. 2).

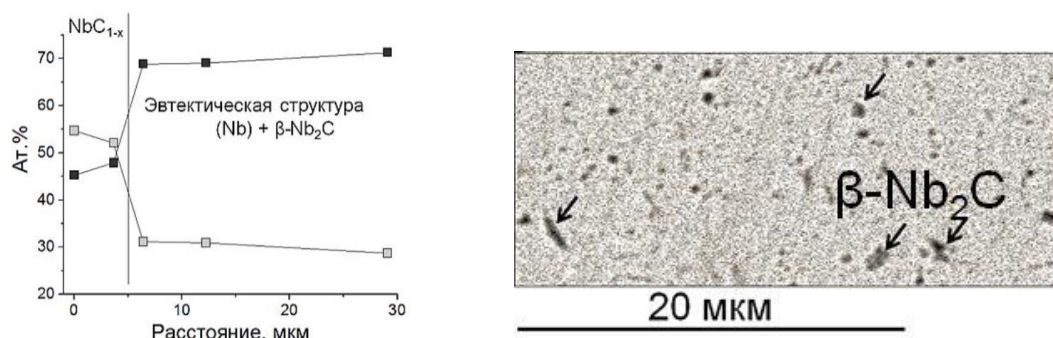


Рис. 3. Данные локального РСА

Рис. 4. Микроструктура эвтектической области Nb-ленты после ТО

Из лент ниобия с карбидными покрытиями были составлены многослойные пакеты Nb/CNbC/CNbC... для получения из них слоистого композита с карбидным упрочнением. После диффузионной сварки пакета по режиму: 1250°C, 2 ч и давлении ~10 МПа композит имел прочность на изгиб при 20°C 1000–1400 МПа и в температурном интервале 650–900°C от 700 до 1100 МПа.

**СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ
«АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ», «АЛЮМИНИЙ-ЦЕРИЙ», «АЛЮМИНИЙ-
ЛАНТАН» ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ****Рогачев С.О.¹, Наумова Е.А.^{1,2}, Васильева Е.С.¹, Сундеев Р.В.³**¹НИТУ «МИСус», г. Москва, Россия²ФГБОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН», г. Москва, Россия³Российский технологический университет (МИРЭА), г. Москва, Россия
csaap@mail.ru

Разработанные в последние годы эвтектические сплавы на основе систем Al–Ca, Al–Ce и Al–La весьма перспективны для практического применения. Эти сплавы высокотехнологичны при литье, а в отожженном состоянии легко деформируются, несмотря на высокую долю интерметаллидных фаз в структуре. Все двухкомпонентные базовые эвтектические композиции (Al–Ca, Al–Ce, Al–La) без добавления элементов-упрочнителей алюминиевого твердого раствора (Zn, Mg, Cu, Zr, Sc) имеют средний уровень прочностных свойств, сопоставимый со свойствами силуминов. Представляет практический интерес повышение прочностных свойств базовых эвтектических сплавов без дополнительного легирования (которое приводит к снижению технологических свойств и увеличению стоимости сплавов) за счет использования больших пластических деформаций. В данной работе изучено влияние кручения под высоким давлением (КВД) на структурные превращения и упрочнение эвтектических алюминиевых сплавов Al–8%Ca, Al–10%Ce и Al–10%La.

КВД осуществляли на образцах диаметром 8 мм и исходной толщиной 0.7 мм при комнатной температуре, давлении $P = 6$ ГПа и числе оборотов $N = 5$. КВД проводили в стесненных условиях, т.е. образец помещали в профилированное отверстие глубиной 0.3 мм в нижней наковальне, что обеспечивало постоянную конечную толщину образца ~0.4 мм. Однородность деформации после КВД проверяли путем измерения микротвердости по Виккерсу (нагрузка 0.5 Н) образцов на двух взаимно-перпендикулярных диаметрах с шагом 0.5 мм. Измерения проводили на микротвердометре Micromet 5101 Buehler. Микроструктуру образцов изучали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA и на оптическом микроскопе Axio Observer D1m Carl Zeiss. Электронно-микроскопические исследования проводили на просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (JEOL) с энергодисперсионным микроанализатором (ЭДС).

Показано, что КВД-деформация всех образцов приводит к повышению их микротвердости в 2.0–3.4 раза как результат формирования нанокристаллической структуры в сплаве Al–8%Ca и нано- и субмикрокристаллической структуры в сплавах Al–10%Ce и Al–10%La, а также измельчения эвтектических частиц во всех сплавах. Степень измельчения зеренной структуры, также как и эвтектических частиц, убывает в ряду от сплава Al–8%Ca к сплаву Al–10%La. Преимущественный размер кристаллитов после КВД составил 20–40, 60–120 и 70–210 нм, соответственно, в сплавах Al–8%Ca, Al–10%Ce и Al–10%La. Преимущественный размер эвтектических частиц после КВД составил 10–25 мкм во всех сплавах. Однако в структуре сплавов Al–10%Ce и Al–10%La после КВД сохраняются крупные эвтектические частицы размером, соответственно, 200–1000 и 500–1500 нм, в то время как в структуре сплава Al–8%Ca исходных крупных эвтектических частиц после КВД не выявлено.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (грант № 20-19-00746).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al–Ca–Mn–Fe–Zr–Sc ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Рогачев С.О.¹, Наумова Е.А.², Карелин Р.Д.^{1,3}, Андреев В.А.^{3,4},
Перкас М.М.³, Юсупов В.С.³, Хаткевич В.М.¹

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²МГТУ «Станкин», г. Москва, Россия

³ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва, Россия

⁴ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», г. Москва, Россия

csaap@misis.ru

Новые многокомпонентные эвтектические сплавы на основе системы Al–Ca весьма перспективны для практического применения. Эти сплавы обладают малой плотностью, высокой коррозионной стойкостью, высокотехнологичны при литье, а в отожженном состоянии легко деформируются, несмотря на высокую долю интерметаллидных фаз в структуре. В процессе деформации можно дополнительно повысить прочностные свойства сплавов, что делает их использование в современной технике более эффективным. Известно, что получение в алюминиевых сплавах ультрамелкозернистого (УМЗ) состояния методами больших пластических деформаций существенно повышает комплекс их механических свойств. Перспективным методом, позволяющим получать УМЗ структуру в массивных образцах алюминиевых сплавов, является равноканальное угловое прессование (РКУП). В данной работе изучено влияние теплового РКУП на структуру и механические свойства эвтектического алюминиевого сплава Al–3.5% Ca–0.9% Mn–0.5% Fe–0.1% Zr–0.1 % Sc. РКУП проводили на образцах диаметром 20 мм и длиной 10 мм в изотермических условиях при температуре 400 °С, используя маршрут V_C , угол пересечения каналов 110° и число проходов $N = 6$.

Структура сплава в исходном литом состоянии состояла из крупных дендритов на основе твердого раствора (Al) со средним размером 16 ± 2 мкм и эвтектики на основе [(Al) + Al₄Ca] с размером частиц 1–3 мкм. В структуре сплава выявлено небольшое количество первичных крупных частиц типа Al₆(Mn, Fe) размером до 5 мкм, расположенных в областях эвтектики. В результате РКУП в сплаве внутри исходных крупных зерен сформировалась развитая субструктура с высокой плотностью дислокаций с выделением наноразмерных частиц Al₆(Mn, Fe) и Al₃Sc размером ~20 нм. В структуре также наблюдались измельченные первичные частицы Al₆(Mn, Fe) размером 0.1–0.2 мкм и Al₄Ca размером 0.4–1 мкм.

Предел текучести и прочности сплава исходного состояния составили 112 ± 5 и 181 ± 1 МПа, соответственно, при относительном удлинении 11 ± 1 %. Предел текучести и прочности сплава после РКУП в продольном направлении составили 196 ± 9 и 272 ± 1 МПа, соответственно, при относительном удлинении 8.5 ± 0.5 %. Предел текучести и прочности сплава после РКУП в поперечном направлении составили 220 ± 2 и 262 ± 1 МПа, соответственно, при относительном удлинении 12.5 ± 0.5 %. Таким образом, прочностные свойства сплава после РКУП увеличились в 1.5–2.0 раза, а относительное удлинение уменьшилось в 1.3 раза в случае продольного образца и слабо изменилось в случае поперечного образца по сравнению с исходным литым состоянием. Механизм разрушения образцов после РКУП преимущественно вязкий ямочный.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМЕТ РАН № 075-00947-20-00.

ЯВЛЕНИЕ ГОРЯЧЕГО НАКЛЕПА В ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Кругляков А.А.¹, Никулин С.А.², С Рогачев.О.², Нгуен Хоан Суан²,
Лебедева Н.В.³, Панова Г.А.⁴

¹Научно-коммерческая фирма WBH, г. Берлин, Германия

²НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

³НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей», г. С.-Петербург, Россия

⁴Санкт-Петербургский Государственный Морской Технический Университет,
г. С.-Петербург, Россия

csaap@mail.ru

Изучено поведение при горячей деформации новой инструментальной штамповой стали в интервале температур 450–750 °С. Исследовали среднеуглеродистую (0,44 % С) инструментальную сталь для горячего прессования системы легирования Si–Cr–Ni–Mn–V–Ti–Nb с оптимизированным химическим составом, разработанную на основе промышленной марки ЭП930, в которой никель, как элемент понижающий температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения и повышающий устойчивость переохлаждённого аустенита, был частично заменен марганцем.

В исходном состоянии структура стали состояла преимущественно из α -Fe-твердого раствора (феррит / бейнит) и частиц вторых фаз (карбиды / интерметаллиды). Точки A_{C1} и A_{C3} , определенные dilatометрическим методом, составили 610 и 790 °С, соответственно. Для термомеханической обработки (ТМО) использовали цилиндрические образцы высотой 10 мм и диаметром 5 мм. ТМО проводили на закалочно-деформационном dilatометре DIL 805 A/D по режиму:

(1) аустенизация при 1150 °С в течение 15 минут (гомогенизация для уменьшения степени неоднородности и растворения вторых фаз, присутствующих в стали исходного состояния);

(2) охлаждение до 450 °С и выдержка при этой температуре в течение 15 минут с пластической деформацией (ТМО I) и без пластической деформации (ТМО II) (данный этап соответствует процессу охлаждения штампа между штамповками);

(3) нагрев до 750 °С и выдержка при этой температуре в течение 15 минут с пластической деформацией (данный этап соответствует процессу штамповки).

Деформацию проводили по схеме сжатия (5 циклов, деформация на каждом цикле ~2 %, скорость 0,1 с⁻¹) с записью истинных диаграмм деформации.

Экспериментально показано явление горячего наклепа для изучаемой стали в ходе ТМО в диапазоне температур 450–750 °С. Многократная пластическая деформация при 450 °С (ТМО I) обеспечивает существенное упрочнение аустенита – с 260 до 460 МПа. Достигнутый уровень упрочнения сохраняется при последующем нагреве до 750 °С, а многократная деформация при этой температуре повышает его до 490 МПа. Таким образом, степень наклепа, полученная в ходе деформации при 450 °С в структуре аустенита, сохраняется и в дальнейшем усиливается в ходе последующей деформации при температуре 750 °С, что обуславливает высокую склонность к деформационному упрочнению стали с РАПЭ при температуре 750 °С. Полученный эффект обеспечивает повышение прочности штампа непосредственно в процессе горячего прессования и позволяет его использовать для эффективного управления ресурсом штампового инструмента. В отсутствие предварительной деформации при 450 °С (ТМО II), упрочнение стали в процессе деформации при 750 °С проявляется значительно слабее – до 390 МПа.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Al И Fe ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Мирончук Б.С., Дрозденко А.А., Божко С.И., Абросимова Г.Е.,
Аронин А.С.

*Россия, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики твердого тела РАН
bogdan25061997@gmail.com*

Интерес к исследованию аморфных материалов обусловлен их выдающимися физико-химическими свойствами. Так, аморфные материалы обладают высокими механическими характеристиками [1]. Механизмом деформации аморфных сплавов при комнатной температуре является формирование полос сдвига и их распространение. По сформировавшимся после деформации полосам сдвига происходит разрушение материала [2]. Исследование поверхностей и структуры аморфных сплавов после пластической деформации позволяет судить о взаимосвязи морфологии поверхности (характерные размеры и распределение полос сдвига) и образовавшейся структуры образца.

Методами сканирующей и зондовой микроскопии исследовано влияние интенсивной пластической деформации (ИПД) на структуру поверхности образцов на основе Fe и Al. Методом рентгенографии исследованы структуры образцов до и после ИПД. Выбор образцов был обусловлен существенно разными упругими характеристиками основного компонента сплава (модуля Юнга, модуля сдвига) и различными энергиями активации кристаллизации. Образцы были подвержены ИПД при комнатной температуре (T_r), давлении 4 ГПа, количеством оборотов $n = 1$ для образца на основе Fe и $n = 2$ для образца на основе Al.

Структура образцов исследована методом рентгенографии при помощи дифрактометра Siemens D-500 с использованием $Co K_\alpha$ излучения. Снимки поверхностей образцов получены на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения Supra 50VP с увеличениями от 150 до 50000. Рельеф поверхности исследован при помощи зондового микроскопа SolverPRO-M.

Анализ полученных данных позволяет заключить о том, что морфология поверхностей образцов различна, различны характерные размеры образовавшихся полос сдвига и их распределение. Предполагается, что более развитая поверхность свидетельствует о большей кристаллизации образца.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичной поддержке РФФИ (проект 19-03-00355).

1. Z.C. Zhong, X.Y. Jiang, A.L. Greer, Rapidly Quenched and Metastable Materials (RG9), Book of Abstracts, p.244, Bratislava, August 25-30 (1996).
2. J. Pan, Q. Chen, L. Liu, Y. Li, Softening and dilatation in a single shear band, Acta Mater. 59 (2011) 5146–5158, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.04.047>.

ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9

Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С. Г.

*ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева», Самара, Россия*
ojv76@mai.ru, a.v.pokoev46@mail.ru, ShakhbanovaSel@mail.ru

Одним из способов воздействия на металлы и их сплавы с целью улучшения физико-механических свойств является технология искусственного старения предварительно закаленного металлического сплава, которая приводит к существенному изменению прочностных свойств. Это обусловлено тем, что во время старения в решетке сплава образуются дисперсные кластеры и фазы, размеры и скорость роста, которых зависит от внешних воздействий. Растущие кластеры существенно влияют на перемещение дислокаций, что приводит к изменению макроскопических свойств состаренных сплавов. В результате ранее проведенных исследований искусственного старения бериллиевой бронзы БрБ–2 в импульсном магнитном поле (ИМП) были получены данные [1, 2], которые показывают, что ИМП оказывает положительное воздействие на пластические свойства сплава, при этом микротвердость сплава уменьшается. Наблюдается, так называемый, положительный магнитоэластический эффект (МПЭ) [3, 4].

В связи с этим, целью данной работы является изучение влияния частоты ИМП на процесс фазообразования в алюминиевом сплаве АК9 при старении в течение 4 ч и температуре 175 °С.

Анализ полученных экспериментальных данных позволяет сделать следующие выводы:

1. Установлен положительный МПЭ, приводящий к уменьшению микротвердости до 51 %, при этом пластические свойства сплава возрастают.
2. Методом рентгеноструктурного анализа было установлено, что значения средних размеров блоков когерентного рассеяния при наложении ИМП всегда больше, чем в его отсутствие, а значения величин относительных микродеформаций и плотности дислокаций при наложении поля ниже, чем значения, полученные без него. Это свидетельствует о том, что структура сплава при наложении ИМП становится менее искаженной, чем в его отсутствие.
3. Методом рентгенофазового анализа обнаружено, что наложение ИМП приводит к увеличению интенсивности всех наблюдаемых линий (α -твердого раствора на основе алюминия, фазы Mg_2Si и чистого кремния с элементами эвтектики) до 4 раз и уменьшению их полуширины, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава.

1. Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. Влияние частоты импульсного магнитного поля, температуры и времени старения на магнитоэластический эффект в бериллиевой бронзе БрБ-2 // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2009. – Т. 11. – №5 – С. 56 – 63.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Старение бериллиевой бронзы в импульсном магнитном поле // ФММ. – 2008. – Т. 105. – №4 – С. 385 – 390.
3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Урусовская А.А., Перекалина Т.М. О движении дислокаций в кристаллах NaCl под действием постоянного магнитного поля // ФТТ. – 1987. – Т.29. – №2. – С. 467 – 470.
4. Головин Ю.И. Магнитоэластичность твердых тел // ФТТ. – 2004. – Т. 46. – № 5.– С. 769 – 803.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦА СПЛАВА Ti_2NiCu С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПЕРЕХОДОМ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЯХ

Метлов Л.С.^{1,2}, Коледов В.В.³, Шавров В.Г.³, Морозов Е.В.³, Кузнецов Д.Д.³,
Быбик М.С.³, Дильмиева Э.Т.³, Калашников В.С.³, Тхетелев Ю.В.¹

¹ГУ “Донецкий физико-технический институт”, Донецк, Украина,

²Донецкий национальный университет, Донецк, Украина lsmet@donfti.ru

³Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

Наиболее распространенный вариант теории Ландау фазовых переходов (ФП) предполагает зависимость (критическую) от температуры коэффициента при второй степени параметра порядка (ПП). В то же время, в соответствии с общей методологией теории, от температуры, а также от давления или напряжения могут зависеть критически или некритически все коэффициенты в разложении свободной энергии. Особое значение это имеет в случае материалов и сплавов, с термупругим мартенситным ФП, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), который существенно усложняет протекание ФП.

Цель данной работы – теоретическое моделирование в рамках теории Ландау температурной зависимости деформации сплава ϵ , как ПП вблизи точки термупругого мартенситного ФП T_M и сравнение экспериментальных зависимостей $\epsilon(T)$ для сплава с памятью формы Ti_2NiCu при циклическом охлаждении-нагреве при различных внешних растягивающих нагрузках (рис. 1,а) с результатом моделирования (рис. 1.б). В области низких температур $T < T_M$, где T_M – температура мартенситного перехода, зависимость $\epsilon(T)$ отсутствует, что может быть следствием компенсационной зависимости от T коэффициентов при второй и третьей степени ϵ . Кроме того, наблюдается сильная зависимость ϵ в области низких температур от внешнего напряжения, что трудно объяснить линейным по ϵ вкладом в упругую энергию, и по-видимому следует учитывать также нелинейную зависимость от вклада в разложении свободной энергии.

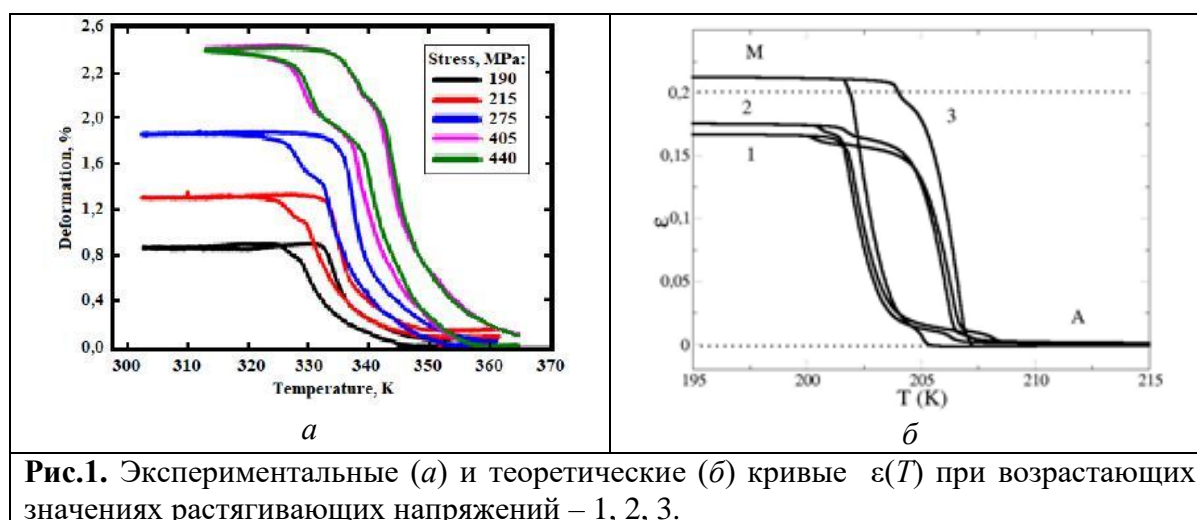


Рис.1. Экспериментальные (а) и теоретические (б) кривые $\epsilon(T)$ при возрастающих значениях растягивающих напряжений – 1, 2, 3.

Работа выполнена при поддержке гранта Президента РФ для молодых российских ученых МК-355.2020.2. Экспериментальные измерения осуществлены при поддержке гранта РФФИ 18-07-01320.

РОЛЬ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТА И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА СЕМЕЙСТВА Ni–Mn–Ga

Дильмиева Э.Т.¹, Кошкидько Ю.С.^{1,2}, Коледов В.В.¹, Ховайло В.В.^{3,4},
Цвик Я.² Шавров В.Г.¹

¹ ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, г. Москва, Россия.

² Институт низкотемпературных и структурных исследований, г. Вроцлав, Польша.

³ НИТУ «МИСиС» г. Москва, Россия.

⁴ Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия.

dilmieva@cplire.ru

В последние годы изучению магнитокалорического эффекта (МКЭ) посвящено большое количество работ. МКЭ изучают для широкого круга материалов [1], прямым и косвенным методами [2], в средних и сильных магнитных полях [3] и т.п. Известно, что максимальные значения МКЭ наблюдаются вблизи магнитных фазовых переходов. Особое внимание привлекают магнитоструктурные фазовые переходы, которыми обладают некоторые сплавы Гейслера, соединения MnAs, FeRd. В области магнитоструктурного фазового перехода МКЭ имеет два основных вклада. Это вклады от магнитной и структурной подсистем, которые могут иметь разные знаки вклада и конкурировать между собой в зависимости от циклирования в магнитном поле [4]. Также предполагается, что МКЭ резко зависит от циклирования в магнитном поле из-за необратимости структурного превращения под воздействием даже сильных магнитных полей. В работе [5] особое внимание обращают на то, что зародышеобразование вносит решающий вклад в характерный гистерезис фазовый переход 1-го рода и, соответственно, на необратимость магнитоиндуцированного структурного перехода. Соответственно, задача изучения магнитоиндуцированного мартенситного перехода, а именно необратимость и зависимость от циклирования по температуре/магнитному полю, остается актуальной.

В настоящее время работ по изучению структурного перехода и его влиянию на МКЭ небольшое количество [5,6]. Прежде всего это связано с тем, что современные стандартные методики такие как, рентгеноструктурный анализ, нейтронная дифракция и т.п. эффективны при изучении кристаллической структуры, однако, имеют сложности применения при структурных исследованиях в высоких магнитных полях. Поэтому авторы предлагают изучение структурного перехода с помощью оптического микроскопа в сильных магнитных полях на специально разработанной установке [6]. В работе предлагается уделить внимание вопросу зарождения магнитоиндуцированной мартенситной фазы в сильных магнитных полях для монокристалла сплава Гейслера Ni_{2.19}Mn_{0.81}Ga, и его влияния на МКЭ.

Работа выполнена в рамках государственного задания и частично поддержана грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук № МК-355.2020.2 и грантом РФФИ № 20-58-54006.

1. J. Lyubina. J. Phys. D: Appl. Phys. **50**, 053002 (2017).
2. T. Kihara, et al., Phys. Rev. B. **90**, 214409 (2014).
3. Y. Koshkid'ko, et al., J. Magn. Magn. Mater. **459**, 98–101 (2018).
4. T. Gottschall, et al., Appl. Phys. Lett. **106**, 021901 (2015).
5. T. Kihara, et al., J. Alloys Compd. **577**, S722–S725 (2013).
6. E.T. Dilmieva, et al., Bulletin Russ. Acad. Sci.: Phys. **81** (11), 1283-1288 (2017).

ВЛИЯНИЕ СВЕРХБЫСТРОГО НАГРЕВА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ Fe–Cr–Ni, ПОДВЕРГНУТЫХ БОЛЬШИМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ

Блинова Е.Н.¹, Либман М.А.¹, Панов Д.В.², Пименов Е.В.¹,
Филиппова В.П.¹

¹ ФГУП “ЦНИИчермет им. И.П. Бардина”, г. Москва, Россия,
blinova_en@rambler.ru

² НИЯУ МИФИ, г. Москва, Россия

Настоящая работа посвящена разработке физических принципов создания нового класса материалов – градиентных материалов, структура которых представляет собой сочетание макроскопических областей, с существенно различающимися физическими или механическими свойствами. Основой для таких материалов являются металлические системы, характеризующиеся различными типами фазовых превращений, в результате которых образуются кристаллические структуры с различными свойствами. В настоящей работе для создания градиентных материалов использована система Fe–Cr–Ni, где реализуется прямое и обратное мартенситное превращение. Получение градиентных материалов возможно при использовании комбинированного метода, сочетающего большие пластические деформации, приводящие к образованию мартенсита и последующий локальный сверхбыстрый нагрев с использованием лазерного излучения, способствующей образованию аустенита. По такой схеме в системе Fe–Cr–Ni можно реализовать структурное состояние, характеризующееся заданным распределением макроскопических парамагнитных аустенитных областей в ферромагнитной мартенситной матрице. В настоящей работе проведено изучение влияния различных видов пластической деформации на формирование мартенситной матрицы в сплавах системы Fe–Cr–Ni различного состава, отличающимися температурами начала прямого и обратного мартенситного превращения. Сплавы с содержанием никеля в пределах 6,85 – 9,65% и хрома в пределах 15,82 – 18,31% были выплавлены в вакуумной индукционной печи, подвергнуты ковке и горячей прокатке до толщины 2,6 мм, а также различным видам холодной пластической деформации - плоской прокатке со степенями обжатия в пределах от 17,3 до 73,1 % и кручении под давлением 6ГПа на 1 оборот в камере Бриджмена. На образцах выбранных для исследования сплавов был проведен комплекс исследований, включающих в себя определение магнитных характеристик, микротвердости и фазового состава. Определение температур начала прямого и обратного превращения проводилось методом калометрического анализа. Методом электронной микроскопии была исследована тонкая структура сплавов после холодной прокатки. Подобраны технологические параметры лазерной термической обработки, обеспечивающие получение оптимального сочетания высокой прочности и пластичности аустенита. Полученные результаты обсуждаются в связи с возможностью использования исследованных сплавов для создания градиентных материалов с высокими прочностными и пластическими характеристиками.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-08-00591 а)

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МАССИВНОГО
АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ**

**Дрозденко А.А., Абросимова Г.Е, Першина Е.А.,Шолин И. А.,
Аронин А.С.**

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

Массивные аморфные сплавы на основе Zr известны тем, что обладают хорошими механическими свойствами и термической стабильностью при высоких температурах [1,2], что является весьма важным, поскольку это напрямую связано с областью практического применения данной группы сплавов.

Одним из методов исследования термических характеристики фазовых превращений в материале является метод дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Данный метод позволяет судить о характере тепловых эффектов, происходящих в материале. Также, существует возможность довольно точно (с точностью до 1°) определить температуру кристаллизации образца и на основании данных ДСК рассчитать энергию активации кристаллизации, поскольку данная методика позволяет проводить исследования при различных скоростях нагрева.

В рамках исследования изготовленные образцы массивного аморфного сплава состава $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ нарезались на диски, толщиной ~ 1 мм и диаметром 8 мм на электроискровой установке, после диски были нарезаны еще на 4 части для проведения эксперимента. Далее образцы были исследованы методом ДСК на установке фирмы Perkin-Elmer DSC 7. Структура образцов после термической обработки исследованы методом рентгенографии на дифрактометре Siemens D-500 с использованием $Co K_\alpha$ излучения.

По результатам эксперимента определена температура кристаллизации и рассчитана энергия активации кристаллизации данного сплава по методу Киссинджера. Рассмотрена образовавшаяся структура и определен фазовый состав образцов при данном виде обработки. Выявлена и проанализирована последовательность фазовых превращений в данных образцах.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичной поддержке РФФИ (проект 19-03-00355).

1. D.Fátay, J.Gubicza, P.Szommer, J.Lendvai, M.Blétry, P.Guyot. Thermal stability and mechanical properties of a Zr-based bulk amorphous alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 387–389, 2004, 1001-1004
2. Changwoo Jeon, Min Chul Jo, Juho Lee, Eun Soo Park, Junho Park, Sang Yong Shin. Improvement of Mechanical Properties of Zr-Based Bulk Amorphous Alloys by High Temperature Heat Treatment, *Metals and Materials International*, 26,2020, 1144–1151

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ НА ПРЕКУРСОРАХ С ОЦК РЕШЕТКОЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Абросимова Г.Е., Волков Н.А., Аронин А.С.

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

Традиционно для получения нанокристаллической структуры в аморфном сплаве в его состав вводят небольшое количество компонентов, способствующих увеличению потенциальных мест зарождения нанокристаллов и уменьшению скорости их роста. Так в классическом Finemet'е в базовый состав Fe-Si-B добавляют небольшие количества меди и ниобия. Нерастворимая в железе медь образует кластеры, являющиеся местами гетерогенного зарождения нанокристаллов, а ниобий, характеризующийся низкой скоростью диффузии, затрудняет диффузионное перераспределение компонентов при образовании нанокристаллов по диффузионному механизму. В настоящей работе предлагается другой механизм формирования наноструктуры, основанный на структурном сходстве кристаллических решеток легирующего элемента и образующейся при кристаллизации фазы. В этом случае местами зарождения нанокристаллов являются области ближнего порядка, упакованные по типу первой кристаллизующейся фазы. При неоднородном распределении компонентов (непосредственно при получении аморфного сплава или вследствие термообработки) в областях, обогащенных легирующим компонентом, происходит образование упорядоченных областей. В этом случае наличие определенных ориентационных соотношений между решетками легирующего элемента и образующейся кристаллической фазы будет способствовать увеличению количества потенциальных мест и скорости зарождения нанокристаллов.

Исследования проводились на широкой группе сплавов: $(\text{Fe}_{73}\text{Si}_{13}\text{B}_9)_{1-x-y}\text{Nb}_x\text{Cu}_y$, $(\text{Co}_{70}\text{Si}_{12}\text{B}_9)_{1-x-y}\text{Fe}_x\text{Nb}_y$, $(\text{Co}_x\text{Fe}_y)\text{Nb}_8\text{B}_{20}$, $(\text{Co}_x\text{Fe}_y)\text{Ti}_8\text{B}_{20}$ и др. Установлено, что образование ОЦК фазы и параметры формирующейся структуры (фазовый состав, размер нанокристаллов, доля нанокристаллической составляющей структуры) существенно зависят от типа и концентрации легирующего компонента. В ряде случаев для образования ОЦК структуры в аморфной фазе необходимо присутствие двух компонентов с объемно-центрированной кристаллической решеткой.

Полученные результаты показывают, что при анализе формирования микроструктуры необходимо рассматривать, как минимум, два «параметра»: родство кристаллических решеток компонентов сплава и влияние легирующего элемента на расширение области существования ОЦК фазы. В первом случае будет происходить гетерогенное зарождение ОЦК фазы на кластерах компонентов сплава с родственной кристаллической структурой. При этом процесс кристаллизации будет определяться величиной поверхностной энергии. Во втором случае – фазовый состав будет определяться общей зависимостью свободной энергии системы от химического состава («объемной» свободной энергии), а не от легкости осуществления определенного механизма при образовании наноструктур. Какой процесс является определяющим, в настоящее время непонятно и требует дальнейших исследований.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 19-02-00406).

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕЖФАЗНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАТЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti-6Al-4V

Горнакова А.С., Прокофьев С.И.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

alenahas@issp.ac.ru

В настоящей работе исследовали микроструктуру сплава Ti-6Al-4V, после отжига в вакууме в широком интервале температур в области $\alpha+\beta$, образцы закаляли в воде. Области, образовавшиеся при закалке в результате разложения α - и β - зерен, образовавшихся в процессе отжига, сохранили форму предшествующих α - и β - зерен. Рассмотрены тройные переходы, образованные двумя α/β межфазными границами (МФГ) и одной межзеренной границей (МЗГ) в α - или β - фазе. Соответствующие углы θ_α и θ_β , образованные двумя α/β МФГ, были измерены на изображениях СЭМ. Тогда средние соотношения $R_\alpha = \gamma_\alpha/\gamma_{\alpha\beta}$ и $R_\beta = \gamma_\beta/\gamma_{\alpha\beta}$, ($\gamma_\alpha, \gamma_\beta$, и $\gamma_{\alpha\beta}$ - средние поверхностные напряжения границ зерен (ГЗ) в α - фазе, в β - фазе и α/β МФГ, соответственно) были определены для всех температур отжига температурные зависимости R_α и R_β приведены на рис. 1.

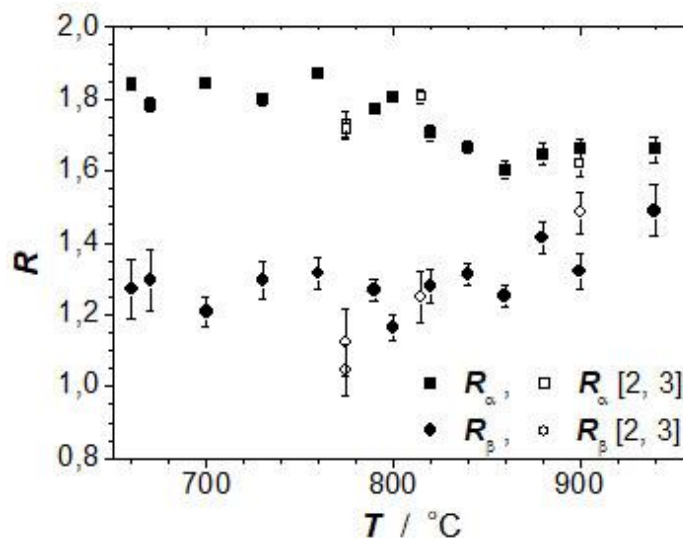


Рис.1. Температурные зависимости $R_\alpha(T)$ и $R_\beta(T)$ [1]

На основе этих зависимостей и литературных данных были получены количественные оценки параметров температурных зависимостей средних поверхностных напряжений ГЗ в α - и β - фазе, а также МФГ α/β в области $\alpha+\beta$ сплава Ti-6Al-4V.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грант 18-03-00067).

1. Gornakova A.S., Prokofjev S.I., Energetics of intergranular and interphase boundaries in Ti-6Al-4V alloy, *J. Mater. Sci.* V. 55, (2020) 9225–9236
2. Semiatin SL, Kirby BC, Salishchev GA (2004) Coarsening Behavior of an Alpha-Beta Titanium Alloy. *Metall Mater Trans A* (35A):2809-2819
3. Sargent GA, Zane AP, Fagin PN, Ghosh AK, Semiatin SL (2008) Low-temperature coarsening and plastic flow behavior of an alpha/beta titanium, billet material with an ultrafine microstructure. *Metall Mater Trans A* 39A:2949-2964

**ТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ ЮНГА СПЛАВА Ti–2.2 ВЕС.% Fe
ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И КВД****Горнакова А.С.¹, Афоникова Н.С.¹, Ходос И.И.², Тюрин А.И.³,
Страумал Б.Б.¹**¹*ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия*²*ИПТМ РАН, Черноголовка, Россия*³*НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия*alenahas@issp.ac.ru

Воздействуя на многокомпонентные и многофазные сплавы на основе титана с помощью кручения под высоким давлением (КВД) в сочетании с термической обработкой, можно достичь полезных модификаций структуры и свойств этих сплавов.

Цель данной работы направлена исследовать влияние предварительно отжига и КВД, на твердость и модуль Юнга сплава Ti–2.2вес.% Fe.

Исследуемый двухкомпонентный титановый сплав Ti–2.2вес.% Fe был приготовлен из титана марки ТИ-1 (иодидный титан 99.98 %) и железа (99.97 %). Сплав был выплавлен в индукционной печи в атмосфере чистого аргона. Отжиг образцов (\varnothing 10 мм, толщина 0.7 мм) проводился при $T = 470, 615$ и 950°C , продолжительность составила 673, 270 и 270 часов, соответственно. Полученные образцы подвергали КВД при комнатной температуре при 7 ГПа, скорости деформации 1 об/мин и 5 оборотах плунжера. После КВД толщина образцов составила 0.35 мм.

Измерения локальных физико-механических свойств (твердости - H и модуля Юнга - E) [1-2] проводили на приборе TI-950 Triboindenter оснащенного индентором Берковича, при комнатной температуре. Определение числовых значений величин H и E исследованных образцов проводили по методике Оливера-Фарра [1] на основе характерных $P(h)$ диаграмм. Исследования проводились при комнатной температуре и постоянной нагрузке (200 mN).

По результатам экспериментов было показано, что значения твердости и модуля Юнга для сплава Ti–2.2вес.% Fe зависят не только от температуры предварительного отжига перед КВД-обработкой. Более того, значения H и E сильно локализованы относительно области проведения измерений и радиуса направления измерений. Предварительная термообработка сплава в двухфазной области при $T = 615^\circ\text{C}$ дает самые высокие значения твердости (5,8 ГПа) и модуля Юнга (152,7 ГПа) на середине радиуса образца.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (грант 18-03-00067) и РФФИ (грант 18-29-17047 - исследование физико-механических свойств методами наноиндентирования).

1. Oliver W.C., Pharr G.M. // J. Mater. Res. 19(1), 3 (2004).
2. Golovin Yu.I., Tyurin A.I., Aslanyan E.G., Pirozhkova T.S., Vorobev M.O. // Measurement Techniques. 2016. V. 59. № 9. P. 911-915.

ВЛИЯНИЕ МЕЖЗЕРЕННЫХ И МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ С δ -ФЕРРИТОМ

¹Панченко М.Ю., ¹Астафурова Е.Г., ^{1,2}Михно А.С.

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

²Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

panchenko.marina4@gmail.com

Были исследованы закономерности водородного охрупчивания в образцах хромомарганцевой высокоазотистой стали с различной плотностью межзеренных и межфазных (аустенит/ δ -феррит) границ. Для исследования была выбрана высокоазотистая сталь со следующим химическим составом: Fe–23Cr–17Mn–0,1C–0,6N (мас. %). С помощью термообработок по различным режимам (отжиг при температурах $T_{об} = 1050^\circ\text{C}$, 1100°C , 1150°C и 1200°C в течение 30 минут с последующей закалкой в воду) были получены структурно-фазовые состояния с разной плотностью межзеренных и межфазных (аустенит/ δ -феррит) границ и различной объемной долей δ -феррита. Максимальная плотность границ и минимальная объемная доля δ -феррита ($V_\delta = 14\text{--}18\%$) наблюдались после обработки при $T_{об} = 1050^\circ\text{C}$. Увеличение $T_{об}$ привело к уменьшению плотности межзеренных и межфазных границ и возрастанию объемной доли δ -феррита. При температуре $T_{об} = 1200^\circ\text{C}$ объемная доля δ -феррита увеличивается до $V_\delta = 18\text{--}23\%$.

Насыщение водородом (электролитическое наводороживание в 3 % водном растворе NaCl с добавлением NH_4SCN , продолжительностью 100 ч при плотности тока 100 mA/cm^2) оказывает различное влияние на механические свойства и механизмы разрушения образцов в зависимости от структурно-фазового состояния стали. Повышение предела текучести вследствие твердорастворного упрочения атомами водорода наблюдается после всех режимов термообработки, наиболее яркий эффект реализуется при $T_{об} = 1200^\circ\text{C}$. Коэффициент водородного охрупчивания k_H зависит от структурно-фазового состояния стали: максимальное значение $k_H = 32\%$ наблюдается при минимальной плотности межфазных и межзеренных границ ($T_{об} = 1200^\circ\text{C}$), а при уменьшении температуры $T_{об}$ величина k_H уменьшается и при $T_{об} = 1050^\circ\text{C}$ составляет 10 %. Исследование поверхности разрушения наводороженных образцов показало, что толщина хрупкого поверхностного наводороженного слоя изменяется при разных $T_{об}$, образцы с максимальной плотностью границ и минимальной объемной долей δ -феррита ($T_{об} = 1050^\circ\text{C}$) характеризуются узким наводороженным слоем $d = 22,3 \pm 4,1$ мкм, а в образцах с низкой плотностью границ и большей долей δ -феррита толщина хрупкого слоя увеличивалась примерно в 2 раза, что согласуются с полученными данными механических свойств. Независимо от режима термообработки образцов разрушение хрупкого наводороженного слоя происходит как транскристаллитно, так и интеркристаллитно хрупко, а увеличение плотности межзеренных и межфазных (аустенит/ δ -феррит) границ приводит к увеличению вклада от интеркристаллитного разрушения.

Автор выражает благодарность Мельникову Е.В., к.ф.-м.н. Майер Г.Г., к.ф.-м.н. Астафурову С.В., Москвиной В.А., Реуновой К.А. за оказанную помощь при проведении исследований.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-90129.

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ САФИР-НИОБИЕВОГО ВОЛОКНИСТО-СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА

Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н.,
Прохоров Д.В., Желтякова И.С., Страумал А.Б.

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

Сочетание монокристаллических волокон сапфира, отличающихся высокой жаростойкостью, жесткостью, прочностью, сопротивлением ползучести, и слоистой матрицы на основе ниобия, содержащей ниобиевые сплавы, твердые растворы и интерметаллиды, позволяет обеспечить в композитной структуре необходимый баланс механических характеристик высокотемпературных конструкционных материалов.

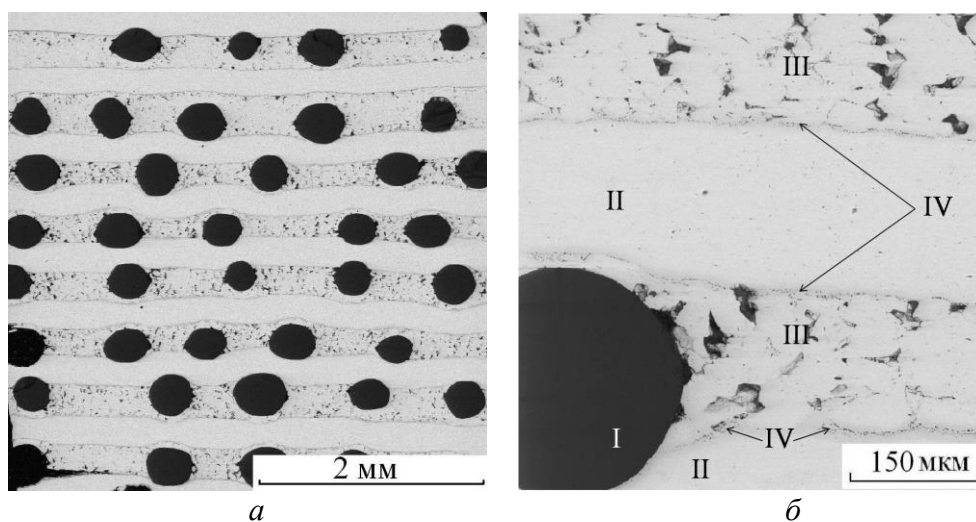


Рис.1. Участки поперечного сечения композита: круглые объекты черного цвета – волокна сапфира, серого – ниобий и его соединения с углеродом и алюминием, а также твердый раствор алюминия в ниобии – *а*; *б* – участок поперечного сечения композита с волокном и примыкающими областями матрицы различного состава, обозначенными как I – волокно сапфира, II – наследие фольги из исходного сплава Nb-0.1C, III – наследие исходного порошка ниобия, IV – твердые растворы алюминия в ниобии и интерметаллидные соединения Nb₂Al и Nb₃Al.

Волокна изготавливались по методу Степанова. Использование группового выращивания волокон позволило существенно повысить производительность процесса. Композитные материалы изготавливались методом горячего прессования в вакууме слоисто-волоконистых заготовок.

Прочность полученных образцов при комнатной температуре составила 500–700 МПа, эффективная поверхностная энергия разрушения $9\text{--}49 \times 10^3$ Дж/м², установлена корреляция этих величин с режимами изготовления. Методами сканирующей электронной микроскопии исследована структура композитных материалов (рис. 1): по границам зон II – IV и III – IV имеются переходные области, содержащие составы соседних зон.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ ВОЛОКОН ЭВТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА САПФИР–АЛЮМОИТТРИЕВЫЙ ГРАНАТ

Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

kiiko@issp.ac.ru

Волокна получены кристаллизацией расплавов исходных смесей Al_2O_3 и Y_2O_3 по методу Степанова [1] и методом внутренней кристаллизации [2]. Исследована структура волокон, и волокна испытаны на прочность [3], см. рис. 1.

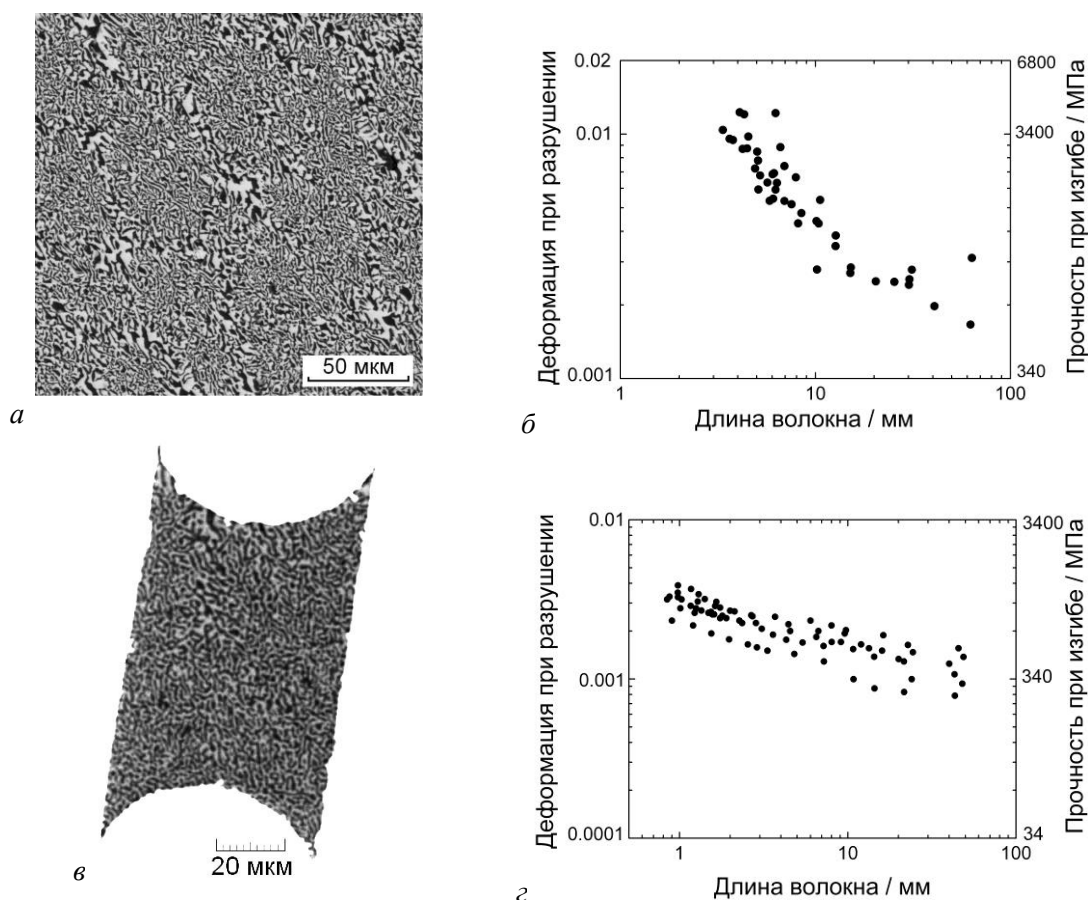


Рис. 1. Структура волокон (Al_2O_3 – черного цвета) в поперечном сечении и зависимости деформации при разрушении и прочности партий волокон от их длины. Волокна (а) и (б) получены методом Степанова, (в) и (г) – методом внутренней кристаллизации.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

1. Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique. *Journal of Physics: Conference Series* 673, 2016, art. No 012017.
2. Милейко С.Т., Казьмин В.И. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. *Механика композитных материалов*, 1991, 5, с. 898–908.
3. Kiiko V.M, Mileiko S.T. Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method. *Composites Science and Technology*, 1999, 59, pp. 1977–1981.

ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВОЛОКОН САПФИРА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СТЕПАНОВА И ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Кийко В.М., Курлов В.Н.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия

kiiko@issp.ac.ru

Волокна изготавливались из расплавов оксида алюминия: по методу Степанова [1] – вытягиванием в холодную зону волокна или группы волокон, ориентированных вдоль оси волокна затравкой, и методом внутренней кристаллизации [2] – вытягиванием молибденового блока-каркаса с каналами, определяющими форму волокон, заполненными расплавом. Специальная стабилизация роста волокон по методу Степанова позволяет повысить качество волокон и их прочность. Количество одновременно получаемых волокон в методе внутренней кристаллизации определяется поперечными размерами блока с каналами; после кристаллизации отдельные волокна выделяют химическим удалением молибденового блока-каркаса.

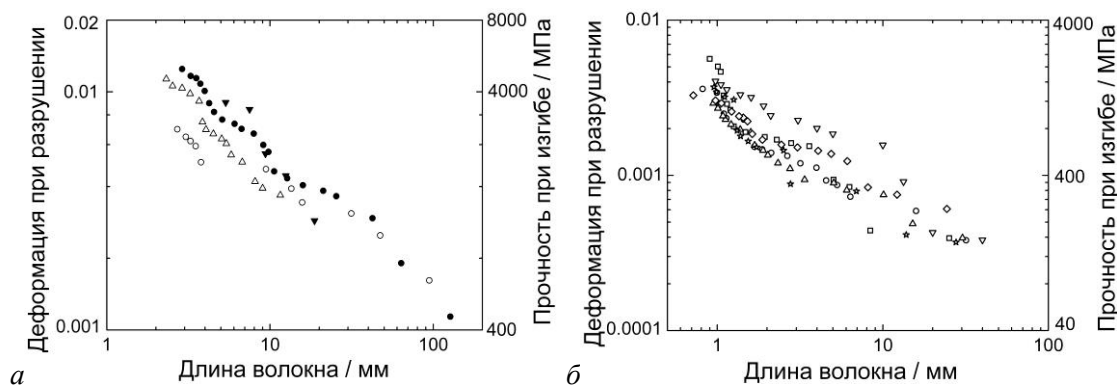


Рис. 1. Зависимости деформации при разрушении и прочности партий волокон от их длины, каждое волокно обозначено отдельным значком. Волокна (а) получены методом Степанова, б – методом внутренней кристаллизации

Испытания волокон изгибом проводились по специальной методике [3] намоткой волокон на жесткие цилиндры с последовательно уменьшающимся диаметром. Диаметры цилиндров определяют деформацию волокон при изломе, а расстояние между изломами – длину волокна. С учетом того, что деформационная зависимость материала волокон практически линейна до разрушения, умножением полученных экспериментально величин деформации при разрушении на величину модуля Юнга 400 ГПа получаем значения прочности волокон.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

1. Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique. *Journal of Physics: Conference Series* 673, 2016, art. No 012017.
2. Милейко С.Т., Казьмин В.И. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. *Механика композитных материалов*, 1991, 5, с. 898–908.
3. Kiiiko V.M, Mileiko S.T. Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method. *Composites Science and Technology*, 1999, 59, pp. 1977–1981.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{50}Ni_{20}Cu_{30}$

Ситников Н.Н.^{1,2}, Сундеев Р.В.³, Хабибуллина И.А.¹,
Шеляков А.В.², Высотина Е.А.¹

¹ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Россия,
sitnikov_nikolay@mail.ru

² НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Россия

³ «РТУ МИРЭА», г. Москва, Россия

Проведено изучение влияния интенсивной пластической деформации в условиях кручения под высоким давлением (КВД) на структурные свойства быстрозакаленных сплавов квазибинарной системы $TiNi-TiCu$ с содержанием меди 30 ат.%. В исходном виде сплавы были получены в виде быстрозакалённых лент толщиной около 40 мкм и шириной от 1.2 до 1.5 мм в рентгенаморфном состоянии. Исследования проводили методами сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии. Обнаружено, что КВД аморфных сплавов $Ti_{50}Ni_{20}Cu_{30}$, приводит к частичной нанокристаллизации аморфного состояния, что фиксируется рентгеноструктурным методом. Рост величины деформации приводит к заметному изменению характера кристаллизации на кривых ДСК. Наблюдается раздвоение пиков кристаллизации в области более низких температур, то есть формируются области, в которых возможна низкотемпературная кристаллизация. Установлено, что КВД вызывает снижение теплового эффекта кристаллизации при нагреве сплавов с высоким содержанием меди относительно исходно аморфного состояния, полученного после закалки из расплава. После ДСК кристаллизации в сплаве сформировалась структура, характеризующаяся неоднородностью в поперечном сечении образца с расслоением по размеру структурных элементов. В областях частичной нанокристаллизации аморфного состояния после кристаллизации сформировалась более мелкозернистая чем в основном объеме образца структура. Полученные результаты убедительно демонстрируют влияние КВД на формирование кристаллической структуры из аморфных сплавов $Ti_{50}Ni_{20}Cu_{30}$.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 8-02-00805 А.

1. Sitnikov N.N., Shelyakov A.V., Khabibullina I.A., Mitina N.A. Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics, 2018, vol. 82, №9, pp. 1106–1112.
2. Sundeev R.V., Shalimova A.V., Sitnikov N.N. and at al. Journal of Alloys and Compounds, 2020, vol. 845, p. 156273 (9).
3. Sitnikov N.N., Shelyakov A.V., Sundeev R.V., I.A. Khabibullina, K.A. Physics of the Solid State, 2020, vol. 62, №5, pp. 733–738.

КОЭФФИЦИЕНТ ПУАССОНА КРИСТАЛЛОВ TiNi

Муслов С.А.

ФГБОУ ВО Московский государственный медико-стоматологический университет
им. А.И. Евдокимова (МГМСУ), г. Москва,

muslov@mail.ru

На основании собственных и литературных данных по упругим постоянным решетки кристаллов TiNi с памятью формы [1, 2] рассчитаны минимальные и максимальные значения коэффициента Пуассона (всего 2x20 значений).

В общем случае отношение Пуассона для анизотропных материалов зависит как от продольного направления, вдоль которого приложено напряжение и от поперечного направления, в котором измеряется поперечная деформация. Для кубических сред существуют продольные направления, параллельные высоко симметричным осям (3-го и 4-го порядков), для которых коэффициент Пуассона не зависит от поперечного направления. Для других направлений коэффициент Пуассона зависит, как правило, от поперечного направления.

Наименьшее (отрицательное) значение μ_{\min} TiNi и сплавов на его основе по данным составляет - 0.25 (SD 0.16), наибольшее (положительное) μ_{\max} достигает 1.10 (SD 0.20). Среднее значение $\langle \mu \rangle$ лежит в интервале от 0.37 до 0.45 (SD 0.02) и наименее вариабельно среди всех других “видов” μ (рис. 1).

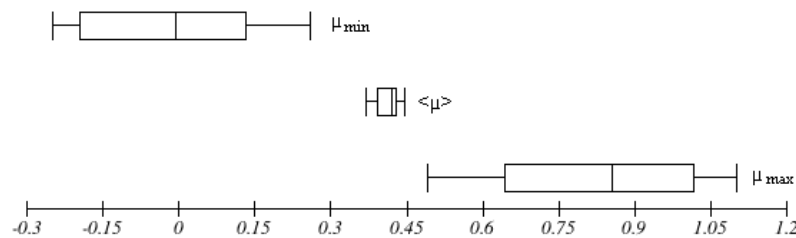


Рис. 1. Коэффициент Пуассона μ_{\min} , μ_{\max} и $\langle \mu \rangle$ сплавов на основе TiNi.

Средний коэффициент Пуассона $\langle \mu \rangle$ рассчитывали как определенный интеграл

$$\langle \mu \rangle = \frac{1}{2\pi} \int_0^\pi d\varphi \int_0^\pi \sin \theta \mu_p(\varphi, \theta) d\theta,$$

где $\mu_p(\varphi, \theta) = \frac{\int \mu(\varphi, \theta, \alpha) d\alpha}{\int d\alpha}$ – коэффициент Пуассона есть функция от 2-х углов, усред-

ненная по поперечным направлениям. Коэффициент упругой анизотропии изменялся от 1.37 до 4.58 (SD 1.01) при среднем значении $A=2.97$. Отметим, что увеличению разброса данных может способствовать сильная зависимость упругих постоянных кристаллов сплавов накануне мартенситных превращений как от температуры, так и от состава.

1. Применение материалов с эффектом памяти формы в науке, технике и медицине: Справочно-библиографическое издание / Авт.-сост. С.А. Муслов. – М.: Издательский дом "Фолиум", 2007. – 328 с.
2. Муслов С.А., Шеляков А.В., Андреев В.А. Сплавы с памятью формы: свойства, получение и применение в технике и медицине. М.: Мозартика, 2018. – 254 С. ISBN 978-5-6040582-9-9. DOI: 10.18411/A-2018-208.

ВЛИЯНИЕ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА КОЭРЦИТИВНУЮ СИЛУ АМОРФНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МИКРОПРОВОДОВ

Аксенов О. И.¹, Фукс А.А.^{1,2}, Аронин А. С.^{1,2}

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

²Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики»,
Москва, Россия

oleg_aksenov@inbox.ru

Высокая магнитная проницаемость, низкие потери на перемагничивание и другие магнитомягкие свойства характерны для аморфных ферромагнитных микропроводов, что делает их привлекательным объектом для изучения и практического применения. Изотропная структура и отсутствие кристаллической упорядоченности определяет ключевое влияние магнитоупругой анизотропии на их магнитные свойства. Поэтому серьезный интерес привлекает изучение магнитных свойств аморфных микропроводов в зависимости от их напряженного состояния [1-5]. В данной работе проводилось изучение влияния растяжения на магнитные свойства микропроводов с положительной магнитострикцией. Исследовались аморфные микропровода состава $Fe_{73.8}Cu_1Nb_{2.1}B_{9.1}Si_{13}$ в стеклянной оболочке с различным соотношением d/D (где d – это диаметр аморфного провода, а D – внешний диаметр провода, покрытого стеклянной оболочкой). Все исследованные микропровода были получены методом Улитовского-Тейлора. Магнитострикция насыщения λ_s изученных микропроводов положительна и составляет 39×10^{-6} . По результатам работы установлено, что коэрцитивная сила увеличивается с ростом прикладываемых растягивающих напряжений. При этом:

- зависимость коэрцитивной силы от напряжений обратима и состоит из начальной линейной части и корневой частей, величина которых зависит от уровня и исходного распределения напряжений в материале;

- уменьшение начального среднего напряженного состояния приводит к снижению скорости роста коэрцитивной силы;

- увеличение толщины стеклянной оболочки приводит к увеличению линейной области растяжения;

Предположено, что особенности процессов перемагничивания микропроводов в стеклянной оболочке обусловлены влиянием адгезии между стеклом и аморфным металлическим микропроводом.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичном финансировании РФФИ (проект 19-03-00355).

1. L.V. Panina, D. P. Makhnovskiy, K. Mohri. Journal of Magnetism and Magnetic Materials (2004) 272/276(2), 1452–1459.
2. O.I. Aksenov, A.A. Fuks, A.S. Aronin. Journal of Alloys and Compounds (2020) 836, 155472.
3. H. Chiriac, T. A. Ovari, and Gh. Pop. Physical Review B (1995) 52, 10104-10113.
4. J. Velazquez, M. Vazquez, and A. P. Zhukov. Journal of Materials Research (1996), 11, 2499-2505.
5. O.I. Aksenov, G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, N.N. Orlova, M.N. Churyukanova, V.A. Zhukova, A.P. Zhukov. Journal of Applied Physics (2017) 122, 235103.

ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ СОСТАВА $\text{Fe}_{73.8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}$ ПРИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ВОЗДЕЙСТВИИ ВНЕШНИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Фукс А.А.^{1,2}, Аксенов О.И.¹, Аронин А.С.^{1,2}

¹ *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия;*

² *НИУ Высшая школа экономики, г. Москва, Россия*

artemfux@yandex.ru

Ферромагнитные аморфные микропровода в стеклянной оболочке из борсиликатного стекла изготавливаются из сплавов на основе железа, кобальта или никеля методом Улитовского-Тейлора. В данной работе изучались аморфные микропровода на основе магнитомягкого сплава $\text{Fe}_{73.8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}$, обладающего магнитострикцией насыщения 39×10^{-6} [1]. Доменная структура аморфных микропроводов с положительной магнитострикцией представляет собой совокупность центрального доменного слоя с аксиальным направлением намагниченности и поверхностного доменного слоя с радиальным направлением намагниченности [2]. Размеры поверхностных доменов и толщина поверхностного слоя зависят от размеров микропровода, его состава, величины магнитоупругой анизотропии и магнитострикции. Радиус цилиндрического домена сердцевинки, согласно работам [3, 4], может быть определен из соотношения: $\frac{R_{\text{core}}}{R_{\text{metal}}} = \sqrt{\frac{M_r}{M_s}}$, где M_r – остаточная намагниченность, M_s – намагниченность насыщения. Проведение нанокристаллизации сплава $\text{Fe}_{73.8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3.1}$ осуществляется по пути гетерогенного зарождения на кластерах меди твердого раствора кремния в ОЦК-железе. Такая обработка может приводить к уменьшению магнитострикции насыщения материала до близких к нулю значений. В данной работе методом вибрационной магнитометрии по полученным петлям гистерезиса измерялись коэрцитивная сила, намагниченность (остаточная, насыщения) аморфных микропроводов после термической обработки при различных условиях, а также после удаления стеклянной оболочки. По приведенному ранее соотношению оценивался радиус центрального цилиндрического домена. Также методом индукционной магнитометрии проводились измерения коэрцитивной силы при осевом растяжении, были построены зависимости коэрцитивной силы от растягивающих напряжений. Установлено, что коэрцитивность при нанокристаллизации и удалении оболочки уменьшается. Предварительный релаксационный отжиг приводит к увеличению диаметра цилиндрического домена. Показано, что после высокотемпературного отжига остаточная намагниченность увеличивается после удаления оболочки.

Работа была выполнена при частичной поддержке РФФИ (проект 19-03-00355).

1. M. Churyukanova et al. // Journal of alloys and compounds. – 2018. – V. 748 – P. 199
2. J. Yamasaki, F.B. Humphrey, K. Mohry, H. Kawamura, and H. Takamura, R. Malmhäll // Journal of Applied Physics. – 1988. – V. 63 – P. 3949
3. M. Severino, C. Gómez-Polo, P. Marin, and M. Vázquez // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. – 1992. – V. 103 – P. 117
4. O.I. Aksenov, A.A. Fuks, A.S. Aronin // Journal of Alloys and Compounds. – 2020. – V. 836 – P. 155472

ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ СВАРКЕ ТРУБ С ПРОТЯЖЕННЫМИ ПЛОСКОСТНЫМИ ДЕФЕКТАМИ СТЕНКИ

Жуков Д.В.^{1,2}, Коновалов С.В.¹, Осинцев К.А.¹

¹Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия

²ООО «Газпром трансгаз Самара», Самара, Россия

dzetii@mail.ru

При изготовлении труб в производстве периодически оказываются материалы с дефектной структурой, не обнаруженной при операционном контроле. При этом, в ходе стандартного технологического процесса в дефектных участках возникают структуры, значительно отличающиеся от ожидаемых, а физические свойства материалов изменяются. В данной работе проведены исследования стыковых сварных швов, выполненных сваркой токами высокой частоты, в которых одна из свариваемых труб имела многослойные включения различного состава, преимущественно выраженные алюмосиликатами. Число слоев лежало в пределах от трех до десяти, толщина включений составляла от 5 до 50 мкм.

Микрорентгеноспектральный анализ не выявил значительных отклонений в химическом составе слоев металла, однако при оптической микроскопии установлено, что

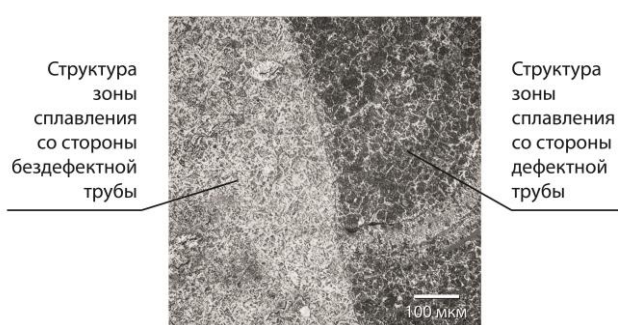


Рис.1. Микроструктура зоны сплавления

срединный слой, отделенный от внешнего и внутреннего слоями алюмосиликатов, приобретает тонкодифференцированную ферритоцементитную структуру (рис.1). В доэвтектоидных сталях такие структуры называются квазиэвтектоидными и образуются при переохлаждении аустенита. Выполнены замеры микротвердости зоны сплавления, околошовной зоны и основного металла дефектных и бездефектных

участков. Определено, что среднее значение микротвердости участка сварного шва бездефектной трубы больше твердости основного металла на 5–10%, а микротвердость участка сварного шва со стороны дефектной трубы неравномерна, и превышает твердость основного металла от 5% до 60%. Также проведены механические испытания дефектных и бездефектных образцов на статическое растяжение.

По результатам работы определено, что при сварке низкоуглеродистых сталей, содержащих многослойные плоскостные включения толщиной от 5 до 50 мкм, качество зоны сплавления ухудшается не только за счет значительного появления микронесплошностей. Наличие дефектов приводит к существенным локальным изменениям структуры в зоне сплавления и дифференциации физических свойств. Наибольшее влияние оказывается на относительное удлинение, которое снижается до двух раз. Предел прочности снижается на 14–15 % при незначительном, до 4–5%, повышении предела текучести.

МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СУБСТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ, УПОРЯДОЧЕННЫХ ПО ТИПУ L1₂

Соловьева Ю.В., Пантюхова О.Д., Старенченко В.А., Старенченко С.В

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

Работа посвящена теоретическому исследованию механизмов формирования зёренных структур под воздействием пластических деформаций из исходных монокристаллов сплавов со сверхструктурой L1₂. Методами математического моделирования исследованы процессы деформационного формирования фрагментированной субструктуры. Основу модели [1] составляют уравнения, описывающие кинетику накопления деформационных дефектов различного масштабного уровня: точечных дефектов (межузельных атомов и вакансий), сверхдислокаций (винтовой и краевой ориентаций), границ разориентаций субзеренных структур (дислокационных стенок, которые формируются из генерирующихся в процессе пластической деформации дислокаций). Образование дислокационных стенок, а, следовательно, и границ разориентаций субзеренных структур, может происходить посредством двух механизмов: вследствие взаимодействия точечных дефектов с движущимися дислокациями (механизм динамического формирования границ) и вследствие переползания неподвижных краевых дислокаций и образования низкоэнергетических конфигураций (механизм релаксационного роста границ). Уравнение, определяющее кинетику накопления границ разориентаций субзеренных структур в сплавах со сверхструктурой L1₂, учитывающее только механизм релаксационного роста границ в процессе деформации, может быть представлено в виде [2]:

$$\frac{dN}{da} = \frac{1}{\dot{a}} \frac{a_i^3 D_0 \Delta h (1 - \omega_s)}{\chi k T b} \left(\exp\left[\frac{-E_i}{kT}\right] C_i + \exp\left[\frac{-E_v}{kT}\right] C_v \right) \tau \rho N - \frac{1}{\dot{a}} K_\tau N.$$

Механизм релаксационного роста границ разориентаций субзеренных структур, определяемый механизмом роста дислокационных стенок, предполагает, что рост дислокационных стенок происходит при поглощении дислокаций, скорость движения которых зависит от процессов их взаимодействия с точечными дефектами.

В рамках предлагаемой модели для L1₂-сплавов с высокой энергией антифазных границ рассчитаны зависимости от степени деформации плотности дислокаций $\rho(\varepsilon)$ и дислокационных стенок $N(\varepsilon)$, средний размер ячеек $1/N(\varepsilon)$, образующихся в результате формирования границ разориентаций субзеренных структур, кривые деформационного упрочнения $\tau(\varepsilon)$. Расчеты проведены для шести различных температур деформирования: 293 К, 423 К, 473 К, 523 К, 673 К, 873 К, 973 К.

Модель удовлетворительно показывает, что низкая подвижность сверхдислокаций и механизмы самоблокировки приводят к затрудненному деформационному измельчению субструктуры исходного L1₂ монокристалла.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

1. Старенченко В.А., Шалыгина Т.А., Шалыгин И.И., Попов Л.Е. // ФММ. – 1991. – № 2. С. – 16-23.
2. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А. // Изв. Вузов. Физика. – 2011. – Т. 54. – № 8. – С. 47-57.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОТЕРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ МЕТОДОМ МНОГОУРОВНЕВОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Липатникова Я.Д.¹, Соловьева Ю.В.¹, Старенченко В.А.¹, Белов Н.Н.¹,
Валуйская Л.А.²

¹Томский государственный архитектурно-строительный университет,
yanna_lip@mail.ru

²Сибирский государственный медицинский университет, Томск

Целью работы является установление причин потери высокотемпературных свойств жаропрочных интерметаллидов. В ряде случаев результатом пластической неустойчивости является формирование областей сильно локализованной пластической деформации или полос интенсивного сдвигообразования (суперлокализации пластической деформации) [1]. Такого типа неустойчивости пластического течения наблюдались при высокотемпературной деформации монокристаллов интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$ [2]. Теоретическое исследование проводилось в рамках многоуровневой трехмерной модели, сочетающей методы описания деформации в терминах дислокационной кинетики и механики деформируемого твердого тела [3]. Проведены численные эксперименты на динамическое сжатие и растяжение образцов прямоугольной формы. В результате проведенных расчетов выяснилось, что, если параметры модели дислокационной кинетики были заданы таким образом, что деформационная кривая имела немонотонную форму, то есть предполагала наличие стадии структурного разупрочнения материала образца, то это приводило к неустойчивости пластического течения и формированию полос интенсивного сдвигообразования при динамическом сжатии. При этом существенным оказалось условие интенсивности стадии структурного разупрочнения материала образца: неустойчивость пластического течения наблюдалась только при условии быстрого падения напряжений кривой деформации. Наличие концентраторов напряжения на поверхности деформируемого образца в виде разрезов в значительной степени усиливало формирование полос интенсивного сдвигообразования. В условиях динамического растяжения в отсутствие концентраторов напряжений неустойчивость пластического течения была связана с формированием шейки (сужения) образца. При наличии концентраторов напряжений в некоторых случаях образование шейки сочеталось с формированием полос суперлокализации. При определенных условиях формирование полосы суперлокализации подавляло образование шейки. Таким образом, в данной работе сформулированы условия проявления неустойчивости пластического течения в виде полос суперлокализации пластической деформации. Рассмотрено влияние факторов структурного и геометрического упрочнения и разупрочнения образца.

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).

1. Скворцова Н.П., Кривандина Е.А., Каримов Д.Н. Физика твердого тела. – 2008. – Т. 50. – № 4. – С. 639-643.
2. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Фахрутдинова Я.Д., Валуйская Л.А. Известия высших учебных заведений. Физика. – 2012. – Т. 55. – № 1. С. 62-73.
3. Старенченко В.А., Валуйская Л.А., Фахрутдинова Я.Д., Соловьева Ю.В., Белов Н.Н. Известия высших учебных заведений. Физика. 2012. – Т. 55. – № 2. – С. 76-87.

РАСЧЕТНЫЕ ОЦЕНКИ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИХ ПРОИЗВОДСТВЕ И ЭКСПЛУАТАЦИИ

Антанович А.А.¹, Колесников С.А.², Максимова Д.С.²

¹ ИФВД РАН, Москва, г. Троицк, Россия.

² НИИГрафит, г. Москва, Россия

antanov@hppi.troitsk.ru

При получении углерод-углеродных композиционных материалов (УУКМ) последовательно несколько раз (до достижения нужной плотности) проводят процессы пропитки заготовки расплавленными углеводородами, карбонизации при температурах до 750 °С под высоким давлением и графитации при температурах 2200 °С и выше. Проведение высокотемпературных операций с последующим охлаждением сопровождается развитием и релаксацией внутренних напряжений в структуре материала. Из-за различных свойств термического расширения углеродных каркаса и матрицы при выполнении высокотемпературных технологических операций изготовления УУКМ возникает высокий уровень термических напряжений в компонентах композита. Линейный коэффициент термического расширения углеродных волокон в 4–5 раз меньше линейного коэффициента термического расширения углеродной матрицы. Поэтому термические деформации элементов УУКМ начинают оказывать влияние на формирование структуры материала еще в процессе карбонизации углеводородов. Уровни внутренних напряжений компонентов композита зависят также и от уровня их жесткости (модуля упругости).

Расчетные оценки термических напряжений проведены для трехмерно (3D) и четырехмерно (4D-L) армированных УУКМ со стержневыми каркасами на основе углеродных волокон и углеродной матрицей, прекурсором которой служил каменноугольный пек.

Численный анализ развития напряжений в стержнях армирования как следствия объемного термического расширения углеродной среды композита на этапе высокотемпературной обработки при изготовлении УУКМ свидетельствует о том, что найденные величины нагрузок соизмеримы с уровнем прочности стержней армирования. В тоже время найденный уровень термически инициированных напряжений в матрице композита превышает уровни прочности углеродной матрицы (графита) и уровни адгезионного взаимодействия структурных элементов УУКМ. Поэтому томографическая картина структуры материала, представленная на рисунке 1, показывает достаточно высокую интенсивность расслоений и разрывов.

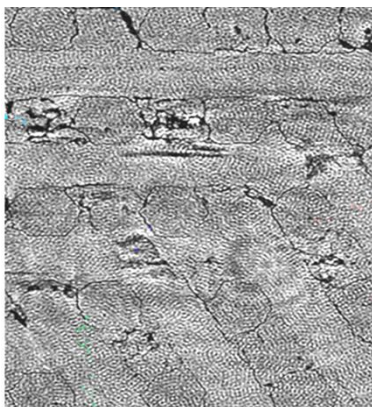


Рис.1

Проведен также численный анализ напряжений в стержнях армирования при эксплуатации УУКМ при температурах, превышающих предельную технологическую температуру. Определены границы уровня плотности и пористости материала, при которых упругое объемное расширение углеродного вещества не превышает объем внутренней пористости и развивающиеся напряжения в стержнях армирования безопасны для эксплуатации УУКМ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРУ И ПРЕДЕЛЬНУЮ ГОРЯЧУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ ТРИП-СТАЛИ 23X15H5CM3Г

Буржанов А.А. Филиппов Г.А.

ГНЦ ФГУП «ЦНИИЧЕРМЕТ им.И.П.Бардина»,
г. Москва, Россия
Iqs12@yandex.ru, lab@bk.ru

Для ответственных деталей авиационной техники используются высокопрочные коррозионностойкие трип-стали 23X15H5CM3Г, обладающие более высокой стойкостью против усталостного разрушения по сравнению с конструкционными сталями. После закалки трип-стали имеют структуру метастабильного аустенита и в процессе холодной деформации претерпевают $\gamma \rightarrow \alpha$ структурное превращение с образованием мартенсита деформации, что приводит к упрочнению сталей при сохранении высокой пластичности.

В настоящей работе исследовано влияние содержания легирующих элементов на фазовый состав, микроструктуру и предельную горячую пластичность трип-стали 23X15H5CM3Г. Исследование проводилось путем сравнения двух плавов №1 и №2 подвергшимся одинаковому технологическому обработкам, в одинаковых условиях, различие сталей заключалось в содержании легирующих элементов.

Так основные отличия в содержании легирующих элементов (масс.%): Si в плавке №1 меньше, чем в плавке №2 на 0,15; Cr на 0,38; Ni на 0,19; Al на 0,013; Ti на 0,006; Nb на 0,016 при содержании углерода в плавке №1 0,21, а в плавке №2 0,22.

По результатам рентгеновского исследования, фазовый состав горячекатаного подката плавки №1 состоит из γ -фазы (76,7 – 78%), обнаруживается ϵ -мартенсит (11,3–8%) и следы α -мартенсита охлаждения (2–3%), также в подкате плавки №1 обнаруживаются карбиды ($Cr_{23}C_6$). Горячекатаный подкат плавки №2 состоит из γ -фазы (88,0%), ϵ -мартенсита (10%), также присутствуют следы α -мартенсита охлаждения (2%), карбиды не обнаруживаются.

Анализ микроструктуры показал, что размер зерна аустенита после термообработки ($T = 1100^\circ\text{C}$) в стали плавки №1 равен $D = 36\text{ мк}$, а в стали плавки №2 $D = 24\text{ мк}$.

Исследование предельной пластичности в условиях горячей пластической деформации проводили на комплексе физического моделирования «GLEEBLE 3500».

Плавка №1 и №2 по результатам исследования существенно различаются между собой по дисперсности структуры, что определяет разные значения напряжения течения, так для плавки №2 при температурах от 900 до 1250 °C значения σ_s выше на 25–10 Н/мм².

Установлено, что плавка №2 показывает больший диапазон допустимых деформаций до образования трещин, чем плавка №1, в которой, наблюдается некоторая потеря пластичности при нагреве выше 1200°C.

Полученные данные свидетельствуют, что для трип-стали 23X15H5CM3Г незначительное изменение химического состава, приводит к изменениям структуры и свойств, что в свою очередь отражается на технологичности металла во время производства и его итоговых свойствах в готовой холоднокатаной ленте.

МЕТОДОЛОГИЯ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗУЧЕНИЯ ОСНОВНЫХ СОСТОЯНИЙ И ХАРАКТЕРИСТИК ВОДОРОДА В ГРАФЕНЕ, ГРАФИТЕ И СТАЛЯХ

**Нечаев Ю.С.¹, Александрова Н.М.¹, Шурыгина Н.А.¹,
Черетаева А.О.², Денисов Е.А.³**

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

² НИИ Прогрессивных технологий, ТГУ, г. Тольятти

³ СПбГУ, г. Санкт-Петербург

Yuri1939@inbox.ru

Разработана и применена методология [1-3] эффективной аппроксимации и интерпретации спектров термодесорбции водорода в углеродных наноструктурах, графитных материалах и сталях. Методология основана на определенной аппроксимации симметричными гауссианами термодесорбционных спектров (ТДС) водорода, полученных с использованием одной скорости нагрева, и соответствующей обработке гауссианов (в приближении как реакции первого порядка, так и реакции второго порядка). Это позволяет определить (с удовлетворительной точностью для дальнейшего физического анализа) из таких ТДС данных значения энергии активации и предэкспоненциальных факторов констант скорости процессов десорбции, отвечающих основным ТДС пикам с разными температурами максимальной скорости десорбции водорода. Методология содержит несколько последовательных этапов ее реализации, в том числе использование нескольких «критериев истинности» и окончательной проверки и/или уточнения результатов с помощью методов численного моделирования [3]. Методология позволяет раскрыть атомные механизмы и физику основных процессов десорбции путем термодинамического анализа полученных характеристик пиков и сопоставления с соответствующими независимыми экспериментальными и теоретическими данными.

Проведенное исследование показывает, что методологию [1-3] можно использовать для дальнейшего раскрытия слабо изученной физики основных состояний водорода в углеродных и металлических материалах и наноматериалах, а также для дальнейшего раскрытия атомных механизмов влияния водорода на физические и прочностные свойства и фазовые превращения в таких материалах.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-29-19149 мк.

1. Nechaev Yu.S., Alexandrova N.M., Shurygina N.A., Cheretaeva A.O. and Pisarev A.A. «On the kinetic analysis of the hydrogen thermal desorption spectra for graphite and advanced carbon nanomaterials». // FULLERENES, NANOTUBES AND CARBON NANOSTRUCTURES, <https://doi.org/10.1080/1536383X.2019.1680982> (2019).
2. Cheretaeva A.O. and Nechaev Yu.S. «On approximation and "processing" of the thermal desorption spectra of hydrogen for low-layer graphene after plasma exposure». // The Abstracts Book of the Russian Conference on Physical-Chemical Problems of Renewable Energy, RE-2019, St. Petersburg, Russia, 18-20 November, 2019, P. 63-64.
3. Nechaev Yu.S., Alexandrova N.M., Shurygina N.A., Cheretaeva A.O., Kostikova E.K., Oechsner A. // “On characteristics and physics of processes of thermal desorption of deuterium from isotropic graphite at 700-1700 K”. Journal of Nuclear Materials, 515 (2020)152162.

ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ТЕКСТУРИРОВАННЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ДОПОЛНИТЕЛЬНО УПРОЧНЕННЫЕ ЗА СЧЕТ СТАРЕНИЯ

Хлебникова Ю.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия
Yulia_kh@imp.uran.ru

В металлах и сплавах с ГКЦ-решеткой, в том числе ряде сплавов на основе меди после холодной деформации прокаткой со степенями более 95% и последующего рекристаллизационного отжига может быть получена совершенная биаксиальная кубическая текстура. Введение в медную матрицу легирующих добавок железа или хрома связано с их упрочняющей способностью, несмотря на крайне ограниченную растворимость этих элементов в меди. При соблюдении определенных технологических операций в сплавах Cu-(0.81–2.35) at.%Fe и Cu-(0.4–1.2) at.%Cr удается реализовать в лентах-подложках после холодной деформации прокаткой со степенью 98.6–99% и последующего отжига в интервале температур 700–800°C совершенную кубическую текстуру рекристаллизации с содержанием зерен с ориентацией {001}<100> на поверхности ленты более 94%.

В работе предпринята попытка оценить оптимальные температурные режимы эпитаксиального нанесения буферных и сверхпроводящих слоев на текстурированные ленты-подложки из бинарных сплавов Cu–Fe и Cu–Cr. Для этой цели проведено старение текстурированных лент в интервале температур 400–600°C в течение 1 h. Проведен анализ степени дисперсности частиц железа или хрома, выделяющихся в процессе дополнительного отжига текстурированных лент, а также уровня микротвердости лент после дополнительного отжига.

В процессе дополнительного часового отжига текстурированных лент из сплавов Cu–0.4 at.% Cr и Cu–1.6 at.% Fe при температурах 400–600°C происходит выделение из твердого раствора дисперсных частиц железа или хрома. В зависимости от температуры отжига количество и степень дисперсности выделяющихся частиц меняется, что отражается на изменении прочностных свойств ленты. Проанализирована зависимость микротвердости от температуры старения текстурированных лент из сплавов Cu–1.6 at.% Fe и Cu–0.4 at.% Cr. Установлено, что максимальная прочность текстурированной ленты достигается после старения при 500°C. Нанесение на металлическую текстурированную ленту буферных и сверхпроводящих слоев в технологии производства 2G HTSC осуществляется при повышенных температурах, наиболее часто в интервале 300–700°C. На основе полученных результатов могут быть даны рекомендации по выбору температурного режима нанесения на ленты-подложки из этих сплавов буферных и сверхпроводящих слоев в технологии 2G HTSC. Учитывая тот факт, что для сохранения высоких механических свойств ленты-подложки из сплавов Cu–Fe и Cu–Cr наилучшим является дополнительный нагрев на 500°C, можно рекомендовать режимы эпитаксиального нанесения функциональных слоев именно при этой температуре.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований № 20-43-660034.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПОНЕНТА НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co-Fe-B ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Волков Н.А., Чиркова В.В., Абросимова Г.Е.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

volkov@issp.ac.ru

В настоящее время с постоянно растущими областями радио- и микроэлектроники возросли потребности в материалах, обладающих высокими магнитными характеристиками, такими как низкая коэрцитивная сила, высокая намагниченность насыщения и низкие потери при перемагничивании [1-3]. Данными свойствами обладает ряд материалов, одними из которых являются частично-кристаллические сплавы на основе железа и кобальта. Но для получения таких материалов, со структурой хаотично расположенных кристаллов и окружающей аморфной матрицы, в состав сплава добавляют, помимо аморфизирующих элементов, легирующие компоненты, способствующие увеличению количества мест зарождения кристаллов и уменьшающих скорость их роста. К сожалению, добавление таких элементов способствует ухудшению некоторых свойств сплава. Поэтому целью данной работы является исследование влияния легирующего компонента на образующуюся структуру и магнитные свойства.

Для исследований были отобраны сплавы $Co_{56}Fe_{16}Nb_8B_{20}$ и $Co_{56}Fe_{16}Ti_8B_{20}$, отличающиеся лишь легирующим компонентом. С помощью термической обработки, а именно изотермического отжига и сканирующей дифференциальной калориметрии, образцы были частично закристаллизованы. Структура и магнитные свойства (петли гистерезиса) образцов после каждого этапа обработки были изучены методом рентгеноструктурного анализа и вибрационной магнитометрии. Было установлено, что после изотермического отжига при $550^{\circ}C$ в течении 1 часа сплав $Co_{56}Fe_{16}Ti_8B_{20}$ обладал более высокой намагниченностью насыщения по сравнению со сплавом $Co_{56}Fe_{16}Nb_8B_{20}$. Что касается коэрцитивной силы, результат полностью оказался противоположным – сплав с Nb обладает меньшим полем размагничивания, чем сплав с Ti. Из литературы известно, что при кристаллизации сплавов из аморфного состояния коэрцитивная сила увеличивается из-за выделяющихся кристаллических фаз. Проведенные исследования структуры показали, что сплав с титаном после термообработок содержит аморфную и нанокристаллическую составляющие и состоит из нанокристаллов $Co(Fe)$, Co и $Co_{23}B_6$. При замене легирующего компонента на ниобий структура сплава состояла из аморфной фазы и нанокристаллов $Co(Fe)$ и высокотемпературного кубического Co.

Проведенное исследование показало, что замена легирующего компонента при одинаковом его содержании приводит к изменению фазового состава в процессе кристаллизации. Магнитные характеристики сплавов существенно зависят от структурных параметров.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичной поддержке РФФИ (проект [19-02-00406](#))

1. R. Xiang, Sh. Zhou, B. Dong, G. Zhang, Z. Li, Y. Wang, Ch. Chang, Effect of Co addition on crystallization and magnetic properties of FeSiBPC alloys, Progr. In Natural Sci. Mater. Intern. 24 (2014) 649.
2. R. Nowosielski, A. Zajdel, S. Lesz, B. Kostrubiec, Z. Stokłosa, Crystallization of amorphous $Co_{77}Si_{11.5}B_{11.5}$ alloy, Archives of Mater. Sci. Eng. 28 (2007) 141-148.
3. C.F. Conde, J.S. Blazquez, A. Conde, Nanocrystallization process of the HITREM Fe-Co-Nb-B alloys, in: B. Idzikowski (Ed.), Properties and Application of Nanocrystalline Alloys from amorphous Precursor, Kluwer Academic Publ., The Netherlands, 2005, pp.111-121

УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОТПУСКА

Долженко А.С., Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
belyakov@bsu.edu.ru*

Перспективным способом получения катаных полуфабрикатов углеродистых сталей является темпформинг – прокатка с большими степенями при температуре отпуска. Такая обработка приводит к повышению прочности одновременно с повышением ударной вязкости. Кроме того, рост ударной вязкости сопровождается существенным понижением температуры хрупко-вязкого перехода. В некоторых случаях наблюдается уникальное явление: рост значений ударной вязкости при понижении температуры [1]. Темпформинг приводит к формированию волокнистой микроструктуры, которая расслаивается, т.е. разветвляется в вершине трещины в направлении перпендикулярном направлению начального распространения трещины, тем самым понижая концентрацию напряжений в вершине трещины без снижения ударной вязкости. Образцы с такой структурой характеризуются ударной вязкостью более 100 Дж/см² при температурах испытания вплоть до –100 °С. Хотя темпформинг позволяет существенно повысить прочность и ударную вязкость углеродистых сталей, его эффективность падает с увеличением содержания углерода от 0,2 до 0,6% [2]. Понижение температуры темпформинга приводит к повышению прочности и почти не влияет на ударную вязкость среднеуглеродистых сталей [3]. В отличие от среднеуглеродистых сталей, понижение температуры темпформинга в интервале 650–700 °С сопровождается повышением, как прочности, так и ударной вязкости высокопрочной низколегированной стали. Благодаря высокой прочности образцов после темпформинга при 600–650 °С их разрушение при динамических испытаниях начинается при повышенных нагрузках. Разрушение образцов высокопрочной низколегированной стали после темпформинга сопровождается расслаиванием поперек направления удара, что приводит к постепенному снижению ударной нагрузки и обеспечивает высокую вязкость разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Соглашение № 20-19-00497).

1. Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki. Science 320 (2008) 1057.
2. Y. Kimura, T. Inoue. ISIJ Int. 55 (2015) 1135.
3. Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki. ISIJ Int. 50 (2010) 152.

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H9T ПРИ ХИМИКО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ

Мельников Е.В., Астафурова Е.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

melnikov-jenya@yandex.ru

В работе исследовали влияние наводороживания на механизмы деформации, структурно-фазовые превращения и механические свойства аустенитной стали 08X18H9T при химико-деформационной обработке (ХДО) – многоходовой холодной прокатке на плоских валках, комбинированной с электролитическим насыщением водородом. Электролитическое насыщение образцов (пластины толщиной 1 мм) водородом проводили в 1N растворе серной кислоты (H_2SO_4) с добавлением тиомочевины (CH_4N_2S) при комнатной температуре и плотностях тока 10, 100, 200 mA/cm^2 в течение 5÷50 ч. Многоходовую прокатку (деформация за один проход $\varepsilon = 3\div 4\%$) на $\varepsilon = 25\div 85\%$ проводили при комнатной температуре.

Прокатка стали 08X18H9T сопровождается образованием в ее структуре значительной доли α' -мартенсита деформации. Введение водорода перед прокаткой способствует более активной реализации фазового $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения при пластической деформации. Этот эффект усиливается с увеличением продолжительности насыщения водородом. В микроструктуре прокатанных образцов наблюдали дислокации скольжения, двойники деформации в аустените с толщиной пластин $t = 15\div 25$ нм и расстоянием между двойниками $e = 25\div 50$ нм. Насыщение водородом образцов перед деформацией способствует формированию более тонких двойниковых пластин ($t = 1\div 15$ нм) с меньшим расстоянием между ними $e = 5\div 15$ нм (при прокатке до 50 %), а также вызывает образование тонких пластин ε -мартенсита в аустените.

В исходно закаленном состоянии сталь сочетает умеренную прочность ($\sigma_{0.2}=375$ МПа, $\sigma_B=610$ МПа) с достаточно высокой пластичностью ($\delta = 73\%$). ХДО приводит к повышению значений прочности и снижению пластичности стали. После прокатки без наводороживания на $\varepsilon = 25\%$ предел текучести повышается в 2,3 раза, предел прочности – в 1,5 раза, а удлинение до разрушения уменьшается в ≈ 5 раз. При степени осадки $\varepsilon = 50\%$ величина $\sigma_{0.2}$ достигает 1265 МПа, $\sigma_B = 1280$ МПа, а δ уменьшается до 4 % (относительно исходно закаленного состояния). Легирование водородом перед прокаткой на $\varepsilon = 25\%$ приводит к значительному увеличению равномерного удлинения образцов при растяжении – пластичность повышается в ≈ 2 раза по сравнению с образцами, прокатанными без наводороживания. Предел текучести при этом на 60÷100 МПа, а предел прочности на 10÷40 МПа ниже, чем в образцах, прокатанных без насыщения водородом. Увеличение продолжительности насыщения водородом (с 5 до 50 часов) сопровождается дальнейшим понижением характеристик прочности и увеличением пластичности. Наводороживание не оказывает заметного влияния на вид кривых "σ-ε" для образцов, прокатанных до $\varepsilon=50\%$, но пластифицирующее действие водорода также наблюдается.

Таким образом, ХДО стали 08X18H9T способствует активации фазовых превращений и способствует формированию более высокой плотности двойниковых границ по сравнению с прокаткой без наводороживания. Такие водородно-индуцируемые структурные превращения слабо влияют на прочностные свойства стали, но способствуют увеличению пластичности деформированных образцов.

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,2Ni-0,7C-1,2N

Астафуров С.В., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А.,
Панченко М.Ю., Реунова К.А., Тумбусова И.А., Астафурова Е.Г.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
svastafurov@gmail.com

В работе исследовано влияние температуры и скорости деформации на закономерности пластического течения и разрушение ванадийсодержащей аустенитной стали Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,2Ni-0,7C-1,2N с высоким содержанием примесей внедрения (C+N=1.9 масс. %). Образцы для растяжения, вырезанные из исходной горячекатанной заготовки, подвергались часовому отжигу при температуре 1200°C с закалкой в воду. После закалки сталь обладала аустенитной структурой с параметром решетки 0,365 нм, свидетельствующим о сильном твердорастворном упрочнении аустенита, и крупными карбонитридами на основе ванадия и хрома (средний размер частиц – 570 нм, объемная доля – 6,5%). Механические испытания методом одноосного растяжения проводили при температурах от –60°C до +60°C и скоростях деформации от $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ до $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

Изменение температуры испытаний в выбранном интервале слабо влияет на характер кривых течения и коэффициент деформационного упрочнения (КДУ) стали. Диаграммы растяжения имеют вид, характерный для деформации поликристаллических аустенитных сталей с высокой концентрацией атомов внедрения, пластическая деформация развивается без выраженной стадийности, КДУ изменяется в интервале от 5000 МПа до 3000 МПа. Образцы демонстрируют сильную температурную зависимость предела текучести, характерную для аустенитных сталей с твердорастворным упрочнением азотом или углеродом. При снижении температуры испытаний от 60 до –60°C наблюдается увеличение предела текучести на ≈ 290 МПа, без существенного снижения пластичности (9-12%). Увеличение скорости деформации от 1×10^{-4} до $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ также приводит к увеличению предела текучести образцов от 800 до 900 МПа и 710 до 770 МПа при 25°C и 60°C соответственно.

Для исследуемых скоростей и температур механических испытаний пластическое течение обусловлено дислокационным скольжением, а механическое двойникование выступает дополнительным механизмом деформации. Понижение температуры или увеличение скорости деформации приводит к увеличению планарности дислокационной структуры и усилению активности механического двойникования. Несмотря на это, для всех температур и скоростей деформации основным микромеханизмом разрушения является вязкий (ямочный) транскристаллитный излом. Помимо ямок на поверхности разрушения наблюдаются единичные плоские фасетки квазискола, количество которых незначительно возрастает с понижением температуры испытаний. Таким образом, для рассмотренных условий деформирования сталь Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,2Ni-0,7C-1,2N не проявляет склонности к хрупкому разрушению по механизму квазискола несмотря на высокую концентрацию атомов внедрения в аустените. Предложен механизм, описывающий влияние карбонитридов ванадия на формирование дислокационной структуры и механизм разрушения при деформации аустенитной стали с высокой концентрацией атомов внедрения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований и Администрации Томской области (проект № 18-48-700042).

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НАСЫЩАЮЩЕГО ГАЗА ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

¹Москвина В.А., ¹Майер Г.Г., ¹Астафурова Е.Г., ²Рамазанов К.Н., ²Есипов Р.С.,
¹Астафуров С.В., ¹Панченко М.Ю., ¹Реунова К.А., ¹Мельников Е.В.

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

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия

valya_moskvina@mail.ru

В работе изучали микроструктуру, фазовый состав и микротвердость поверхностных слоев образцов аустенитной нержавеющей стали AISI 316L (АНС, Fe–17Cr–13Ni–1,7Mn–2,7Mo–0,5Si–0,01C, масс. %), подвергнутых диффузионному ионно-плазменному насыщению разными газовыми смесями. Исходные заготовки АНС были подвергнуты холодной прокатке до 40 % и отжигу ($T = 1050^{\circ}\text{C}$, 5 ч, закалка в воду). В результате обработки стальные заготовки имели аустенитную крупнокристаллическую структуру ($d = 55$ мкм). Диффузионную ионно-плазменную обработку (ИПО) образцов проводили на установке ЭЛУ-5 в течение 12 часов при $T = 540 \pm 10^{\circ}\text{C}$ и давлении $P = 300$ Па с различным составом газовой смеси: 25% $\text{N}_2 + 5\% \text{C}_2\text{H}_2 + 70\% \text{Ar}$ (ИПО-1) и 30% $\text{N}_2 + 8\% \text{H}_2 + 62\% \text{Ar}$ (ИПО-2).

Независимо от состава газовой смеси, ИПО приводит к формированию в образцах АНС поверхностно-упрочненной области глубиной ≈ 50 –55 мкм. После ИПО поверхностная микротвердость образцов была увеличена в четыре раза (до $16,4 \pm 0,5$ ГПа для ИПО-1 и $14,9 \pm 0,8$ ГПа для ИПО-2) по сравнению с исходным значением ($3,7 \pm 0,5$ ГПа). Профили распределения микротвердости по глубине изменяются нелинейно до глубины ≈ 50 –55 мкм и имеют три характерные области: I – поверхностный слой, II – внутренний диффузионный слой и III – аустенитная матрица. На протравленных поперечных шлифах ИПО-образцов наблюдали двухслойную микроструктуру с поверхностным слоем, характеризующимся повышенной травимостью, и внутренним (подповерхностным) слоем со слабой травимостью. Поверхностные слои I имеют разную толщину: ≈ 10 –13 мкм в ИПО-1 и ≈ 22 –28 мкм в ИПО-2 образцах. Различная стойкость к травителю в областях I и II ИПО-образцов обусловлена различиями в их фазовом составе. Согласно рентгенофазовому анализу гетерофазный поверхностный слой состоит из легированного азотом и углеродом аустенита ($\text{Fe-}\gamma_{\text{N,C}}$), нитридов и карбонитридов $\text{Fe}_4(\text{N,C})$ и $\text{Cr}(\text{N,C})$ и малой доли α -Fe, а внутренний диффузионный слой представлен преимущественно фазой $\text{Fe-}\gamma_{\text{N,C}}$. На рентгенограммах для ИПО-2 образцов линии от $\text{Fe-}\gamma_{\text{N,C}}$ сильнее смещены в области малых углов дифракции, а линии, соответствующие фазе Fe_4N , имеют более высокую интенсивность. Это говорит о том, что ИПО-2 образцы обладают более высокой концентрацией атомов внедрения в твердом растворе аустенита по сравнению с упрочненным слоем в ИПО-1 образцах. Одинаковый набор фаз в поверхностных слоях свидетельствует об аналогичном для обоих ИПО-образцов механизме распада легированного аустенита.

Таким образом, диффузионная ионно-плазменная обработка приводит к поверхностному упрочнению, изменению фазового состава и микроструктуры поверхностной области образцов АНС. Несмотря на одинаковый набор фаз в поверхностных слоях, введение водорода в состав газовой смеси при ИПО (ИПО-2 образцы) способствует образованию преимущественно $\text{Fe-}\gamma_{\text{N,C}}$ и Fe_4N фаз из-за более высокой концентрации азота в поверхностной области. Для обоих ИПО-образцов увеличение микротвердости вызвано твердо-растворным упрочнением и дисперсионным твердением в поверхностных слоях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-70031.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo АЗОТОМ И УГЛЕРОДОМ: МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю.,
Майер Г.Г., Москвина В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
elena.g.astafurova@gmail.com

С использованием методов рентгеновского анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии и одноосного статического растяжения изучены микроструктура, фазовый состав и механические свойства высокоэнтропийного сплава Кантора, легированного атомами азота и углерода. Сплавы химического состава $20\text{Fe}-20\text{Mn}-20\text{Cr}-20\text{Ni}-(20-x)\text{Co}-x(\text{N,C})$ ($x = 1, 3$ ат. %) исследовали в литом состоянии и после различных термомеханических обработок (ТМО), включающих многоходовую прокатку при комнатной температуре с промежуточными и финальными отжигами при температуре 1200°C (с закалкой в воду).

Независимо от состава сплава литые заготовки обладают ГЦК кристаллической структурой. Легирование сплава $20\text{Fe}-20\text{Mn}-20\text{Cr}-20\text{Ni}-20\text{Co}$ азотом и углеродом сопровождается увеличением параметра решетки аустенита, что указывает на образование твердого раствора внедрения в исследуемых сплавах, но методы рентгенофазового анализа не выявляют каких-либо других фаз, кроме аустенита. В литом состоянии все сплавы характеризуются крупнокристаллической структурой с дендритной морфологией зерен. Легирование азотом способствует формированию более однородных по составу сплавов после литья (склонность к формированию дендритной структуры снижается) по сравнению со сплавами с углеродом и исходным сплавом Кантора. Методами электронной микроскопии не выявлено заметного количества нитридных фаз в литых сплавах, легированных азотом. Методы ТМО способствуют образованию более однородного твердого раствора азота в аустените (без дендритов и нитридов), параметр решетки аустенитной фазы возрастает по сравнению с литыми образцами. То есть в азотистом высокоэнтропийном сплаве удастся достигнуть однофазного аустенитного состояния с высокой концентрацией атомов азота в твердом растворе. Легирование азотом сопровождается увеличением пределов текучести и прочности высокоэнтропийного сплава без потери удлинения.

Легирование углеродом, напротив, способствует формированию более неоднородной микроструктуры после литья: помимо формирования твердого раствора углерода в аустенитной структуре (с дендритной морфологией) происходит образование крупных карбидов преимущественно пластинчатой формы. Их объемная доля составляет менее 5%, они не выявляются методами рентгенофазового анализа, но видны при электронно-микроскопических исследованиях. Используемые в работе методы ТМО способствуют частичному растворению карбидов, но сформировать однофазное состояние в этих сплавах не удастся. В отличие от азотистых сплавов, углеродистые сплавы демонстрируют комплексное упрочнение (твердорастворное и дисперсионное твердение). Комплексный механизм упрочнения способствует увеличению прочностных свойств высокоэнтропийного сплава Кантора при легировании углеродом, но при этом снижается его пластичность.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА FeMnCrNiCo, ЛЕГИРОВАННОГО АЗОТОМ

Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

reunova.ksenya@mail.ru

В настоящей работе было исследовано влияние термомеханической обработки на фазовый состав и механические свойства высокоэнтропийного сплава FeMnCrNiCo, легированного атомами азота. Сплавы химического состава 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–20Co (ат. %) (ВЭС), 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–19Co–1N (ВЭС-1N) и 20Fe–20Mn–20Cr–20Ni–17Co–3N (ВЭС-3N) были выплавлены в вакуумной индукционной печи в атмосфере инертного газа. Полученные образцы были подвергнуты термомеханической обработке (ТМО), заключающейся в отжиге при температуре 1200°C (2 ч), холодной прокатке (осадки 80 %) и повторном отжиге при 1200°C (2 ч). Для изучения механических свойств из литых и термообработанных заготовок были вырезаны образцы в форме двойных лопаток с размером рабочей части: 12×2,6×1,4 мм. Механические испытания на одноосное статическое растяжение для всех сплавов были проведены при комнатной температуре.

Методом рентгеноструктурного анализа был исследован фазовый состав сплавов ВЭС, ВЭС-1N и ВЭС-3N в литом состоянии и после ТМО. Показано, что независимо от обработки для всех сплавов характерна однофазная ГЦК структура. Легирование азотом приводит к увеличению параметра кристаллической решетки литых сплавов от 0,3593 нм (ВЭС) до 0,3608 нм (ВЭС-1N и ВЭС-3N). После ТМО параметр кристаллической решетки увеличился до 0,3611 нм в случае ВЭС-1N, и до 0,3612 нм в ВЭС-3N. Во всех исследуемых сплавах после литья формируется однофазное состояние с дендритной микроструктурой, а использование ТМО способствует растворению дендритов и формированию однородной по элементному составу структуры.

Легирование азотом приводит к улучшению механических свойств исследуемых сплавов как в литом состоянии, так и после ТМО. Легирование азотом увеличивает предел текучести $\sigma_{0,2}$ литого сплава ВЭС почти в два раза: от $\sigma_{0,2}=150$ МПа до 300 МПа и 330 МПа для ВЭС-1N и ВЭС-3N, соответственно. После ТМО значения $\sigma_{0,2}$ для всех сплавов изменяются незначительно. Кроме того, из анализа механических характеристик можно сделать вывод о том, что легирование азотом повышает прочность исследуемых сплавов: в литом состоянии предел прочности ВЭС составляет $\sigma_B=710$ МПа, после легирования азотом предел прочности возрастает до 1070 МПа (ВЭС-1N) и 1100 МПа (ВЭС-3N). ТМО приводит к дополнительному увеличению предела прочности: $\sigma_B=825$ МПа (ВЭС), 1230 МПа (ВЭС-1N) и 1300 МПа (ВЭС-3N). Кроме того, ТМО способствует росту удлинения δ всех сплавов: в случае ВЭС δ увеличилась от 52 % до 65 %, для ВЭС-1N от 63 % до 69 %, и наконец, для ВЭС-3N от 65 % до 71 %.

Таким образом, использование ТМО способствует формированию гомогенного твердого раствора азота на основе ГЦК кристаллической структуры и улучшению механических свойств исследуемых многокомпонентных сплавов.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00261).

КИНЕТИЧЕСКИЙ ЗАКОН ДЛЯ УДЕЛЬНОГО ТЕПЛООВОГО ПОТОКА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Макаров А.С., Гончарова Е.В., Афонин Г.В., Qiao J.C., Кобелев Н.П., Хоник В.А.

ФГБОУ ВО «Воронежский государственный педагогический университет», Воронеж,

a.s.makarov.vrn@gmail.com

Высокоэнтропийные объемные аморфные сплавы (ВЭОАС) являются новыми многокомпонентными материалами с уникальными свойствами, которые делают их перспективными для применения во многих отраслях. Отсутствие теории, с помощью которой можно было бы прогнозировать состояние ВЭОАС в процессе структурной релаксации/кристаллизации, накладывает серьезные ограничения для их широкого использования. Продуктивность применения межузельной теории (МТ) для описания разнообразных релаксационных явлений в стандартных аморфных сплавах (на основе одного или двух компонентов) послужило отправной точкой для применения МТ к ВЭОАС. Тепловые явления, фиксируемые при структурной релаксации/кристаллизации ВЭОАС, дают важную информацию о энергетических характеристиках переходов и

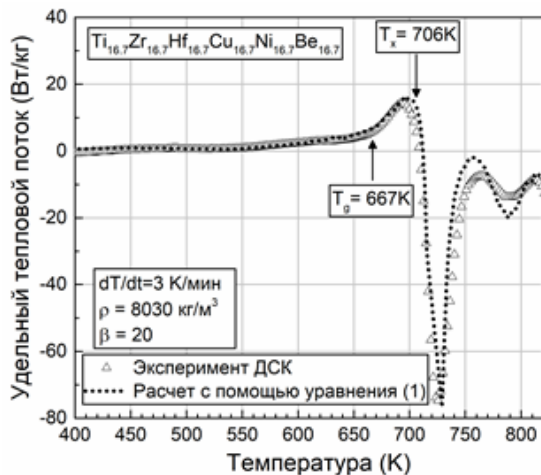


Рис. Экспериментальная (ДСК) и вычисленная (уравнение 1) зависимость удельного теплового потока ВЭОАС. Калориметрические температуры стеклования T_g и начала кристаллизации T_x показаны стрелками

релаксационных процессов. В настоящем докладе для количественного описания удельного теплового потока (т.е. тепловой энергии на единицу массы в единицу времени), фиксируемого *in situ* методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), предлагается кинетическое уравнение, которое было выведено из основных уравнений МТ. В рамках вышеозначенного подхода температурная зависимость удельного теплового потока $W(T)$ определяется при помощи соотношения

$$W(T) = \frac{\dot{T}}{\beta\rho} \left[\frac{G(T)}{\mu(T)} \frac{d\mu(T)}{dT} - \frac{dG(T)}{dT} \right] \quad (1),$$

где \dot{T} – скорость нагрева, ρ – плотность ВЭОАС, β – сдвиговая восприимчивость, $G(T)$ и $\mu(T)$ – темпера-

турные зависимости модуля сдвига ВЭОАС и соответствующего кристалла. С целью апробации уравнения (1) были проведены специальные измерения для ряда ВЭОАС, с помощью которых были определены величины, фигурирующие в этом уравнении. На рис. приведен расчет температурной зависимости $W(T)$ ВЭОАС $Ti_{16.7}Zr_{16.7}Hf_{16.7}Cu_{16.7}Ni_{16.7}Be_{16.7}$ при помощи уравнения (1) совместно с экспериментальными данными ДСК. Параметры, участвующие в расчете, также приведены на рис.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук (проект МК-1101.2020.2).

THE EFFECT OF ELECTRON BEAM PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS

Geng Yanfei^{1,2}, Konovalov Sergey^{1,2}, Chen Xizhang^{1,2}

¹ *Wenzhou University, Institute of Laser and Optoelectronic Intelligent Manufacturing, Wenzhou, China;*

² *Samara National Research University,
Samara, Russia*

yanfeig25@gmail.com

kvs@ssau.ru

Kernel.chen@gmail.com

Due to the high temperature performance, corrosion resistance and mechanical properties, aluminium alloy was widely applied in shipbuilding cooling systems, aviation and aerospace industries. However, there are different kinds problems occurred on aluminium alloy surface. Electron beam treatment, as a surface modification method, can effectively improve surface microstructure and grain size even the mechanical properties. In this paper, it mainly introduced that how different parameters effected the surface microstructure and properties. By summarized related research about electron beam treatment on aluminium alloys, it gets main points as following: (1) For Al-15Si alloy after 15 pulse treatment, the solid solubility of Si atoms in the Al matrix is increased and the relative wear resistance is significantly enhanced by a factor of 925. (2) The maximum fatigue life increase was in the irradiation mode with high-intensity pulsed electron beam with parameters 20J/cm²; 150μs; 5 pulses and this irradiation mode resulted in significant structure refinement of surface vary from 100 to 250 nm 26. (3) The treatment with 2.5J/cm² energy density leads to the formation of “halo” centered on primary Si and the wear resistance of 15 pulse-treated Al17.5Si and Al20Si alloys is drastically improved by a factor of 6.5 and 2 respectively²⁷. Almost all research confirmed that the electron beam treatment did effectively improve aluminum alloy surface properties and microstructure.

In summary, investigating the effects of electron beam treatment parameters on surface microstructure and mechanical properties is very important role in dealing with aluminium alloy samples. It can make sure that the aluminium products achieve better properties. In the later study, three electron beam densities were adopted to study the effect on surface microstructure and phase composition. The results demonstrated that very low or high electron beam densities can not get proper grain size. As energy density increasing, the width of grain boundary is increasing leading to cracks occurring. Without adding element electron beam treatment, the phase composition of surface after treatment is similar to original sample.

THE RESEARCH OF Fe–Cr–Al ALLOY MADE BY WIRE ARE ADDITIVE MANUFACTURING TECHNOLOGY

Yanhu Wang^{1,2}, Sergey Konovalov ^{*1,2}, Xizhang Chen ^{1,2}

¹ *Department of Metals Technology and Aviation Materials,
Samara National Research University, Samara, Russia*

² *School of Mechanical and Electrical Engineering, Wenzhou University,
Zhejiang, China*

wangyanhu934@gmail.com

ksev@ssau.ru

Kernel.chen@gmail.com

In present work, a new wire-arc additive manufacturing (WAAM) based on Cold Metal Transfer (CMT) welding process was used to fabricate iron-chromium-aluminum (Fe–Cr–Al) alloy by simultaneously feeding two separate wires. It is very difficult to make a perfect sample. It can be seen from the sample has a higher phenomenon at the beginning than at the end. The main reason for this phenomenon is that the arc gives the molten pool a backward thrust during the welding process. Due to the fluidity of the molten pool, the liquid moves backwards. And at the end, the wire has been stopped, but the arc has hysteresis, which in this case also causes the liquid to move backwards. This phenomenon occurs on every layer during the manufacturing process. This cumulative effect is more pronounced as the number of layers increases. It is easy to produce cracks at the bottom near the iron substrate. As the number of layers increases, the cracks gradually increase. This crack extends to the middle of the sample. More aluminum in the Fe–Al alloy, will form more brittle compounds. The cracks may occur in the presence of the brittle Fe₃Al and FeAl intermetallic phases.

The morphology of the buildup wall is shown that there exists an obvious boundary line between the dilution area and base material and shrinkage in the bottom area. This could be attributed to issues of wettability, cold state of the substrates and difficulty the molten pool to build an adequate interface in the first few layers of deposition. There exists epitaxial growth of columnar grains oriented along the build direction from the bottom to the top. The phases at different locations within the built wall were very different, especially, in the top section and bottom section. In the top and middle sections Fe₃C carbide were found. The Cr₃C₂ carbides were found in the top section. No (Cr, Fe)_xC_y carbides were found at the bottom of the buildup wall. It can be seen in the manufacturing process that the sample was prone to cracks. A comparison of bottom and top sections indicated that the (Fe, Cr)_xC_y carbides have the ability to prevent cracks from occurring.

Through the analysis of the morphology, phase characterization of the sample. There are the conclusions that could be drawn from the present investigation:

(1) The addition of the Cr has a strong influence on the cracking susceptibility of these alloys.

(2) No Fe₃C or Cr₃C₂ carbides were found in crack zone. The presence of Fe₃C and Cr₃C₂ carbides can improve the cracking resistance of the Fe–Cr–Al alloy.

ГИДРОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

**Невский С.А., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Мелехов Д.Л.,
Мандрыгин С.А., Громов В.Е.**

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
nevskiy.sergei@yandex.ru*

Изучен процесс возникновения наноструктурных слоев в силумине, подвергнутом электровзрывному легированию иттрием, при воздействии низкоэнергетических сильноточных электронных пучков. Установлено, что электронно-пучковая обработка приводит к образованию столбчатых структур размерами от 200 нм до 1 мкм, по границам которых расположены атомы кремния и иттрия. Предложен механизм образования данных структур на основе представлений о возникновении комбинированной неустойчивости Марангони и Кельвина-Гельмгольца вследствие наличия градиента температуры и поперечной скорости расплава. Рассматривалось течение вязкой двухслойной несжимаемой теплопроводной жидкости. Первый слой является неподвижным, его занимает силумин, а второй (его занимает иттрий) движется со скоростью параллельной плоскости подложки. Для каждого слоя записывались уравнения Навье-Стокса, теплопроводности, начальные и граничные условия, которые имеют вид:

$$\rho_n \frac{\partial \vec{u}_n}{\partial t} + \rho_n (\vec{u}_n \cdot \nabla) \vec{u}_n = -\nabla p_n + \mu_n \Delta \vec{u}_n, \nabla \cdot \vec{u}_n = 0$$

$$\rho_n C_{pm} \left(\frac{\partial T_n}{\partial t} + \vec{u}_n \cdot \nabla T_n \right) = \nabla \cdot (k_n \nabla T_n)$$

Начальные условия зададим следующим образом. Для слоя расплава задается возмущение скорости и температуры по оси:

$$u_2(0) = U_0, v_2(0) = V_0 \sin\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right), T_2(0) = T_{2,v} + T_0 \sin\left(\frac{2\pi x}{\lambda}\right)$$

Нижний слой в начальный момент находится в покое с температурой равной температуре плавления. Для учета эффекта Марангони на поверхности воздействия ЭПО ставилось следующее граничное условие: $\mu \frac{\partial u}{\partial y} = \sigma_T \frac{\partial T}{\partial x}$.

Решение уравнений проводилось с помощью метода конечных элементов. Показано, что вне зависимости от значения скорости наблюдается возмущения поверхности раздела, которые постепенно нарастают. При значении поперечной скорости 0 м/с в моменты времени от 80 до 150 мкс наблюдается превращение возмущений поверхности раздела в «капли», которые проникают на глубину ~ 20 – 60 мкм. Это на несколько порядков превышает глубину проникновения иттрия по механизму диффузии. Увеличение скорости до 4 м/с приводит к изменению картины течения расплава. Распад на возмущения на капли наблюдается при $t > 800$ мкс, что позволяет сделать вывод о стабилизирующем влиянии неустойчивости Кельвина-Гельмгольца.

Работа выполнена за счет гранта Президента № МК-118.2019.2

STRUCTURAL PHASE STATES AND PROPERTIES OF 100-M RAILS AFTER LONG-TERM OPERATION

Kormyshev V.E.^a, Gromov V.E.^a, Ivanov Yu. F.^b, Glezer A.M.^c

^a*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

^b*Institute of High Current Electronics SB RAS, Tomsk, Russia*

^c*National Research Technological University 'MISIS', Moscow, Russia*

The purpose of the research is to study the structural phase states and properties being formed on the tread surface and fillet in the head of 100-m differentiatedly quenched rails after passed tonnage of 1411 mln. t. brutto and the comparative analysis with volume parameters of rail steel.

The microhardness profiles testify that rail operation is accompanied by the essential strengthening of the near-surface steel layer up to 80-100 μm thick independent of the rail area under study (zone of tread surface or working fillet). In this case the steel hardness is 1.5-2 – fold higher at rail surface as compared with the volume and it decreases with a greater distance from the working surface.

The strengthening of steel surface layer is accompanied by the increase in material wear resistance. The results testify that wear resistance of tread surface increased ≈ 7 – fold in relation to volume.

The increase in steel wear resistance is accompanied by the friction coefficient growth (by ≈ 1.3 times). The character of friction coefficient dependence on test time is different for steel volume located at 15 mm depth from tread surface and the one forming the tread surface. In the first case the change in friction coefficient returns to the standard level after 100 s running-in; in the second case - after 400 s. The latter evidently is indicative of the change in structural phase of steel in the surface layer in the process of rails' operation. The friction track obtained in tribological tests of rail tread surface has a smoother profile that is indicative of a more equistrength state of surface layer of friction track as compared with the rail volume material.

In rail head the steel microstructure is formed by lamellar pearlite with average grain size of 29.8 μm (the size of real grains varies within the limits from 15.0 μm to 51.2 μm). Along the pearlite grain boundaries the comparatively fine grains of excess ferrite are detected, they are estimated by 1.5 number of scale № 7 of Russian State Standard 8233. Bainite in the sample metal microstructure is not revealed by the metallography methods.

By the methods of scanning electron microscopy of the etched metallographic sections of fillet and head tread surface at 0.5-1.0 mm depth it has been stated that steel structure is presented by fine-grained pearlite of lamellar morphology. In the pearlite structure in addition to the regular colonies with cementite plates located in parallel the colonies in which the cementite plates are failed or located in random fashion are detected.

Analysis of the revealed structure has shown that the value of steel pearlite colonies varies in the limits from 2.7 μm to 12.2 μm at average value of 6.2 μm . The distance between plates (the distance between the boundaries of neighboring plates of cementite) varies in the limits from 73 nm to 256 nm at the average value of 132 nm and practically is independent of the location of area under analysis relative to fillet and tread surface.

By the methods of X-ray structural analysis it has been determined that the main phases of steel under study are the solid solution based on α -iron (bcc crystal lattice) and carbide of iron (Fe_3C , cementite). Examination of X-ray structural analysis results shows that the cementite located in steel volume forming the tread surface is in the essentially higher stress state in comparison with volume cementite.

The research was financially supported by RFBR project № 19-32-60001.

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АНТИСЕПТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Острикова М.Я., Остриков О.М.

*ГНУ «Институт леса НАН Беларуси», Гомель, Республика Беларусь
УО «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого»,
Гомель, Республика Беларусь, omostrikov@mail.ru*

Антисептические свойства ряда материалов были известны еще с древних времен. Так, например, было обнаружено, что жидкие продукты питания дольше сохраняются в серебряной посуде благодаря антисептическим свойствам серебра.

Интерес к практическому использованию данных уникальных свойств антисептических материалов не теряется и по сей день. Однако, стоимость данных материалов часто высока, что делает нецелесообразным их широкое применение.

Удешевить изделия с антисептическими свойствами позволяет использование такого антисептика в виде покрытия. При этом появляется другая проблема – это истирание (износ) покрытий в ходе эксплуатации и потеря в связи с этим антисептических свойств изделия. Особенно актуальна эта проблема в случае использования таких покрытий в узлах трения в имплантатах, где кроме антисептических свойств покрытия должны обладать высокими адгезионными и фрикционными характеристиками.

Наличие такой проблемы делает актуальными исследования физико-механических свойств антисептических покрытий и разработку методов таких исследований, что и стало целью данной работы.

В качестве таких методов в данной работе предлагается использовать микро- и наноиндентирование [1–4], а также скрайбирование [5, 6] поверхности с покрытием алмазным индентором в совокупности с анализом дефектной структуры, вызванной индентором. Данные методики хорошо зарекомендовали себя в исследованиях физико-механических свойств поверхности материалов и позволяют оценивать не только твердость, но и стойкость покрытия к дефектности материала в области локального деформирования [4], что позволяет осуществлять контролируемый выбор метода обработки изделия с покрытием для задания оптимального фазового состава покрытия, обеспечивающего нужные эксплуатационные характеристики изделия.

1. Остриков О.М. Нанодвойникование монокристаллов висмута // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2002, № 3. – С. 51 – 52.
2. Остриков О.М., Дуб С.Н. Влияние скорости нагружения на механизм пластической деформации в висмуте // Журнал технической физики. – 2001. – Т. 71, №5. – С. 44-46.
3. Остриков О.М., Дуб С.Н. Исследование механического двойникования монокристаллов сурьмы методом наноиндентирования // Инженерно-физический журнал. - 2003. – Т. 76, №1. – С. 170 – 172.
4. Верещагин М.Н., Шепелевич В.Г., Остриков О.М. Негомогенная пластическая деформация аморфных сплавов на основе железа. Монография. – Гомель: Учреждение образования «Гомельский государственный технический университет имени П.О. Сухого», 2004.–134 с.
5. Симанович Н.М., Остриков О.М., Кульгейко М.П. Влияние скорости скрайбирования на особенности формирования двойников в монокристалле висмута // Вестник Могилевского государственного университета имени А.А. Кулешова. Серия В. Природоведческие науки (математика, физика, биология). – 2018, № 2(52). – С. 87–97.
6. Кульгейко Н.М., Остриков О.М. Закономерности образования двойников у границ царапины при скрайбировании поверхности (111) монокристалла висмута индентором Виккерса // Вестник Могилевского государственного университета имени А.А. Кулешова. Серия В. Природоведческие науки (математика, физика, биология). – 2016, № 1(47). – С. 74–80.

МЕТОД РЕШЕНИЯ УРАВНЕНИЯ ДВИЖЕНИЯ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Остриков В.О., Остриков О.М.

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

Эффект памяти формы ферромагнитных монокристаллов Гейслера полностью определяется свойствами границы раздела аустенит/мартенсит, образующейся в результате бездиффузионных фазовых превращений [1, 2]. Изучение свойств данной границы является важной научной задачей.

Целью данной работы явилось решение уравнения движения границы раздела аустенит/мартенсит при бездиффузионных фазовых превращениях в условиях деформирования ферромагнитного монокристалла Гейслера и анализ полученного решения.

В [3] предложен вариант уравнения движения границы раздела аустенит/мартенсит:

$$\frac{\rho A_0}{k_0} \left(\frac{dL}{dt} \right)^2 + \frac{m_0 + \rho A_0 (L - L_0)}{k_0} \frac{d^2 L}{dt^2} = F_{ext},$$

где ρ – объемная массовая плотность материала; A_0 – площадь поперечного сечения призматического образца; k_0 – коэффициент, связывающий скорость движения границы раздела аустенит/мартенсит (V_b) со скоростью плоскопараллельного перемещения мартенситной части монокристалла (V_m), причем $k_0 = V_b/V_m$ [3]; m_0 – начальная масса мартенситной части образца; L_0 – начальное положение границы раздела аустенит/мартенсит; L – текущее положение границы на оси, направленной в сторону перемещения границы раздела.

В данной работе было получено решение этого уравнения:

$$L(t) = \frac{1}{a} \left(\frac{D_1 t - 1}{D_2} \pm \sqrt{a F_{ext} t - b} \right), \quad \frac{dL(t)}{dt} = V_b = \frac{1}{a} \left(\frac{D_1}{D_2} \pm \sqrt{a F_{ext}} \right),$$

где $a = \frac{\rho A_0}{k_0}$; $b = \frac{m_0}{k_0} - a L_0$; $D_1 = \frac{\sqrt{\rho A_0 k_0}}{m_0} \left(\pm \sqrt{F_{ext}} - \sqrt{\frac{\rho A_0}{m_0} V_b} \right)$; $D_2 = -\frac{k_0}{m_0}$ (при начальном условии $L(0) = L_0$).

При этом использовался метод решения нелинейного неоднородного дифференциального уравнения второго порядка путем сведения его к уравнению Бернулли с дальнейшим применением метода разделения переменных.

Как видно из полученного решения, $L(t)$ линейно зависит от времени, а скорость V_b при постоянной внешней силе F_{ext} постоянна и от времени не зависит.

1. Ullakko K. Magnetically controlled shape memory alloys: a new class of actuator materials // J. Mater. Eng. Perform. – 1996. – V. 5. – P. 405–409.
2. Murrey S.J., Marioni M., Allen S.M., O’Handley R.C. 6% magnetic-field-induced strain by twin-boundary motion in ferromagnetic Ni-Mn-Ga // Appl. Phys. Lett. – 2000. – V. 77. – P. 886–888.
3. Saren A., Ullakko K. Dynamic twinning stress and viscous-like damping of twin boundary motion in magnetic shape memory alloy Ni-Mn-Ga // Scripta Materialia. – 2017. – V. 139. – P. 126–129.

РАВНОВЕСНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ВЗАИМНАЯ РАСТВОРИМОСТЬ КОМПОНЕНТОВ В НАНОЧАСТИЦАХ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ ТЯЖЕЛОГО ПСЕВДОСПЛАВА W–Cr

Шишулин А. В., Федосеев В. Б.

*Институт металлоорганической химии им. Г.А. Разуваева РАН,
Н. Новгород, Россия, chichouline_alex@live.ru*

Наноструктурированные тяжелые псевдосплавы системы W–Cr, получаемые методами аддитивных технологий порошковой металлургии, являются перспективными материалами для ряда медицинских и специальных приложений. Компоненты данной системы ограниченно растворимы в твердом состоянии с верхней критической температурой растворения (ВКТР) ~1900 К. В рамках термодинамического подхода рассмотрены особенности фазовых равновесий в наночастицах рассматриваемой системы эквимолярного состава различной морфологии.

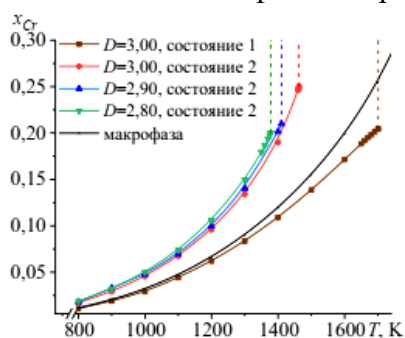


Рис. 1. Температурная зависимость растворимости Cr в W для наночастиц различной фрактальной размерности ($d_{eff}=40$ нм)

Геометрические характеристики наночастицы заданы величиной ее эффективного диаметра d_{eff} и фрактальной размерности D [1]. Предполагается, что при фазовом равновесии при температурах ниже ВКТР в наночастицах реализуется конфигурация типа *core-shell*. Критерием фазового равновесия является минимум функции Гиббса системы с учетом энергетического вклада всех границ раздела. В наночастицах с *core-shell* структурой возможны два термодинамически устойчивых гетерогенных состояния, различающиеся взаимным расположением сосуществующих твердых растворов. В структурах макроскопического размера эти состояния эквиэнергетические,

в то время как в частицах нанометрового размера состояние с *shell*-фазой на основе W (состояние 2) метастабильно по отношению к состоянию с *core*-фазой на основе W (состояние 1). Равновесные фазовые составы наночастиц в данных состояниях различаются между собой, отличаются от составов макрофаз [2] и зависят от геометрических характеристик наночастиц. На рис. 1 приведены примеры температурных зависимостей растворимости W в Cr для наночастиц в сост. 1-2 с различной фрактальной размерностью. Наряду с существенными изменениями пределов растворимости в наноразмерных частицах, на рис. 1 вертикальными пунктирами показаны ВКТР наночастиц различной формы в различных состояниях: при равных D ВКТР в сост. 2 ниже, чем в сост. 1 (и в обоих состояниях ВКТР ниже макроскопических значений). Гетерогенное сост. 2 при температуре выше соответствующего ему ВКТР исчезает с образованием гомогенного состояния, метастабильного по отношению к сосуществующему с ним гетерогенному сост. 1. Выше ВКТР для сост. 1 гомогенное состояние становится единственным в системе. Представлено объяснение полученных закономерностей на основании трех механизмов понижения свободной энергии [1].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМХ РАН, а также при поддержке РФФИ (проект №18-08-01356-а).

1. Шишулин А.В., Шишулина А.В. В сб. Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур, наноматериалов. 2019. Вып. 11. С. 380-388.
2. Шишулин А.В., Федосеев В.Б. // Неорганич. матер. 2018. Т. 54. №6. С. 574-578.

О Понижении Температуры Кюри в Пористых Материалах

Шишулин А. В.¹, Федосеев В. Б.¹, Шишулина А.В.^{2,3}¹Институт металлорганической химии им. Г.А. Разуваева РАН, Н. Новгород, Россия²Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Н. Новгород, Россия³Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, Н. Новгород, Россия, chichouline_alex@live.ru

Наноструктурированные ферромагнитные материалы являются в настоящее время объектом значительного интереса исследователей, как в силу широкого спектра технологических приложений ферромагнитных наноструктур, так и благодаря массе явлений фундаментального интереса. Ключевым параметром, характеризующим устойчивость свойств ферромагнитных материалов, является температура Кюри разрушения магнитной упорядоченности ферромагнетика (фазового перехода II рода), эффект

понижения которой в ферромагнитных наночастицах описан в [1,2]. В докладе показано, что заметное понижение температуры Кюри может быть достигнуто в макроскопических нанопористых материалах. В рамках модели, основанной на полученной в [1] и экспериментально верифицированной в [2] корреляции между температурой Кюри и энергией когезии кристалла, получены зависимости температур магнитных превращений от объемной доли пор α и их морфологии для чистых железа, никеля и кобальта [3]. Геометрические характеристики пор задавались величиной их эффективного диаметра (диаметра сферы равного объема), а также коэффициента формы k (отношения площади поверхности поры и площади поверхности сферы равного объема) [3-5] или фрактальной размерности [5].

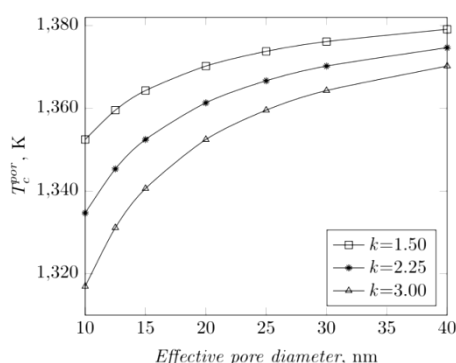


Рис. 1. Зависимость температуры Кюри пористого кобальта от эффективного диаметра и коэффициента формы пор k ($\alpha \approx 0.70$). Температура Кюри беспористого материала ~ 1388 К

на рис. 1 приведен пример подобной зависимости для пористого кобальта. Отметим, что эффект понижения температуры Кюри заметен уже при величинах удельных поверхностей, существенно меньших по сравнению, например, с объектами исследования [6]. В заключительной части доклада описаны особенности реализации магнитокалорических эффектов в пористых материалах с управляемой температурой Кюри и возможные пути применения подобных материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМХ РАН, а также при поддержке РФФИ (проект №18-08-01356-а).

1. Delavari H., Hosseini H.M., Simchi A. // J. chem. phys. 2011. V. 383. P. 1-5.
2. He X., Zhong W., Au C.-T., Du Y. // Nanoscale res. lett. 2013. V. 8. 446.
3. Шишулин А.В., Федосеев В.Б., Шишулина А.В. // принято к печати в Письма в ЖТФ. 2020. Т. 46. №13.
4. Шишулин А.В., Федосеев В.Б. // ЖТФ. 2020. Т. 90. №3. С. 358-364.
5. Shishulin A.V., Fedoseev V.B. // J. mol. liq. 2019. V. 278. P. 363-367.
6. Гаев Д.С., Рехвиашвили С.Ш. // ФТП. 2012. Т. 46. №2. С. 145-149.

ВЫПОЛНЕНИЕ ТЕСТОВОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WC–Ag

Романов Д.А., Московский С.В., Соснин К.В., Филяков А.Д., Громов В.Е.

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

Настоящей публикацией сообщаем о проведении тестового электровзрывного напыления покрытий системы WC–Ag и последующем контроле формирования покрытий визуальными методами и с использованием тринокулярного цифрового микроскопа Saike Digital SK2009U-500W с небольшими увеличениями (до 4–10 крат). Этот метод первоначального анализа электровзрывных покрытий используется для предварительного контроля. Поверхность медных образцов после электровзрывного напыления в различных режимах представлена на рисунке.

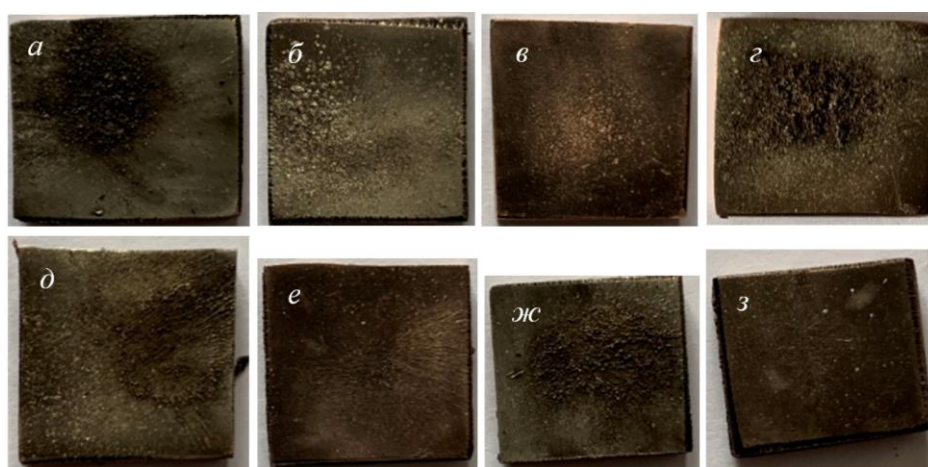


Рис. Поверхность электровзрывных покрытий системы WC–Ag, напыленных в различных режимах. Медная подложка имела форму параллелепипеда с размерами 20×20×5 мм

Режимы электровзрывного напыления отличаются поглощаемой поверхностью плотностью мощности, массами используемых для напыления серебра и монокарбида вольфрама. В настоящее время режимы не разглашаются в целях обеспечения патентной чистоты. Покрытия формировали на медной подложке, которая имела форму параллелепипеда с размерами 20×20×5 мм. Видно, что поверхность покрытий имеет разные структурные составляющие. Так на рисунках б, г, д, ж присутствует капельная фракция импульсной плазменной струи продуктов электрического взрыва проводников. Ее содержание составляет от 25 до 40 % площади поверхности образца. На рисунках а, в, е, з преимущественно формируется структура с гладким рельефом поверхности. Эксперименты по напылению покрытий для каждого из представленных на рисунке образцов повторяли 10 раз. На рисунке представлены наиболее характерные образцы. Предварительные исследования позволяют выбрать оптимальный вариант развития направлений исследований.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – докторов наук МД-486.2020.8, а также исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-08-00044.

ЗАВИСИМОСТИ ВЕЛИЧИНЫ ОБЛАСТИ КОГЕРЕНТНОГО РАССЕЯНИЯ И МИКРОИСКАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ Al-Si СПЛАВОВ ОТ ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ПУЧКА ЭЛЕКТРОНОВ

Рубанникова Ю.А., Абатурова А.А., Якупов Д.Ф., Загуляев Д.В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

Целью работы является установление зависимости области когерентного рассеивания и микроискажений кристаллической решетки для сплавов АК5М2 и АК10М2 от разной плотности энергии пучка электронов.

Установлено, что для сплава АК5М2 (фаза Si) величина области когерентного рассеяния электронов (ОКР) при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см² составляет 51,02 нм (рис. 1,а). Увеличение плотности энергии пучка электронов до 30 Дж/см² приводит к снижению ОКР до значения в 12,08 нм, а при плотности энергии пучка электронов 50 Дж/см² ОКР составляет 13,99 нм. На рис.1б видно, что микроискажения кристаллической решетки Si изменяются противоположным образом, а именно при 10 Дж/см² составляют $1,396 \cdot 10^{-3}$, при 30 Дж/см² увеличиваются до $3,576 \cdot 10^{-3}$, а при 50 Дж/см² снижаются до $0,934 \cdot 10^{-3}$.

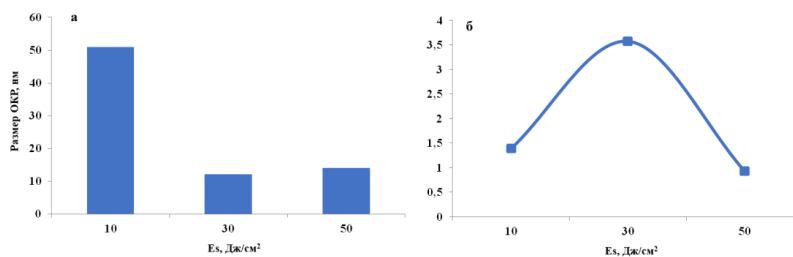


Рис. 1. Зависимость величины ОКР (а) и микроискажений кристаллической решетки (б) от плотности энергии пучка электронов для сплава АК5М2

Величины ОКР для сплава АК10М2Н определяли для двух фаз AlSi и Si. Установлено, что зависимость величины ОКР от плотности энергии пучка электронов представляет собой кривую с максимумом приходящимся на 30 Дж/см² независимо от выбранной фазы (рис. 2,а). Однако следует отметить, что для Si максимальное значение ОКР составляет 92,92 нм, что почти в 2 раза ниже максимального значения ОКР для фазы AlSi (183,42 нм). Анализируя рисунок 2б можно отметить, что микроискажения кристаллической решетки изменяются обратным образом, представляет кривую с минимумом, который наблюдается, также, при плотности энергии пучка электронов 30 Дж/см² и для Si составляет $0,744 \cdot 10^{-3}$, а для AlSi – $0,287 \cdot 10^{-3}$.

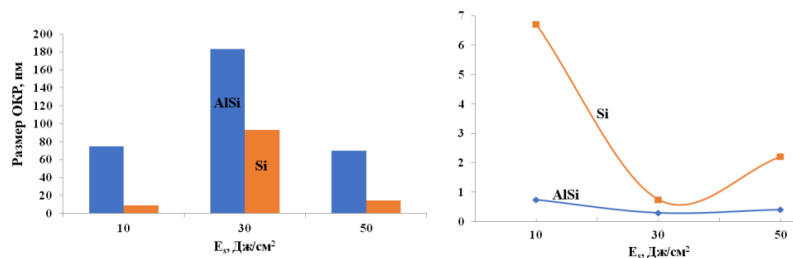


Рис. 2. Зависимость величины ОКР (а) и микроискажений кристаллической решетки (б) от плотности энергии пучка электронов для сплава АК10М2Н

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-10059).

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Реснина Н.Н.¹, Рубаник В.В.мл.², Беляев С.П.¹, Рубаник В.В.², Кулак М.М.²,
Калганов В.Д.¹, Колодинская Н.С.³

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

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

³Институт порошковой металлургии им. акад. О.В. Романа НАН Беларуси,

Минск, Беларусь

resnat@mail.ru

Пористые сплавы с эффектом памяти формы привлекают внимание исследователей, поскольку они являются отличными кандидатами для костных имплантатов. Сквозная пористость, формирующаяся при самораспространяющемся высокотемпературном синтезе (СВС), позволяет костной ткани прорасти сквозь поры, тем самым обеспечивая надежную фиксацию имплантата. Подобие механического поведения сплавов с памятью формы и поведения костной ткани позволяет имплантату и кости деформироваться одинаковым образом, что уменьшает риск разрушения имплантата и повышает его надежность.

Особенностью пористых сплавов на основе TiNi, полученных методом СВС, является их неоднородная структура. При реакции СВС в смеси порошков титана и никеля образуется не только фаза TiNi, испытывающая термоупругие мартенситные превращения, которые и отвечают за функциональные свойства этих материалов, но и вторичные фазы Ti₂Ni, Ti₃Ni₄, TiNi₃. Присутствие вторичных фазы в пористом образце оказывает влияние на химический состав фазы TiNi и на распределение внутренних напряжений. С другой стороны, именно химический состав фазы TiNi и внутренние напряжения оказывают влияние как на термоупругие мартенситные переходы и функциональные свойства пористых сплавов, так и на прочностные свойства. Поэтому одной из важных задач является управление структурой пористых сплавов на основе TiNi, полученных методом СВС. Обычно в качестве параметров, управляющих структурой пористых сплавов, рассматривали насыпную плотность, температуру предварительного подогрева смеси, температуру и длительность отжига готовых образцов. Однако, как показали предшествующие работы, варьирование этих параметров позволяет улучшить свойства, но принципиальным образом не влияет на присутствие вторичных фаз и на функциональные свойства образцов.

В настоящей работе предпринята попытка принципиально нового подхода к управлению структурой пористых сплавов на основе TiNi, которая заключается в воздействии ультразвуковых колебаний на смесь порошков, как непосредственно перед синтезом, в процессе СВС и после синтеза. В работе рассмотрено влияние ультразвука на пористую структуру и фазовый состав пористого сплава и на мартенситные переходы в различных частях пористого образца (центральной и периферийной).

Исследование выполнено в рамках совместного проекта РФФИ-БФФИ (РФФИ № 20-58-00025, БФФИ № T20P-377). Исследование структуры образцов проводили с использованием оборудования ресурсных центров «Нанотехнологии» и «Рентгенодифракционные методы исследования» СПбГУ.

СПЛАВЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ TiNi, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ

Беляев С.П.¹, Palani I.A.², Реснина Н.Н.¹, Mani Prabu S.S.², Бикбаев Р.М.¹, Jayachandran S.², Карасева У.П.¹, Люльчак П.С.¹, Manikandan M.², Anshu S.², Калганов В.Д.¹

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

² Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore, India
spbelyaev@mail.ru

Использование аддитивных технологий позволяет получать детали сложной формы из сплавов, которые трудно подвергаются механической обработке. К таким материалам относятся сплавы с эффектом памяти формы на основе TiNi, которые обладают уникальными свойствами восстановления неупругой деформации при нагревании или разгрузке и широко применяются в качестве датчиков и приводов. Для аддитивного синтеза сплавов на основе TiNi применяют метод селективного лазерного плавления, однако эта методика требует использования порошка сплава TiNi, который является дорогостоящим, поэтому этим методом получают в основном, детали небольших размеров. Для того, чтобы синтезировать массивные детали применяют метод послойной наплавки, в котором в качестве расходного материала используется проволока сплава TiNi, а источником тепла служит электрическая дуга.

Целью настоящей работы явилось исследование структуры и свойств многослойных образцов сплавов с памятью формы на основе TiNi, синтезированных методом электродуговой послойной наплавки. Для изготовления образцов использовали проволоку заникеленного сплава TiNi, которую наплавляли на титановую или стальную подложки. Количество слоев варьировали от 3 до 5, толщина слоев составляла 3 – 4 мм, длина образцов – 100 мм. В синтезированных образцах исследовали структуру, химический состав, мартенситные превращения в каждом слое, механическое поведение и функциональные свойства при сжатии или растяжении многослойных образцов, вырезанных из синтезированного образца.

Полученные результаты показали, что структура образцов является неоднородной, как с точки зрения фазового состава, так и по распределению титана и никеля. Это связано с тем, что при синтезе первого слоя материал подложки попадает в расплав и изменяет его химический состав. Неоднородное распределение химических элементов влияет на температуры мартенситных переходов в слоях. Термообработка выравнивает концентрации только в пределах слоя и не позволяет получить однородное распределение химических элементов по всему образцу. Это приводит к тому, что функциональные свойства (изменение обратимой деформации) в каждом слое наблюдаются при различных температурах. В слоистых образцах сплава TiNi обнаружено проявление всех основных эффектов памяти формы (памяти формы, обратимая память формы, псевдоупругость) в широком интервале температур. Установлено, что наличие слоистой структуру существенно понижает деформацию до разрушения, которое всегда осуществляется по границе слоев.

Исследование выполнено в рамках совместного проекта РФФ-DST (РФФ # 19-49-02014, DST #DST/INT/RUS/RSF/P-36). Исследование структуры образцов проводили с использованием оборудования ресурсных центров «Нанотехнологии» и «Рентгенодифракционные методы исследования» СПбГУ.

ПОСТРОЕНИЕ ПАРНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ МОРЗЕ ДЛЯ НИКЕЛЯ И КОБАЛЬТА НА ОСНОВЕ УТОЧНЕНИЯ ЗНАЧЕНИЙ ПАРАМЕТРА ГРЮНАЙЗЕНА И АТОМНОЙ СЖИМАЕМОСТИ

Семенов М.Ю., Королев И.П., Арестов В.

Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

Semenov.m.yu@bmstu.ru

Искали парный потенциал никеля и кобальта в виде Морзе:

$$U = U_s \left\{ \exp \left[-2\varphi \left(\frac{d}{d_0} - 1 \right) \right] - 2 \exp \left[-\varphi \left(\frac{d}{d_0} - 1 \right) \right] \right\}, \quad (1)$$

где U_s – энтальпия сублимации; d – межатомное расстояние; d_0 – равновесное межатомное расстояние; φ – константа, равная: $\varphi = 2\gamma$, где γ – постоянная Грюнайзена.

Значение d_0 для Ni и Co приняли равным 0.248 и 0.250 нм, соответственно.

Энтальпия сублимации никеля при комнатной температуре равна 422 кДж/моль [1], кобальта – 415 кДж/моль [2]. Энтальпию сублимации нормировали по температуре с использованием температурной зависимости модуля сдвига.

Из выражения энергии межатомного взаимодействия U (1) путем двукратного дифференцирования по атомному объему Ω получали значения объемного модуля упругости при равновесном значении межатомного расстояния, равном d_0 :

$$B(d = d_0) = \Omega \frac{\partial^2 U}{\partial \Omega^2}. \quad (2)$$

Согласно данным [3] параметр Грюнайзена никеля равен 1.3. Согласно [4] при 283 К параметр Грюнайзена никеля равен 1.87, кобальта – 2.15. При подстановке этих значений в выражение (1) получили температурные зависимости объемных модулей упругости никеля и кобальта, не адекватные экспериментальным данным.

В этой связи искали уточненные значения γ , при которых обеспечивается удовлетворительное совпадение температурных зависимостей объемного модуля. Установили, что постоянные Грюнайзена Ni и Co на широком диапазоне температур с большой степенью достоверности равны 1.85 ± 0.05 . Тогда расчетное и эмпирическое значения объемного модуля упругости никеля при 700 °С равны 172 и 167 ГПа, соответственно, а кобальта – 171 и 173 ГПа, соответственно. Таким образом достигнута удовлетворительная адекватность парного потенциала (1) для Ni и Co.

Полученным значениям параметра Грюнайзена соответствуют значения атомной сжимаемости λ для Ni и Co, равные 2.80 и 2.78 Å⁻¹, соответственно, отличные от предложенных в [5]: для никеля $\lambda = 3.912$ Å⁻¹, для кобальта $\lambda = 3.553$ Å⁻¹.

Используя уточненные значения параметра Грюнайзена или атомной сжимаемости парные потенциалы (1) для никеля и кобальта могут быть использованы в соответствующих атомистических расчетах.

1. Kant A. The Journal of Chemical Physics. 1964. Vol. 41. No. 6. P. 1872.
2. Sales B.C., Turner J.E., Maple M.B. Physical Review Letters. 1980. Vol. 44. No. 9. P. 586.
3. Wang X., Nie S., Li J. et al. Applied Physics Letters. 2008. Vol. 92. No. 12. P. 121918.
4. White G.K. Proceedings of the Physical Society. 1965. Vol. 86. No. 1. P. 159.
5. Pettifor D.G. Bonding and Structure of Molecules and Solids. Oxford: Clarendon Press. 1996. 296 p.

ФОРМИРОВАНИЕ ОКСИНИТРИДОВ В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ В АЗОТНОЙ ПЛАЗМЕ В ОТКРЫТОЙ АТМОСФЕРЕ

Исмаилов А.М.¹, Алиев И.Ш.¹, Гаджиев М.Х.², Муслимов А.Э.³

¹ Дагестанский государственный университет, Махачкала, Россия

² Объединенный институт высоких температур РАН, Москва, Россия

³ Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова

ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

Научно-технический прогресс в первую очередь связан с применением новых керамических и композиционных материалов, способных выдерживать высокие температуры и работать в агрессивных средах. Одними из таких материалов являются соединения типа AlN_xO_y , так называемые оксинитриды алюминия, которые применяются как в качестве подложек для полупроводниковых интегральных микросхем, так и прозрачной брони, огнеупорной керамики, гемосовместимых стенов. На наш взгляд, наиболее оптимальным способом формирования оксинитридов металлов, в частности алюминия, является использование азотной плазмы в открытой атмосфере. В работе представлены первые экспериментальные результаты полученные в этом направлении. В качестве источника низкотемпературной высокоэнтальпийной плазмы использовался плазматрон с расширяющимся каналом выходного электрода, генерирующий на выходе слабо расходящуюся плазменную струю азота. В качестве образцов использовались пленки алюминия на сапфира. В качестве метода исследования образцов использовался люминесцентный анализ. Возбуждалась катодолюминесценция (КЛ) потоком быстрых электронов.

Обработка образца в азотной плазме в открытой атмосфере приводит к избыточному содержанию кислорода по сравнению с азотом, в формирующемся на подложке сапфира осадке. В ультрафиолетовой области спектра КЛ осадка в основном присутствовала полоса с максимумом при 334 нм. Полоса с максимумом при 334 нм, связана с присутствием F^+ центров (вакансия кислорода захватившая один электрон). Известно, что при электронном возбуждении люминесценции в структурах на основе оксида алюминия наблюдаются центры окраски типа F (вакансия кислорода захватившая два электрона) и F^+ центров, однако F центры быстро подавляются благодаря рекомбинации по правилу $F + h \rightarrow (F^+) * \rightarrow F^+ + hv$. В некоторых областях образца также фиксировалась полоса с максимумом при 450 нм. Полоса с максимумом при 450 нм связана с комплексами дефектов на основе O_N в нитриде алюминия. Вероятно, в образце после плазменной обработки помимо основной фазы оксида алюминия присутствуют микровключения нитрида алюминия. Эти результаты свидетельствуют также о неоднородности плазменной обработки.

В работе приведены результаты первых экспериментов по формированию оксинитридов алюминия на сапфире путем обработки в азотной плазме в открытой атмосфере, которые демонстрируют перспективность использованного метода.

Данная работа была поддержана Российским фондом фундаментальных исследований (грант 20-08-00598а).

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Co–Cr–Fe–Ni НА ОСНОВЕ РАСЧЕТА ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ

Осинцев К.А.^{1,2}, Коновалов С.В.^{1,2}, Громов В.Е.¹, Панченко И.А.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия

²Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, kirilloss@yandex.ru

В настоящее время высокоэнтропийные сплавы вызывают высокий научный интерес, в связи с их уникальной микроструктурой, композиционным составом и механическими свойствами. В отличие от традиционных сплавов, которые содержат один или два основных элемента, высокоэнтропийные сплавы образуются из не менее пяти основных элементов, находящихся в эквимольном или в близком к эквимольному соотношении. Такое соотношение элементов в материале приводит к высокой энтропии системы, что обеспечивает получение сплава, обладающего уникальными свойствами, которые не могут быть достигнуты с помощью традиционных способов микролегирования.

Несмотря на большое количество исследований, направленных на изучение сплава системы Al–Co–Cr–Fe–Ni в литературе нет обобщенных данных по влиянию каждого из компонентов данной системы на микроструктуру и свойства получаемого материала. Обобщение известных сведений и моделирование недостающих данных с помощью анализа феноменологических критериев, позволяет сформировать более полное представление об оптимальном содержании каждого из компонентов в сплаве.

В настоящей работе был проведен расчет феноменологических параметров, которые позволяют определить, какой фазовый состав будет иметь высокоэнтропийный сплав. Молярное соотношение каждого из элементов варьировалось от $x = 0$ до 4 с шагом 0,05, что позволило получить расширенную информацию о влиянии каждого элемента на различные феноменологические параметры и формирование соответствующего фазового состава. Рассчитаны и соотнесены с известными граничными условиями образования тех или иных фаз (правила Юм-Розери) следующие параметры: конфигурационная энтропия смешения, ΔS_{mix} , энтальпия смешения ΔH_{mix} , термодинамический параметр, Ω , разница в атомных радиусах, δr , концентрация валентных электронов, VEC, электроотрицательность по Полингу, $\Delta \chi_{Pauling}$ и Аллену, $\Delta \chi_{Allen}$.

Было установлено, что формирование твердого раствора с ОЦК кристаллической решеткой прогнозируется в сплавах $Al_{1,45-4}CoCrFeNi$, в $AlCo_{0-0,2}CrFeNi$, и в $AlCoCrFeNi_{3,0-4,0}$. Сплавы, в которых стабилен ГЦК твердый раствор: $Al_xCoCrFeNi$ при $x = 0-0,15$ и $AlCoCrFeNi_x$ при $x = 0-0,45$. Во многих сплавах вероятно образование ОЦК+ГЦК кристаллической решетки: $Al_xCoCrFeNi$ при $x = 0,2-1,4$, $AlCo_xCrFeNi$ при $x = 0,2-4,0$, $AlCoCrFe_xNi$, в при $x = 0-4,0$, в $AlCoCrFeNi_x$ при $0,45 < x < 3,0$. Образование фаз Лавеса и ТПУ-фазы по результатам расчета феноменологических параметров не обнаружено в системе Al–Co–Cr–Fe–Ni при различном молярном соотношении элементов.

Таким образом, расчет значений феноменологических параметров для высокоэнтропийных сплавов системы Al–Co–Cr–Fe–Ni увеличил возможный диапазон получения твердых растворов на основе ОЦК и ГЦК кристаллических решеток. Дальнейшее направление исследования может быть связано с уточнением граничных условий образования тех или иных фаз в соответствии с практическими испытаниями.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 20-19-00452).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДНИКОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Нохрин А.В.¹, Копылов В.И.^{1,2}, Чувильдеев В.Н.¹, Шадрина Я.С.¹,
Берендеев Н.Н.¹, Бобров А.А.¹

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
ФТИ НАН Беларуси, Минск, Беларусь
nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является изучение поведения структуры, механических свойств и удельного электросопротивления (УЭС) новых алюминиевых сплавов.

В качестве объектов исследования выступали алюминиевые сплавы с различным содержанием редкоземельных (РЗЭ) и переходных металлов (ПМ) - циркония, скандия, циркония, гафния и иттербия. Образцы сплавов размером 22×22×200 мм получали с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Методом индукционного литья были получены сплавы с суммарным содержанием РЗЭ и ПМ менее 0.4 вес.%. В качестве базового материала выступал сплав Al–0.4%Zr, в котором часть циркония (0.1, 0.2, 0.3%Zr) последовательно заменялась микродобавками 0.1%Sc, 0.1%Hf и 0.1%Yb. Микрокристаллическая (МК) структура формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП).

Обобщение результатов исследований структуры показывает, что при литье большинства сплавов происходит частичный распада твердого раствора еще на стадии кристаллизации. Это приводит к снижению величины УЭС сплава - величина УЭС сплавов оказывается ниже теоретической величины УЭС (ρ_{th}), рассчитанной с использованием правила аддитивности. В структуре сплавов при этом наблюдаются субмикронные частицы, состав которых зависит от концентрации легирующих элементов и режимов литья. После РКУП происходит формирование МК структуры с размером зерна 0.5-1 мкм, средний размер частиц при этом не изменяется.

Проведенные исследования показали, что распад твердого раствора в скандий-содержащих алюминиевых сплавах начинается при более низких температуре (275 °С), чем в сплавах с повышенным содержанием циркония, для которых заметное повышение УЭС наблюдается после нагрева до температуры 320 °С. Наиболее существенные изменения УЭС наблюдаются при отжиге скандий-содержащих сплавов: Al–0.3Zr–0.1Sc, Al–0.2Zr–0.1Sc–0.1Yb, Al–0.2Zr–0.1Sc–0.1Hf и Al–0.1Zr–0.1Sc–0.1Hf–0.1Yb. Сопоставимый масштаб изменения УЭС на данной стадии для всех четырех сплавов с добавкой 0.1%Sc позволяет сделать предположение, что в процессе отжига при 320 °С происходит выделение частиц Al₃Sc. В пользу данного предположения свидетельствует тот факт, что в этих сплавах после нагрева до температур более 450 °С наблюдается повышение УЭС, связанное с растворением ранее выпавших частиц Al₃Sc. Анализ проведенных исследований показал, что в рассматриваемых сплавах наблюдается отдельное выделение частиц Al₃Sc и Al₃(Zr,РЗЭ,ПМ). С использованием уравнения Джонсона – Мела – Авраами – Колмогорова, на основании анализа зависимостей УЭС от времени и температуры отжига, определены механизмы распада твердого раствора. Определены оптимальные режимы отжига, обеспечивающие в исследуемых алюминиевых сплавах одновременно повышенную электропроводность и твердость.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №20-19-00672). Авторы благодарят В.В. Захарова (АО «ВИЛС», г. Москва) за рекомендации к выбору составов и режимов литья алюминиевых сплавов.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

Нохрин А.В.¹, Лихницкий К.В.¹, Востоков М.М.¹, Чегуров М.К.¹,
Копылов В.И.^{1,2}, Чувильдеев В.Н.¹, Андреев П.В.¹, Гудзь Д.А.¹

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

ФТИ НАН Беларуси, Минск, Беларусь

nokhrin@nifti.unn.ru

Объектом исследования являлся псевдо- α сплав ПТ-3В (Ti–4.73% Al–1.88V). Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП). Электроимпульсная диффузионная сварка образцов проводилась на установке Dr. Sinter SPS-625. Скорость нагрева V_h варьировалась от 10 до 350 °С/мин, приложенное давление P – от 50 до 100 МПа, время обработки – от 0 до 90 мин. Сварка проводилась в α -области (600 °С), вблизи границы α - β -фазового перехода (700 °С), в начале двухфазной (α + β)-области (800 °С) и в β -области (1030, 1140 °С). Сварка проводилась в вакууме, без использования графитовых пресс-форм, что приводило к формированию касательных напряжений, действующих перпендикулярно оси приложения одноосного давления. Испытания на горячую солевую коррозию (ГСК) проводили в смеси кристаллических солей NaCl и KBr, при температуре 250 °С в течение 500 ч, в условиях доступа кислорода.

Показано, что УМЗ образцы обладают более высокой свариваемостью по сравнению с крупнозернистыми (КЗ) сплавами, в сварных соединениях которых наблюдались непровары, вызывающие щелевую коррозию. В УМЗ образцах макродефекты швов отсутствовали, а пористость шва очень мала, что обеспечивает высокую стойкость сварных соединений УМЗ образцов к щелевой коррозии.

Установлено, что коррозионная стойкость КЗ сварных образцов выше коррозионной стойкости сплава ПТ-3В в исходном состоянии. Коррозионные дефекты распределены по поверхности КЗ образцов неравномерно и сосредоточены, в основном, в области мелкозернистой α' -фазы, на границах зерен которой наблюдается повышенная объемная доля β -фазы. Разрушение КЗ образцов в процессе ГСК имеет двухстадийный характер – на первом этапе развивается МКК, которая затем переходит в язвенную коррозию.

Показано, что коррозионная стойкость УМЗ образцов зависит, главным образом, от концентрации ванадия на границах зерен. Увеличение концентрации ванадия на мигрирующих границах зерен с ростом температуры и времени сварки отрицательно влияет на устойчивость к ГСК. Показано, что микротвердость металла сварных соединений и вдали от линии соединения в УМЗ образцах превышала микротвердость КЗ образцов на ~0.4-0.8 ГПа. Самые высокие значения твердости (3.0-3.2 ГПа) наблюдались в УМЗ образцах, полученных при низких температурах, высоких скоростях нагрева и малых временах выдержки. Увеличение скорости нагрева до 350 °С/мин позволяет сформировать УМЗ структуру с низкой пористостью и повышенной твердостью (2.9-3.1 ГПа) сварных швов.

Предложена модель влияния параметров микроструктуры на склонность УМЗ титановых сплавов к ГСК. Показано, что коррозионная стойкость УМЗ образцов зависит, главным образом, от концентрации ванадия на границах зерен. Увеличение концентрации ванадия на мигрирующих границах зерен с ростом температуры и времени диффузионной сварки отрицательно влияет на устойчивость к ГСК.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России (грант №0729-2020-0060).

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ**Al–Mg–(Sc+Zr = 0.32%)****Нохрин А.В.¹, Шадрин Я.С.¹, Бобров А.А.¹, Копылов В.И.^{1,2}, Чувильдеев В.Н.¹,
Пискунов А.В.¹, Лихницкий К.В.¹,***ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия**ФТИ НАН Беларуси, Минск, Беларусь*nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступали алюминиевые сплавы Al–Mg–Sc–Zr с суммарным содержанием Sc+Zr = 0.32 вес.%. Концентрация магния в сплавах составляла 2.5 и 4.0 вес.%. Содержание скандия варьировали от 0.10% до 0.22% с интервалом в 0.02%, пропорционально изменяя концентрацию циркония в сплаве. Образцы размером 22×22×200 мм получали методом индукционного литья, с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200 (материал изложницы – медь, материал тигля – оксид циркония, среда в плавильной камере – аргон). После литья сплавы гомогенизации не подвергались. Микрокристаллическая (МК) структура формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 225 °С, число циклов РКУП – $N=4$.

В исходном состоянии литые сплавы характеризуются однородной крупнозернистой макроструктурой, в которой размер зерен и дендритов зависит от соотношения скандия и циркония. В сплавах с повышенным содержанием скандия или циркония формировалась однородная зеренная структура со средним размером зерен ~30–50 мкм. В структуре сплавов с промежуточным содержанием скандия и циркония формировалась неоднородная структура столбчатых кристаллов. В центральной части слитков присутствуют единичные субмикронные частицы $Al_3(Sc,Zr)$, образовавшиеся в процессе кристаллизации сплавов. Наибольшая объемная доля частиц присутствует в сплавах с промежуточной концентрацией скандия и циркония. После РКУП средний размер зерна в сплавах составляет ~0.5 мкм. Средний размер и объемная доля частиц $Al_3(Sc,Zr)$ после РКУП не изменяются.

Проведенные исследования показали, что процесс распада твердого раствора в литых сплавах имеет двухстадийный характер, обусловленный неравномерным распределением частиц Al_3Sc и Al_3Zr в структуре слитков. Сначала, при более низких температурах отжига, выделяются частицы Al_3Sc , которые преимущественно располагаются на границах зерен / дендритов, а затем, при более высоких температурах отжига или больших временах старения наблюдается выделение частиц Al_3Zr в объеме кристаллической решетки. Показано, что в сплавах с повышенным содержанием скандия процесс выделения частиц Al_3Sc может протекать по механизму прерывистого распада.

Зависимость объемной доли частиц $Al_3(Sc,Zr)$ от времени отжига МК сплавов может быть описана с помощью уравнения Джонсона – Мела – Аврами – Колмогорова. Установлено, что энергия активации процесса выделения частиц близка к энергии активации диффузии по ядрам решеточных дислокаций и границам зерен, зависит от содержания скандия и циркония. Показано, что в области низких температур и/или малых времен отжига выделение частиц происходит преимущественно на границах зерен, а в области высоких температур и/или больших времен отжига – на ядрах решеточных дислокаций.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №18-13-00306). Авторы благодарят В.В. Захарова (АО «ВИЛС», г. Москва) за рекомендации к выбору составов и режимов литья алюминиевых сплавов.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ МАРТЕНСИТА В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н.

*Санкт Петербургский государственный университет,
Санкт Петербург, Россия
ileavenovasky@gmail.com*

Целью данной работы явилось моделирование изменения объемной доли мартенсита при реализации прямого мартенситного превращения в условиях изотермической выдержки сплавов на основе TiNi. Анализ литературы позволяет заключить, что реализация изотермического мартенситного перехода связана с наличием точечных дефектов замещения. Было предположено, что существует некоторая критическая концентрация точечных дефектов замещения $c_{кр}$, при превышении которой материал при данной температуре не может перейти в мартенситное состояние. Однако, если концентрация дефектов меньше критического значения и выполнено условие прямого перехода, согласно термодинамике термоупругих мартенситных превращений, то в материале возникают кристаллы мартенсита.

В данной работе предложено, что материал разбит на большое количество областей в аустенитном состоянии, в каждой из которых пошагово задается концентрация точечных дефектов c , которая может изменяться случайным образом вследствие ненулевой диффузионной подвижности атомов. Величина c задается случайной величиной с нормальным распределением с математическим ожиданием c_0 (средняя концентрация дефектов замещения в материале) и дисперсией σ . Дисперсия σ характеризует подвижность дефектов и зависит от температуры по закону Аррениуса ($\sigma \sim e^{\frac{-U}{kT}}$), где U – величина энергетического барьера, k – постоянная Больцмана, T – температура. Если концентрация c в аустенитной области меньше, чем критическая концентрация $c_{кр}$, и выполнено условие прямого перехода, то будем считать, что эта область перешла в мартенситное состояние. На каждом шаге рассчитывается объемная доля мартенсита как отношение количества областей в мартенситном состоянии к количеству всех областей.

Таким образом, были рассчитаны зависимости прироста объемной доли мартенсита от времени изотермической выдержки для различных сплавов с эффектом памяти формы на основе никелида титана, с учетом того, что на каждый шаг затрачивается характерное время, которое зависит от частоты перескоков атома на соседние узлы кристаллической решетки. Полученные зависимости хорошо согласуются с экспериментальными данными, следовательно, данный подход может быть использован для описания процесса изотермического мартенситного перехода.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант №18-19-00226).

МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Волков А. Е., Люльчак П. С.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия.

Plusxcv@yandex.ru

Макроскопические феноменологические модели расчета деформации сплавов с памятью формы (СПФ) ввиду своей компактности и небольшому времени расчетов являются перспективными для решения краевых задач, в том числе программными пакетами, реализующими метод конечных элементов. В предлагаемой модели, использующей принципы термодинамики сплошной среды, внутренними переменными состояниями являются объемная доля мартенсита Φ и средняя фазовая сдвиговая деформация Λ_{ij} . Деформирование СПФ может осуществляться как в процессе прироста фазы, так и при переориентации мартенсита. Уравнения, описывающие данные явления, сформулированы в терминах термодинамических сил, вызывающих фазовый переход $F_\Phi = -\frac{\partial G}{\partial \Phi}$ и переориентацию $F_{\Lambda_{ij}} = -\frac{\partial G}{\partial \Lambda_{ij}}$, где G – потенциал Гиббса. Для описания гистерезиса превращения, условия перехода и переориентации записаны в виде $F_\Phi = \pm f_\Phi^{fr}$ и $\|F_{\Lambda_{ij}}\| = f_\Lambda^{fr}(\Lambda_{ij})$, где f_Φ^{fr} – диссипативная сила "трения", описывающая сопротивление кристалла росту мартенситной фазы, а $f_\Lambda^{fr}(\Lambda_{ij})$ – сила, препятствующая переориентации существующего мартенсита (знак плюс берется для прямого, а минус – для обратного превращения).

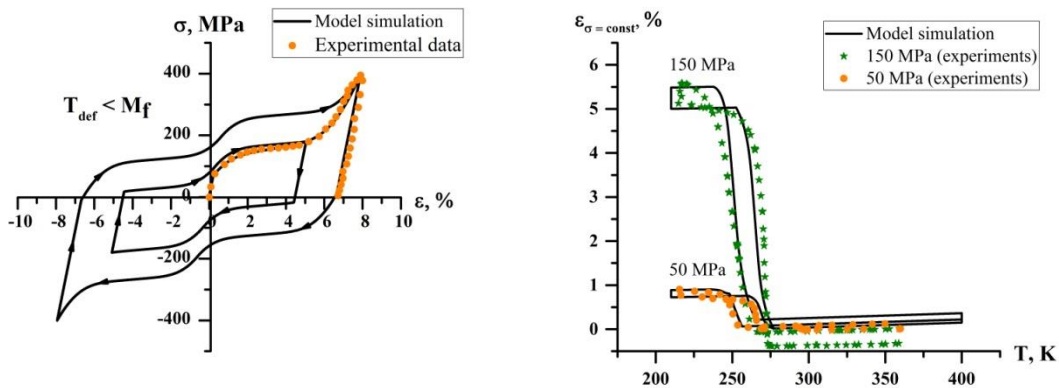


Рис.1. *a* – диаграммы растяжения образцов из СПФ никелид титана в мартенситном состоянии; *b* – зависимость деформации от температуры при охлаждении образца под постоянным напряжением, разгрузке и последующем нагреве. Экспериментальные данные предоставлены авторами статьи [1]

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 18-01-00594 а.

1. S. Belyaev, N. Resnina, E. Iaparova, A. Ivanova, T. Rakhimov, V. Andreev, Influence of chemical composition of NiTi alloy on the martensite stabilization effect//J.AlloysCompd. – 2019. Vol. 787, – P. 1365–1371. DOI: 10.1016/j.jallcom.2019.01.326.

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ $Ti_{49}Ni_{51}$ В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Габриелян А.Х.¹, Иванов А.М.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.²

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

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

st063878@student.spbu.ru

Ранее было показано, что изотермическая выдержка закаленного сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ под нагрузкой 50 МПа сопровождается накоплением деформации, как после изотермического нагружения, так и после охлаждения под нагрузкой. Поскольку для разработки устройств на основе сплавов с памятью формы (термомеханические приводы, актуаторы) необходимо определить оптимальные рабочие параметры, такие как температура и напряжения, то необходимо исследовать влияние температуры выдержки и напряжения на накопление деформации в сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$, что явилось целью данной работы.

В качестве объектов исследования использовали проволоочные образцы закаленного сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ диаметром 1,5 мм, которые были закалены от 850 °С (10 мин) в воде и подвергнуты 100 теплосменам в температурном интервале от –196 °С до 100 °С для стабилизации температур мартенситных переходов. После указанной обработки сплав испытывал термоупругие мартенситные превращения $B2 \leftrightarrow B19'$ при температурах $M_n = -43$ °С, $M_k = -63$ °С (температуры начала и конца прямого превращения), $A_n = -24$ °С, $A_k = -9$ °С (температуры начала и конца обратного превращения). Для изучения влияния температурных и силовых факторов на изменение деформации во время изотермической выдержки эксперименты проводили по следующей методике: образцы охлаждали от 100 °С до температуры выдержки T^* , выдерживали в течение 40 минут для достижения равномерного распределения температуры в образце, затем нагружали напряжением σ , выдерживали в течение 60 минут и разгружали. Кроме этого, повторяли такие же эксперименты, в которых после нагрузки выдержку не проводили. Напряжение σ варьировали в интервале от 50 до 300 МПа. Температуры выдержки выбирали как из температурного интервала прямого мартенситного превращения, так и вне его.

Показано, что, независимо от действующего напряжения, величина прироста изотермической деформации в закаленном сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ от температуры выдержки зависит немонотонно и максимальный прирост деформации наблюдали при температуре выдержки внутри температурного интервала прямого перехода. Зависимость максимальной изотермической деформации от приложенного напряжения является линейной, и максимальный прирост деформации 5,8 % наблюдается при выдержке под напряжением 300 МПа.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант №18-19-00226).

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ СЖАТИИ ТРЕХСЛОЙНОГО ОБРАЗЦА СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ WAAM

Карасева У.П.¹, Бикбаев Р.М.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Palani I.A.²,
ManiPrabhu S.S.², Manikandan M.², Jayachandran S.²

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

²Indian Institute of Technology Indore, Indor, India

uliafoncattel@gmail.com

Целью настоящей работы явилось исследование влияние отжига на мартенситные превращения и механическое поведение 3-х слойного образца сплава TiNi, синтезированного методом послойной электродуговой наплавки. 3-х слойный образец получили наплавкой проволоки сплава Ti_{49.1}Ni_{51.1} диаметром 1,2 мм на титановую подложку. Из синтезированной заготовки вырезали образцы на сжатие размером 2,5x2,5x5 мм (ось сжатия поперек слоев). Дополнительно были вырезаны образцы из разных слоев для изучения мартенситных переходов. Образцы подвергали различной термообработке: закалке от 850 °С (20 мин), закалке от 850 °С и отжигу при 500 °С в течение 2 и 5 часов и отжигу при температуре 450 °С 10 часов (без предварительной закалки). Для исследования мартенситных переходов образцы после различных термообработок охлаждали и нагревали в дифференциальном сканирующем калориметре. Для исследования механического поведения, образцы сжимали до напряжения 400 – 600 МПа с промежуточными разгрузками. Сжатие проводили при различных температурах от 25 до 100 °С, при которых образцы находились в аустенитной (при высоких температурах) или мартенситной (при низкой температурах) фазах.

Полученные результаты показали, что отжиг меняет тип мартенситного перехода: в закаленном образце наблюдалось B2 \rightarrow B19' мартенситное превращение, а в отожженных прямое превращение при охлаждении реализовывалось через образование промежуточной R фазы. Увеличение температуры отжига увеличивало температурный интервал существования R фазы, тогда как возрастание длительности отжига, напротив, уменьшало этот интервал.

При температурах 25 °С и 50 °С сжатие происходит за счет наведения мартенситной фазы, которая является стабильной и при разгрузке не исчезает. Наименьшая остаточная деформация после сжатия при низких температурах обнаружена в закаленном образце. Это связано с тем, что закалка понижает температуры переходов, поэтому большее напряжение надо приложить, чтобы инициировать наведение мартенсита. При высоких температурах 75 °С и 100 °С, сжатие осуществляется за счет упругой и пластической деформации. Полученные данные показали, что наименьшая остаточная деформация при высоких температурах наблюдается в образце, отожженном при 450 °С 10 часов. Это связано с тем, что выпадение частиц Ti₃Ni₄, которые после такой термообработки имеют наноразмеры, упрочняет фазу TiNi и повышает предел текучести, что понижает вклад пластической деформации.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ 5-ТИ СЛОЙНОГО ОБРАЗЦА СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ

Бикбаев Р.М.^{1*}, Palani I.A.², Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Mani Prabu S. S.²,
Manikandan M.², Jayachandran S.², Anshu Sahu²

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore, INDIA

BikbaevRM@yandex.ru

Целью настоящей работы явилось изучение обратимой деформации пятислойного образца сплава TiNi, полученного методом послойной наплавки, при его охлаждении и нагревании под напряжением в интервале температур фазовых переходов. Пятислойные образцы из сплава TiNi синтезировали на титановую подложку методом электродуговой послойной наплавки, в котором в качестве расходоуемого электрода выступала проволока сплава Ti_{49.1}Ni_{50.9} диаметром 1,2 мм. На электроэрозионном станке «АРТА 153 ПРО» из полученного образца вырезали пластины, толщиной 0,5 мм, из которых изготавливали образцы, ширина рабочей части которых составляла 1 мм, соответственно. Было получено два типа образцов: с рабочей длиной 10 мм и 7 мм, таким образом, что в рабочей зоне находились 2, 3, 4 или 3, 4 слоя, соответственно. Перед проведением экспериментов образцы отжигали при температуре 450 °С в течении 10 часов.

Образцы нагружали при температуре 140 °С, при которой все слои находились в аустенитной фазе, и охлаждали и нагревали через интервал мартенситных переходов под постоянным напряжением, величину которого варьировали от 50 до 400 МПа. Полученные результаты показали, что изменение деформации при охлаждении и нагревании под постоянным растягивающим напряжением происходит в несколько хорошо различимых стадий. Это связано с тем, что существует неоднородное распределение никеля по слоям и различные слои претерпевают мартенситные переходы при различных температурах. Увеличение напряжения, действующего при охлаждении и нагревании, приводит как к увеличению обратимых, так и необратимых деформаций, а также к возрастанию температур мартенситных переходов. Влияние напряжения на изменение обратимой деформации и температуры превращений различно для второго и третьего с четвертым слоев, что связано с различной концентрацией никеля в слоях. Сравнение изменения деформации образцов, в которых второй слой подвергается деформированию и не подвергается, показало, что обратимая деформация выше, в образцах, в которых второй слой не подвергался деформированию. Однако изменение необратимой деформации не зависит от наличия или отсутствия второго слоя с низкой концентрацией никеля в рабочей деформируемой зоне.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36).

ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛОЧНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВАКАНСИЙ НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ TiNi

Япарова Е.Н.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Андреев В.А.²

¹Санкт Петербургский государственный университет,
Санкт Петербург, Россия

²Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия
erunyauve@mail.ru

Эффект стабилизации мартенсита в сплавах с памятью формы проявляется в повышении температур обратного мартенситного превращения и наблюдается при нагреве в образцах, предварительно деформированных в мартенситном состоянии. Данный эффект проявляется однократно, и в последующих термоциклах величины температур фазового перехода вновь принимают первоначальные значения. Понимание природы этого эффекта и закономерностей его проявления необходимо для практического использования сплавов с памятью формы, например, при разработке приводов с памятью формы.

Ранее авторами была выдвинута гипотеза, согласно которой эффект стабилизации мартенсита связан с нарушением когерентности двойниковых границ в сплаве, подвергнутом предварительному деформированию в мартенситном состоянии. Это приводит к уменьшению подвижности границ и необходимости нагрева до более высоких температур для осуществления обратного перехода. Существует гипотеза, согласно которой нарушение когерентности границ связано с закалочными или деформационными вакансиями. Целью данной работы явилась экспериментальная проверка этой гипотезы.

В качестве объектов исследования были выбраны плоские образцы из сплава Ti₅₀Ni₅₀ с размерами рабочей части 40 и 3,8 мм и толщиной 0,5 мм, закаленные от температур 700, 800 и 900 °С в воде, что позволило менять концентрацию закалочных вакансий. После указанной термообработки сплавы испытывали B2 ↔ B19' мартенситные превращения при охлаждении и нагревании. Образцы деформировали до 6 % в мартенситном состоянии, разгружали, нагревали до 200 °С, охлаждали до 20 °С и повторно нагревали до 120 °С. Для того чтобы исследовать влияние деформационных вакансий на эффект стабилизации мартенсита, при первом нагреве образцы выдерживали 1 ч. при различных температурах, близких к температуре начала обратного превращения, и предполагали, что при выдержке концентрация деформационных вакансий уменьшается. Кроме этого, образцы дополнительно деформировали в аустените до различных величин пластической деформации, что также оказывает влияние на концентрацию точечных вакансий. Анализ данных показал, что ни изменение температуры закалки, ни выдержка в предпереходном интервале, ни величина пластической деформации не влияют на величину эффекта стабилизации мартенсита. Таким образом, можно заключить, что нарушение когерентности мартенситных границ не связано с вакансиями.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№18-19-00226).

ВЛИЯНИЕ ЖЕСТКОСТИ КОНТР-ТЕЛА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИВОДА С РАБОЧИМ ТЕЛОМ ИЗ СПЛАВА TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.***Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*alekspb@list.ru

Приводы на основе сплавов с эффектом памяти формы (СЭПФ) по сравнению с приводами на основе других физических принципов обладают значительными преимуществами: малыми размерами, простой конструкцией, бесшумным и плавным срабатыванием, высокой устойчивостью к коррозии и износу. Конструктивно привод на основе СЭПФ состоит из двух частей: рабочего тела привода из СЭПФ и упруго контр-тела. Последнее непосредственно соединяется с рабочим телом и обеспечивает многократное срабатывание привода. Известно, что при такой конструкции эксплуатационные качества привода зависят как от функциональных свойств рабочего тела из СЭПФ (температуры мартенситных превращений, величины эффектов памяти формы и невозврата, термомеханической обработки и величины предварительной деформации), так и от жёсткости упруго контр-тела. Целью данной работы было исследование влияния эффективной жёсткости системы и метода предварительного деформирования рабочего тела на величины эффекта памяти формы, реактивных напряжений и совершенной работы при многократном срабатывании привода.

Объектом исследования выбраны цилиндрические образцы из сплава $Ti_{50}Ni_{50}$, которые испытывали в режиме кручения. Крутящий момент создавали маятниковым динамометром. Изменение массы груза на маятнике позволяло менять эффективную жёсткость (K) системы. Для инициирования эффекта памяти формы образцы были предварительно деформированы двумя способами. В первом случае образцы сплава $TiNi$ предварительно деформировали до 7% при комнатной температуре в мартенситном состоянии и затем разгружали. Во втором случае, образцы нагружали при 140 °С (в аустенитном состоянии) до 62 МПа и охлаждали под постоянным напряжением через температурный интервал прямого мартенситного превращения до комнатной температуры и разгружали. Величина напряжения была выбрана такой, чтобы остаточная деформация была равна остаточной деформации после разгрузки в первом случае $\gamma_{res} = 5,1 \pm 0,2\%$. После разгрузки образцы соединяли с динамометром и подвергали 10 термоциклам в интервале температур $180 \div 30$ °С с различной жёсткостью, величину которой варьировали от 3 до 71,4 ГПа.

Установлено, что величины эффекта памяти формы γ^{SM} , максимального развиваемого напряжения τ_r и производимой работы A нелинейно зависят от эффективной жёсткости системы. Так в десятом цикле максимальная производимая работа была обеспечена, если эффективная жёсткость была равна 6,3 ГПа. Показано, что с увеличением числа термоциклов величины γ^{SM} , τ_r и A уменьшаются. Величины γ^{SM} , τ_r и A были выше после предварительной деформации путём охлаждения под постоянным напряжением, чем те же величины, полученные для образцов, которые были продеформированы в мартенситном состоянии. Однако разница в величинах, полученных для образцов предварительно продеформированных различными способами, уменьшалась с увеличением жёсткости и увеличением числа термоциклов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 19-79-00106).

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ, СВЯЗАННОЕ С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ, В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti–Hf–Ni–Cu

Демидова Е.С.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Шеляков А.В.²

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

²Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ» (Московский инженерно-физический институт), Москва, Россия

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

К настоящему моменту обнаружено, что в сплавах с памятью формы на основе TiNi возможна реализация прямого мартенситного превращения в изотермических условиях при температурах внутри температурного интервала прямого перехода или выше температуры начала прямого превращения и кинетика этого процесса хорошо изучена. При этом данный эффект наблюдали только в сплавах на основе TiNi нестехиометрического состава, характеризующихся высокой концентрацией точечных дефектов.

Ранее авторами настоящей работы было показано, что реализация прямого мартенситного превращения в процессе изотермической выдержки сопровождается ростом обратимой деформации и было определено влияние температуры выдержки и нагрузки на изотермическое изменение обратимой деформации. В то же время, остается неясным, как химический состав сплава, в частности концентрация точечных дефектов, влияет на данный эффект. В связи с этим, целью настоящей работы явилось исследование обратимого изменения деформации при изотермической выдержке под нагрузкой сплавов системы Ti–Hf–Ni–Cu различного химического состава.

В качестве объектов исследования использовали сплавы $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{49,8-x}Cu_x$ ($X = 5; 8; 10$), в которых атомы гафния и меди частично замещают атомы титана и никеля соответственно, другими словами являются дефектами замещения. Таким образом, увеличение количества меди равнозначно увеличению концентрации точечных дефектов. Образцы толщиной 40 мкм и шириной 1,6 мм получали методом закалки из расплава с последующей кристаллизацией при 470 °С в течение 40 минут. Исследование проводили по разработанной ранее методике, согласно которой образец под постоянной нагрузкой охлаждали, выдерживали при постоянной температуре и нагревали.

Обнаружено, что при изотермической выдержке сплавов под нагрузкой деформация увеличивается, а при последующем нагревании полностью восстанавливается. Таким образом, при выдержке обнаружено изменение обратимой деформации. При увеличении длительности выдержки обратимая деформация увеличивается до насыщения, величина которого зависела от температуры выдержки и состава сплава. Максимальная величина изотермической обратимой деформации составила 3,5 % и была получена при выдержке сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$. Обнаружено, что увеличение концентрации точечных дефектов приводит к уменьшению величины обратимой деформации, которую можно получить в изотермических условиях.

Работа выполнена при поддержке Российского Научного Фонда (грант № 18-19-00226)

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Каманцев А. П.¹, Коледов В. В.¹, Шавров В. Г.¹

¹ИРЭ им. В.А.Котельникова РАН, г. Москва, Россия.

kama@cplire.ru

В настоящей работе предложены уникальные подходы к решению проблемы экспериментального изучения термодинамических процессов при фазовых переходах (ФП) в твердотельных магнитных функциональных материалах. Для одновременного измерения магнитокалорического эффекта (МКЭ) в адиабатических ΔT и изотермических ΔQ условиях вблизи ФП, а также намагниченности материалов в полях биттеровского магнита была разработана, испытана и запатентована специальная методика [1]. В материалах с ФП вблизи комнатной температуры в полях биттеровского магнита 140 кЭ были получены следующие результаты. В точке Кюри в Gd при $T_0 = 293$ К: $\Delta T = 17,7$ К и $\Delta Q = 5900$ Дж/кг. Вблизи магнитоструктурного ФП 1-го рода в $\text{Mn}_{1.22}\text{Fe}_{0.73}\text{P}_{0.47}\text{Si}_{0.53}$ при $T_0 = 314$ К: $\Delta T = 8,2$ К и $\Delta Q = 6000$ Дж/кг. Вблизи магнитоструктурного ФП 1-го рода в $\text{Ni}_{2.18}\text{Mn}_{0.82}\text{Ga}$: $\Delta T = 8,4$ К при $T_0 = 340$ К, и $\Delta Q = 4900$ Дж/кг при $T_0 = 343$ К.

Другая уникальная методика для измерения МКЭ и намагниченности материалов в сильных импульсных магнитных полях была разработана на основе инфракрасного волоконно-оптического датчика температуры (ВОДТ) [2]. Данная методика отличается точностью, помехоустойчивостью и быстродействием на уровне 10^{-6} сек. С помощью ВОДТ были проведены прямые измерения МКЭ в импульсных магнитных полях длительностью 13 мс на образцах Gd, $\text{Fe}_{48}\text{Rh}_{52}$ [3] и композитном образце MnAs, с одновременным измерением намагниченности образцов. Вблизи точки Кюри в Gd максимальный МКЭ составил: $\Delta T = 21,3$ К при $T_0 = 298$ К в магнитном поле $H = 127$ кЭ. Вблизи магнитоструктурного ФП 1-го рода в композитном (18 % объёмная доля скрепляющего полимера) образце MnAs максимальный МКЭ составил: $\Delta T = 9,4$ К при $T_0 = 314,5$ К в магнитном поле $H = 40$ кЭ. Вблизи метамагнитного-изоструктурного ФП 1-го рода в сплаве $\text{Fe}_{48}\text{Rh}_{52}$ максимальный МКЭ составил: $\Delta T = -9,7$ К при $T_0 = 295$ К в магнитном поле $H = 110$ кЭ, причём, при дальнейшем повышении поля образец начал нагреваться, что свидетельствует о полном ФП.

Прямое сравнение результатов, полученных с помощью ВОДТ, и результатов, полученных с помощью микротермопар и терморезисторов, показывает, что при контактном методе измеряемая величина МКЭ будет на 5-10% ниже, а полевая зависимость $\Delta T(H)$ получит задержку порядка времени тепловой релаксации датчика и соответствующее уширение.

Работа выполнена в рамках государственного задания и частично поддержана грантом Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - кандидатов наук № МК-355.2020.2, и грантом РФФИ № 18-08-01434.

1. Коледов В.В., и др. Патент на изобретение № 2571184 «Способ и устройства для измерения магнитокалорического эффекта». Опубликовано: 27.02.2016. Бюл. № 06.
2. L.N. Butvina et al., Optics letters, vol. 32, p. 334-336 (2007).
3. A.P. Kamantsev, et al., J. Magn. Magn. Mater., vol 440, p. 70-73 (2017).

СПЕЦИФИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.^{3,4}

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

²Донецкий национальный университет, Донецк, Украина

³Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

⁴Донецкий национальный университет экономики и торговли, Донецк, Украина

malashenko@donfti.ru

Интерес к исследованиям высокоэнергетических воздействий на функциональные материалы в последние годы значительно возрос. Такие воздействия реализуются в целом ряде технологических и природных процессов. Это высокоскоростная обработка материалов, динамическое канально-угловое прессование, ударно-волновое воздействие, в частности, создаваемое коротковолновым лазерным излучением огромной мощности и высокоэнергетическими корпускулярными потоками, эксперименты по пробиванию оболочек, использование взрыва для обработки и сварки металлов [1, 2]. Развитая нами теория динамического взаимодействия структурных дефектов позволяет решить широкий круг задач дислокационной динамики в рамках единого подхода [3–6]. Эта теория основана на модифицированной нами струнной модели Гранато-Люкке, в которой дислокация рассматривается как струна с эффективным линейным натяжением и эффективной массой полевого происхождения. Коллективное взаимодействие примесей с движущейся дислокацией и коллективное взаимодействие с ней других дислокаций ансамбля порождают щель в спектре дислокационных колебаний, которая в свою очередь оказывает существенное влияние на динамику дислокаций и механические свойства функциональных материалов. При высокоскоростной деформации плотность дислокаций значительно возрастает и может достигать значений $\rho = 10^{15} \text{ м}^{-2}$. Благодаря этому именно взаимодействие дислокаций между собой вносит главный вклад в формирование щели в спектре дислокационных колебаний. Наличие такой щели означает, что дислокация совершает колебания в параболической потенциальной яме, перемещающейся по кристаллу вместе с ней. Увеличение плотности дислокаций приводит к увеличению щели, т.е. углублению потенциальной ямы, которая ограничивает амплитуду дислокационных колебаний, а, следовательно, снижает эффективность динамического торможения. При высокой концентрации в сплаве зон Гинье-Престона именно они вносят главный вклад в динамическое торможение дислокаций. Поскольку с ростом плотности дислокаций величина этого торможения снижается, возникает отклонение зависимости предела текучести от соотношения Тейлора. Зависимость динамического предела текучести бинарного сплава от плотности дислокаций в этом случае становится немонотонной: корневой рост сменяется спадом. Максимум соответствует значению плотности, при которой дислокации начинают вносить главный вклад в формирование спектра дислокационных колебаний.

1. D. Batani // EPL. 2016. V. 114. P. 65001(1-7).
2. P.N. Mayer, A.E. Mayer // J. Appl. Phys. 2016. V. 120. P. 075901.
3. В.Н. Варюхин, В.В. Малашенко // Известия РАН. Серия физическая. 2018. №9. С. 37–42.
4. V.V. Malashenko. Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009, 404, 3890–3892.
5. В.В. Малашенко. ФТТ, 2020, 62, 1683–1685.
6. В.В. Малашенко. Письма в ЖТФ, 2020, 46, 39–41.

ЭФФЕКТ УПРОЧНЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ КВД

Пермякова И.Е., Ковалёв А.И., Глезер А.М.,
Вахрушев В.О.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»,
Москва, Россия
inga_perm@mail.ru

Изучаемый композиционный материал представляет собой многослойную комбинацию из двух бислоев аморфных сплавов (АС) $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ и $\text{Fe}_{53.9}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$. Толщина лент каждого из АС – 25 мкм, а толщина исходных многослойных заготовок для композитов – 100 мкм, соответственно. Интенсивную пластическую деформацию осуществляли кручением под высоким давлением (КВД) в камере Бриджмена. Цель исследования – оценка твёрдости композитов из АС на разных стадиях деформационной обработки, а также изучение характера перераспределения химических элементов через границы раздела при КВД. Задача облегчалась тем, что каждый из АС имеет отличия по своему химическому составу: в одном АС присутствуют Co, Cr и Si, в то время как другой имеет в составе Ni. В данном случае эти элементы выступали в качестве маркеров.

Для исследования химической и фазовой неоднородности в объеме образцов использовали метод время-пролётной масс-спектропии. Прибор TOF SIMS5-100 (IONTOF, Германия) позволяет с высокой чувствительностью анализировать содержание малых примесей и получать карты распределения химических элементов по площади на разных глубинах. Структурные изменения контролировались проведением ПЭМ и РСА. Твёрдость по Виккерсу измеряли на приборе ПМТ-3М.

Обнаружено нелинейное (синергичное) изменение микротвёрдости у деформационно-индуцированных композитов из чередующихся слоёв АС по мере роста N – числа оборотов в процессе КВД, т.е. усреднённое значение микротвёрдости композита после $N > 4$ превосходит значение HV его отдельных компонент АС, из которых он образован. На начальной стадии деформации ($N = 1-3$) АС $\text{Co}_{28.2}\text{Fe}_{38.9}\text{Cr}_{15.4}\text{Si}_{0.3}\text{B}_{17.2}$ и $\text{Fe}_{53.9}\text{Ni}_{26.5}\text{B}_{20.2}$, составляющие композит, деформируются достаточно независимо друг от друга, обеспечивая лишь механическое «сцепление». На основании данных масс-спектропии установлено, что именно при $N = 4-5$ происходит межфазное взаимодействие в тонких приграничных областях слоёв АС с образованием третьих фаз и вихревым перемешиванием при частичном сохранении слоистой структуры. На поздних стадиях ИПД ($N = 6-9$) композит из АС сильно фрагментируется вплоть до полного смешивания слоёв и образования гомогенного многокомпонентного сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-08-00341 А).

КИНЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ АВТОВОЛН ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ В МАТЕРИАЛАХ С МАРТЕНСИТНЫМ И ДИСЛОКАЦИОННЫМ МЕХАНИЗМАМИ ДЕФОРМАЦИИ

Данилов В. И., Горбатенко В. В., Данилова Л. В., Зуев Л.Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
dvi@ispms.tsc.ru; gvv@ispms.tsc.ru; lidaakvo@rambler.ru; lbz@ispms.tsc.ru

Автоволны переключения локализованной пластической деформации могут формироваться в материалах, где механизм реализации пластических сдвигов на микроуровне может кардинально различаться. Так в ОЦК сплавах с малым содержанием примесей внедрения возникновение их обусловлено предложенным Коттрелом механизмом отрыва дислокаций от облаков атомов внедрения, а в материалах с метастабильной аустенитной матрицей – механизмом деформационно-индуцированного фазового превращения. В то же самое время на макроскопическом уровне в обоих случаях наблюдается движение границ полос Людерса (LB) в виде деформационных фронтов. В настоящей работе исследовалась кинетика фронтов LB в малоуглеродистой стали, армо-железе и никелиде титана при разных скоростях нагружения в интервале от 0,02 до 0,6 мм в минуту. Движение фронтов LB исследовалось методом цифровой корреляции изображений. Было установлено, что во всех этих материалах скорости фронтов V_f нелинейно возрастают с ростом скорости нагружения V_{mach} и интерполируется степенной функцией вида $V_f = KV_{mach}^n$, где показатель степени $n = 0.89$. Целью настоящей работы являлось выяснение причин нелинейности зависимости.

Автоволна переключения локализованной пластичности переводит материал из упруго напряженного в пластически деформированное состояние, то есть осуществляет диссипацию упругой энергии, вводимой в нагружаемый объект. Для описания этого необходимо использовать комплексную кинетическую характеристику $V_f \varepsilon_f$. ε_f – величина деформации сосредоточенная на фронте в любой момент, а остальной объем изменений не претерпевает. Тогда данное произведение равно скорости нагружения V_{mach} , а зависимость $V_f(V_{mach})$ должна быть линейной. Нелинейность означает, что не вся деформация сосредоточена на фронте. Для проверки этого предположения исследован характер накопления деформации в произвольной точке образца на площадке текучести для разных скоростей V_{mach} . Момент прохождения фронта LB характеризуется скачкообразным возрастанием накопленной деформации. Если при нагружении со скоростью 0.02 мм/мин. после прохождения фронта избранной точки величина накопленной деформации практически не меняется, то при нагружении со скоростью 0.6 мм/мин. происходит дальнейший рост деформации, то есть позади фронта LB при высоких скоростях нагружения образуется нелокализованная деформационная зона, которая тормозит фронт. Косвенным подтверждением процесса торможения фронта является возрастание уровня напряжений на площадке текучести при увеличении скорости нагружения. Этот тормозящий эффект и приводит к нелинейности зависимости $V_f(V_{mach})$. Влияние нелокализованной деформации на скорость фронта при прямом деформационно-индуцированном превращении в никелиде титана проявляется более сильно. Это обусловлено тем, что превращение не может происходить при постоянном напряжении, в ходе процесса требуется небольшое упрочнение.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект Ш.23.1.2 и поддержана грантом РФФИ № 20-08-00305\20.

АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ, ИНДУЦИРОВАННОЙ ФАЗОВЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ

Хон Ю. А., Зуев Л. Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

khon@ispms.tsc.ru; lzb@ispms.tsc.ru

Экспериментальные исследования закономерностей пластического течения твердых тел, проведенные в последние годы, показали, что этот процесс можно рассматривать в рамках представлений о зарождении и эволюции автоволн (бегущих фронтов) локализованной пластичности [1]. Основная часть исследований была выполнена на материалах с дислокационным механизмом пластического течения. Экспериментальные исследования закономерностей пластической деформации твердых тел, индуцированной фазовым превращением, показывает, что, и в этом случае пластическое течение сопровождается рождением и распространением макроскопических деформационных фронтов (автоволн). Экспериментальное исследование кинетики деформационных фронтов в сверхэластичном материале проведено на никелиде титана (NiTi) состава 55.96 масс. % Ni+44.04 масс. % Ti. Сплав деформируется за счет фазового превращения $B2 \rightarrow B19'$. Приведены обобщенные данные о кинетике движения деформационных фронтов в никелиде титана при прямом деформационно-индуцированном фазовом превращении на площадке текучести.

Объяснение наблюдаемых закономерностей встречает определенные трудности. Дело в том, что переход от кристаллической решетки аустенита к кристаллической решетке мартенсита вызывает микроскопическую деформацию ~ 0.1 . В рамках существующих подходов величина приложенного напряжения должна быть $\sim 0.1E$ (E - модуль Юнга), что явно противоречит эксперименту. Рассмотрены причины характерных для классического подхода затруднений. Обращено внимание на то, что твердое тело под нагрузкой представляет открытую систему ядер и электронов, находящуюся в смешанном состоянии. При описании деформации наряду с колебательными степенями свободы необходимо учитывать электронные степени свободы.

Предложены подход и модель зарождения и развития полос деформации и их фронтов при пластической деформации за счет фазового превращения. Показано, что образование автоволн локализованной неупругой деформации под действием растягивающей нагрузки определяется процессами релаксации неравновесной открытой системы ядер и электронов. Ключевая роль отводится неадиабатическим переходам атомов между различными состояниями неравновесной системы ядер и электронов. Неадиабатические переходы атомов определяются изменением химических связей при фазовом превращении сопровождаются возбуждением динамического ближнего порядка. Локализация динамического ближнего порядка инициирует смещения атомов, определяемые колебательными степенями свободы. Этот механизм релаксации проявляется как неупругая обратимая деформация фазового превращения. Объяснены наблюдаемые экспериментальные данные, в частности, формирование различных автоволновых мод на разных стадиях деформационного упрочнения, связанного с мартенситным превращением [1].

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект III.23.1.2 и поддержана грантом РФФИ № 20-08-00305\20.

1. Л.Б. Зуев. Автоволновая пластичность. Локализация и коллективные моды. М.: Физматлит, 2018. 207 с.

МЕТОДИКА АВТОМАТИЧЕСКОЙ РЕГИСТРАЦИИ ДЛИНЫ ТРЕЩИНЫ В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ

Кийко В.М.¹, Хвостунков К.А.², Оджаев Р.К.², Пиженин Д.Г.¹, Абашкин С.А.¹

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

²Московский государственный университет, г. Москва, Россия

kiiko@issp.ac.ru

Преобразование механических величин в электрические позволяет записывать их, обрабатывать и контролировать процессы изменения механических величин. Результаты работы позволяют преобразовывать изменение длины трещины в токопроводящих материалах или с таковым покрытием в изменение электрического напряжения, соответствующее изменению длины трещины, и регистрировать его.

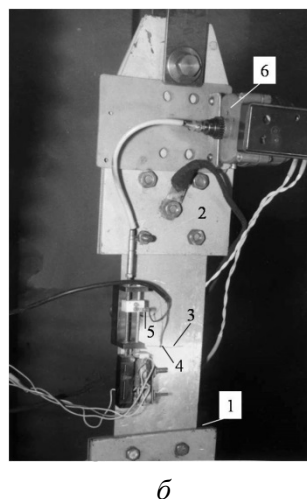
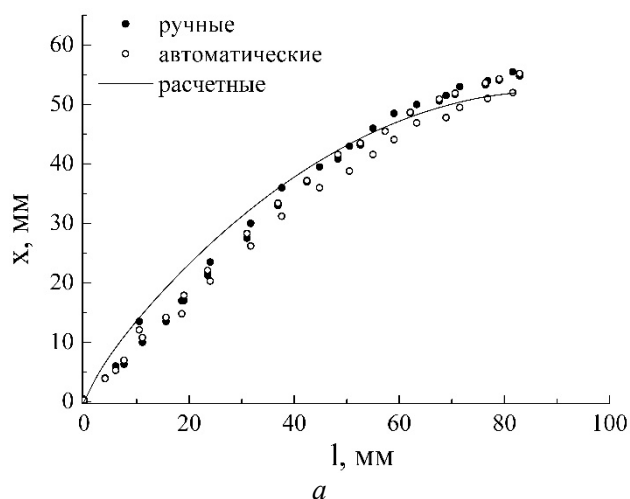


Рис.1. Зависимости перемещения x подвижного измерительного контакта от длины боковой трещины в плоском образце l , полученные вручную, перемещением контакта автоматически и расчетом (а); б — электро-механическая часть устройства для автоматической записи длины трещины при испытании образца на усталость: 1 — образец, 2 — токоподводы, 3 — трещина, 4 — неподвижный контакт, 5 — подвижный контакт, 6 — реверсивный электродвигатель.

Через образец пропускается электрический ток. На поверхности образца в начале исходной трещины закрепляется неподвижный контакт, через который проходит некоторая эквипотенциальная линия. Эта линия выходит на боковую поверхность образца в некоторой точке x . Подвижный контакт (вручную или автоматически) занимает положение x так, чтобы напряжение между подвижным и неподвижным контактами равнялась нулю. При подрасте трещины линия равного потенциала, проходящая через неподвижный контакт, занимает иное положение x . И подвижный контакт также занимает это новое положение. В результате каждой длине l трещины соответствует свое значение x (рис. 1а). Перемещение подвижного контакта с помощью реохорда преобразуется в значение электрического напряжения измерительной части устройства (рис. 1б), которое и регистрируется. Экспериментальные зависимости l - x (рис. 1а) хорошо коррелируют с расчетными. Важно отметить, что расположение эквипотенциальных линий не зависит ни от материала образца, ни от величины тока, а зависит только от геометрии образца.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЕТНЫЕ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ

Кийко В.М.¹, Хвостунков К.А.², Коржов В.П.¹, Курлов В.Н.¹, Страумал Б.Б.¹

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

²Московский государственный университет, г. Москва, Россия

kiiko@issp.ac.ru

Экспериментальная часть работы состоит в изготовлении и механических испытаниях монокристаллических волокон сапфира, слоистых и слоисто-волоконистых композитов с различными матрицами. Данные экспериментов (примеры на рис. 1) служат основами для разработки механико-математических моделей и получения численных результатов в результате расчетов.

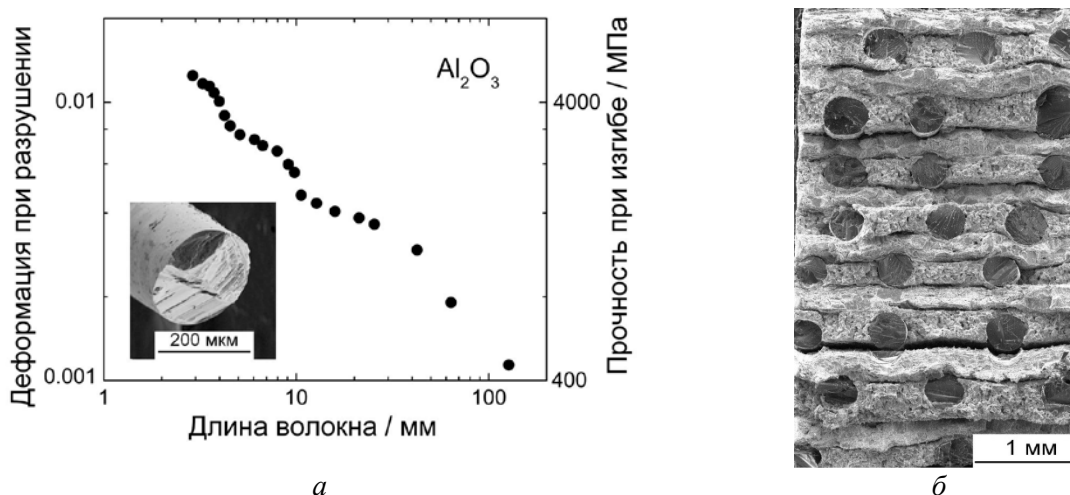


Рис.1. Зависимость деформации при разрушении и прочности монокристаллического волокна сапфира Al_2O_3 от длины, на врезке – вид излома волокна (*а*); *б* – поверхность разрушения после испытаний на трехточечный изгиб композитного образца с волокнами сапфира и матрицей на основе ниобия с прочностью 740 МПа и эффективной поверхностной энергией разрушения $49 \cdot 10^3$ Дж/м²

Так, например, решение задачи по оценке долговечности композита строится по следующей схеме. Время до разрушения – время достижения поврежденности критической величины, являющегося решением соответствующего кинетического уравнения. Прочность волокон описывается двупараметрическим статистическим распределением Вейбулла, принимаются оценки прочности матрицы, задаются вариации прочности границы раздела волокно-матрица, подсчитывается энергия каждого из видов микро-разрушений (волокна, границы раздела волокно-матрица...), локальной пластической (квазипластической) деформации матрицы и ее разрушения и т.п.. Строится кинетическое уравнение на основе потенциала диссипации энергии, зависящего от переменной, являющейся энергетической парой к исходной мере поврежденности, вид которой определяется видом термодинамического потенциала, входящего в локальное уравнение энергии и неравенство Клаузиуса–Дюгема.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 20-03-00296).

РЕЛАКСАЦИЯ СДВИГОВОЙ УПРУГОСТИ И ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ $Zr_{65}Cu_{15}Ni_{10}Al_{10}$ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ

Афонин Г. В.¹, Митрофанов Ю. П.¹, Кобелев Н. П.², Хоник В. А.¹

¹Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

afoningv@gmail.com

Хорошо известно, что релаксация металлических стекол (МС) сопровождается тепловыми эффектами. В рамках межузельной теории [1] существует прямая взаимосвязь между релаксацией сдвиговой упругости и тепловым потоком [2]. Релаксацию сдвиговой упругости можно охарактеризовать величиной $\Delta G_{rel}(T) = G_{rel}(T) - G_{ini}(T)$ [3], где $G_{ini}(T)$ и $G_{rel}(T)$ – температурные зависимости модуля сдвига в исходном и релаксированном состояниях. На рис. 1а представлены температурные зависимости величины $\Delta G_{rel}(T)$ для недеформированного и деформированных образцов (деформирование выполнялось методом сжатия в электромеханической испытательной машине ИР 5092-100; механическое напряжение прикладывалось к большей грани образцов, и, таким образом, деформация происходила в стесненных условиях; величина деформации ε определялась по уменьшению толщины образца). Как видно из рисунка, абсолютная величина ΔG_{rel} не очень сильно меняется с деформацией ε . Для максимально деформированного образца она увеличивается примерно на 25%, а для остальных случаев не превышает 10%.

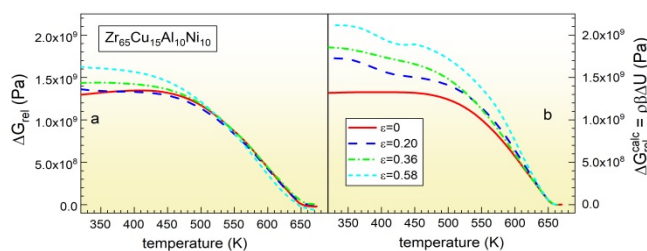


Рис. 1. Релаксационный вклад в модуль сдвига, измеренный экспериментально (а) и рассчитанный из калориметрических данных (б), для стекол с различной степенью деформации ε

На рис. 1б приведены температурные зависимости величины $\Delta G_{rel}^{calc} = \beta\rho\Delta U$, рассчитанные из калориметрических данных [3]. Как видно из сравнения рис. 1а и 1б, для недеформированного образца расчет дает *практически точное значение* величины релаксационного вклада в модуль сдвига. В то же время для деформированных образцов рассчитанные таким образом значения релаксационного вклада в модуль существенно больше экспериментально измеренных. Таким образом, формула не учитывает все тепловыделение при релаксации деформированных МС. Следовательно, после неоднородной пластической деформации в структуре МС формируются структурные конфигурации, которые не очень существенно влияют на нерелаксированный модуль сдвига, но эффективно изменяют энтальпию системы и характер ее эволюции при термообработке. На наш взгляд, эта дополнительная внутренняя энергия может быть связана с накоплением дефектов дислокационного типа.

Работа поддержана грантом Российского научного фонда №20-62-46003.

1. A.V. Granato. Phys. Rev. Lett. 68, 974 (1992).
2. Yu.P. Mitrofanov, A.S. Makarov, V.A. Khonik et al. Appl. Phys. Lett. 101, 131903 (2012).
3. Г.В. Афонин, Ю.П. Митрофанов, Н.П. Кобелев, В.А. Хоник. ЖЭТФ, 158, 1 (2020).

НАНОЭФФЕКТЫ И МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТЬ ЗАКАЛЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ ИСКУССТВЕННОГО СТАРЕНИЯ В МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Покоев А.В.

*Самарский национальный исследовательский университет
имени С.П. Королева, Самара, Россия*
a.v.pokoev46@mail.ru

В последние годы наблюдается интерес к изучению влияния слабых магнитных полей на характеристики и свойства различных материалов. Под слабыми магнитными полями понимают поля с магнитной энергией порядка $E_m \approx \mu_B \cdot B < kT$ (μ_B – магнетон Бора, B – индукция магнитного поля ~ 1 Тл, k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура). Слабые магнитные поля могут влиять на микро- и макроскопические свойства различных диамагнитных материалов, и это получило название магнитоэластического эффекта (МПЭ) [1]. В ряде случаев МПЭ в металлических сплавах сопровождается образованием структур - блоков когерентного рассеяния – с размерами менее 100 нм, можно определить как наномангнитоэластический эффект (НМПЭ). В данной работе приведен краткий обзор по МПЭ и НМПЭ в медных, алюминиевых, магниевых и титановых сплавах, полученных нами в последние годы [2].

Рентгеновский анализ фазового состава, измерение параметров решетки остаточной матрицы, рентгеновской плотности дислокаций, микроискажений и блоков когерентного рассеяния проводили на автоматизированном рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 в $CoK\alpha$ -излучении.

Анализ полученных результатов показывает:

1. Величина и знак МПЭ определяется концентрационным и фазовым составом сплава, температурой и временем старения, типом магнитного поля и временем его воздействия.

2. Структура состаренного сплава в значительной мере определяется типом распада закаленного твердого раствора, динамикой развития структурных дефектов и промежуточных фаз, которые реализуются при распаде и их эффективностью избирательной реакции на включение магнитного поля.

3. Временные зависимости параметров тонкой структуры всегда качественно коррелируют с временными зависимостями микротвердости.

4. Включение магнитного поля изменяет величину параметров тонкой структуры, причем структура сплавов при наложении ПМП и отрицательном знаке МПЭ становится более однородной и мелкодисперсной.

Нейтронными измерениями [3] установлено, что в медно-бериллиевых сплавах влиянию магнитного поля прежде всего подвержены наноразмерные кластеры новых фаз размером порядка ~ 10 Å. Таким образом, начальные стадии процесса агломерации частиц очень важны, и элементарные атомные и спиновые процессы в них должны играть заметную роль.

1. В.И. Альшиц, Е.В. Даринская, М.В. Колдаева, Е.А. Петржик. Кристаллография, 2003, т. 48, №5, с. 838.
2. A.V. Pokoev and J.V. Osinskaya. Defect and Diffusion Forum Submitted, Vol. 383, pp 180-184
3. Ю.В. Осинская, С.С. Петров, А.В. Покоев, А.К. Раджабов, В.В. Рунов. Физика твердого тела, 2012, т. 54, № 3, с. 531.

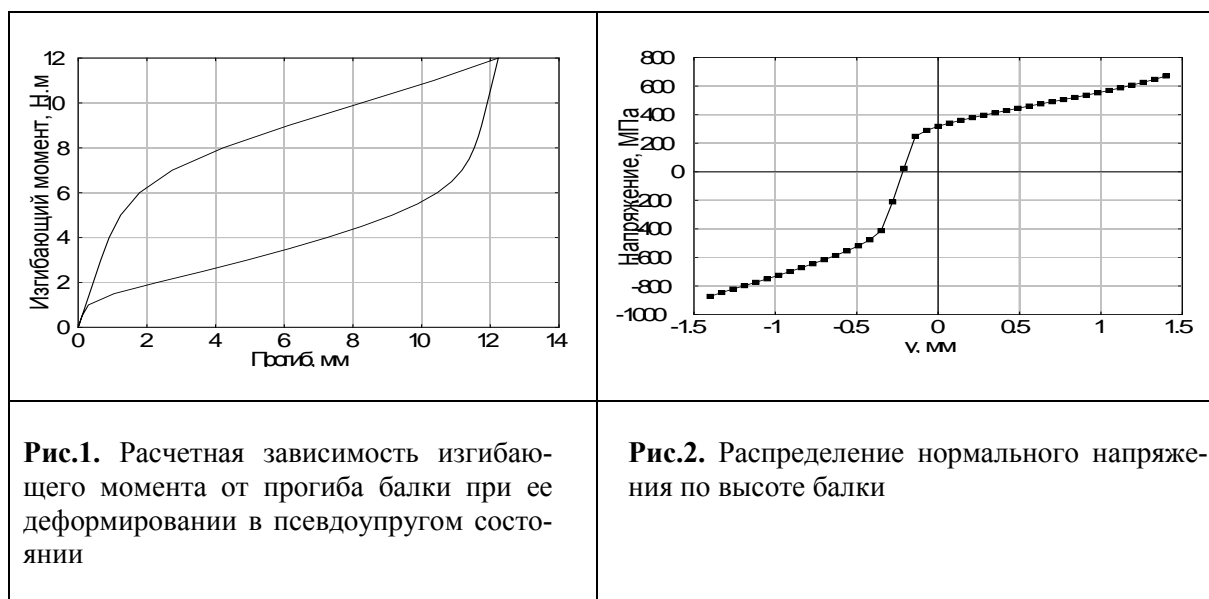
ВОЗМОЖНОСТИ МИКРОСТРУКТУРНЫХ И МАКРОСКОПИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ В ОПИСАНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е., Люльчак П.С.

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

a.volkov@spbu.ru

Для практических расчетов функционально-механических свойств сплавов с памятью формы (СПФ) наиболее перспективными являются макроскопические (одноуровневые) и микроструктурные (многоуровневые) модели. Первые из них отличаются малым количеством внутренних переменных и требуют меньше компьютерного времени. Микроструктурные модели содержат внутренние переменные, характеризующие структуру сплава на двух или более структурных уровнях. Таким образом, имеются средства для более точного описания поведения СПФ для более широкого круга термомеханических воздействий. В докладе представлены примеры расчетов деформации по микроструктурной модели [1] и макромоделю, разработанных в лаборатории прочности материалов СПбГУ, а также пример решения краевой задачи изгиба балки.



Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 18-01-00594 а.

1. Beliaev, F. S., Evard, M. E., Ostropiko, E. S., Razov, A. I. & Volkov, A. E. Aging Effect on the One-Way and Two-Way Shape Memory in TiNi-Based Alloys, Shape Memory and Superelasticity. 5, 3, стр. 218-229

ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ \Leftrightarrow КРИСТАЛЛ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Сундеев Р.В.¹, Шалимова А.В.², Глезер А.М.², Велигжанин А.А.³

¹ РТУ МИРЭА, Москва, Россия

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

³ НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

В настоящее время большой интерес вызывает изучение структурного поведения систем далеких от равновесия, особенно в условиях барического воздействия. К ним относятся аморфные и кристаллические сплавы, подвергнутые воздействию больших пластических деформаций в условиях кручения под высоким давлением (КВД) в наковальнях Бриджмена. В литературе имеются лишь отдельные попытки объяснить природу структурных и фазовых изменений, происходящих в материале при КВД.

В работе были рассмотрены особенности деформационной кристаллизации аморфных сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, $Fe_{54}Ni_{29}B_{17}$, $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$, $Fe_{72}Cr_{10}B_{18}$, $Fe_{48}Co_{19}Cr_{15}B_{18}$, $Co_{68}Fe_5Cr_4Si_{11}B_{12}$, $Fe_{75}Si_8B_{17}$, $Fe_{65}Cr_{15}Zr_2B_{16}C_2$ и деформационной аморфизации закристаллизованных аморфных сплавов $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$, $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$ и $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$ в ходе деформации в наковальнях Бриджмена. Обнаружено, что склонность к деформационной аморфизации кристаллических сплавов и соответствующих кристаллических фаз при КВД можно описать, рассматривая три фактора влияния: механический, термодинамический и концентрационный. Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и EXAFS спектроскопии подробно исследованы стадии аморфизации кристаллического сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в ходе КВД. Оказалось, что аморфная фаза зарождалась на границах кристаллических фрагментов. При продолжении деформации сетка утолщалась и трансформировалась в массивную деформационно-индуцированную аморфную фазу, которая охватывала практически, весь объем материала.

Выявлено, что при КВД аморфных сплавов на основе железа с различными температурами кристаллизации в материале, протекают процессы кристаллизации. Показано, что эффект деформационной кристаллизации в аморфных сплавах на основе железа при КВД обусловлен как адиабатическим выделением тепла и соответствующим повышением температуры в деформационных, сильно локализованных полосах сдвига, так и заметным увеличением концентрации областей избыточного свободного объема в этих полосах. При этом было обнаружено, что при снижении температуры КВД до 77К удается подавить проявление эффектов кристаллизации в аморфных сплавах на основе Fe. Методом EXAFS при использовании синхротронного излучения было установлено, что КВД при 77К разрушает ближний композиционный и топологический ближний порядок в расположении атомов и уплотняет аморфную матрицу, повышая среднее координационное число и снижая средний радиус между парами атомами различного типа в первой координационной сфере атомов железа.

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (грант 20-02-00291 а). EXAFS исследования проведены при финансовой поддержке гранта РНФ № 19-72-20066.

НЕСТАЦИОНАРНОЕ ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ПРИ РОСТЕ ЗЕРЕН

Сурсаева В.Г., Семенов В.Н.

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

Нестационарное движение границ зёрен при изотермическом отжиге характеризуется изменением скорости и формы границ в ходе роста зёрен. Экспериментально обнаружено, что лишь 20% тройных стыков перемещаются стационарно [1]. Считается, что это вызвано исчезновением маленьких зёрен и переключением границ. Это было подтверждено результатами моделирования роста зёрен [2]. Сделано предположение, что нестационарное движение вызвано изменениями в структуре границ зёрен [3]. Релаксационный процесс от нестационарного движения к стационарному происходит в течение промежутка времени и зависит от механизма релаксации [4]. Мы изучали экспериментально нестационарное движение на специально изготовленных бикристаллах цинка в форме полупетли. Нами была выбрана высокоподвижная специальная граница, на которой наблюдается ярко выраженное фасетирование [6]. Как известно, фасетирование имеет место на границах, если между двумя зёрнами при определённых углах и осях разворота существует решётка совпадающих узлов. Однако при высоких температурах изменяются параметры решетки из-за термического расширения и изменяются плоскости, по которым наблюдается наибольшее совпадение узлов. Особенно ярко это проявляется в цинке, гексагональная решётка и коэффициент термического расширения в котором отличается вдоль разных осей. Вершина полупетли состояла из фасеток, угол между фасетками изменялся в ходе отжига при постоянной температуре так как имело место изменение плоскости фасетирования границы. По зависимости угла между фасетками от времени мы определяли время достижения стационарного состояния. Обнаружено, что релаксационные процессы зависят от кристаллогеометрии фасеток, скорости перемещения вершины полупетли и температуры. Экспериментально определены времена релаксации перехода от нестационарного состояния к стационарному.

Работа выполнена в рамках госзаказа и при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 19-03-00168).

1. S.C. Piazolo, V. G. Sursaeva, D. J. Prior The influence of triple junction on the grain boundary migration during normal grain growth: New evidence from in-situ experiments using columnar Al foil. *Z Metallknd* 96 (2005) 10, 1152-1157
2. Quan Zhao, Wei Jiang, David J. Srolovitz, Weizhu Bao. Triple junction drag effects during topological changes in the evolution of polycrystalline microstructures. *Acta Materialia* 128 (2017) 345-350
3. Кульков В.Г. Кинетика фазового перехода фасетирования межзёренных границ. *Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований* №12, 2016 233-236
4. Кульков В. Г. Релаксационные процессы на границах зёрен в металлах: Монография / В. Г. Кульков. – Волжский : Филиал МЭИ в г. Волжском, 2015. – 162 с.

ULTRASONIC SURFACE PLASTIC DEFORMATION OF TITANIUM NICKELIDE

Rubanik V.V.¹, Rubanik V.V. jr¹, Kruhliashou A.A.¹, Lutsko V.F.¹,
Nikifarava I.V.¹, Silva R.M.², Salak A.²

¹*Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus*

²*Department of Materials and Ceramics Engineering and CICECO – Aveiro
University of Aveiro, Aveiro, Portugal*

ita@vitebsk.by

An effective way to improve the physical and mechanical properties of TiNi alloys is ultrasonic intense surface plastic deformation [1]. Due to the wave nature of ultrasound, it can be assumed that not only the surface layer of the metal but also the entire volume under the ultrasonic instrument will be exposed to ultrasound.

The TiNi alloy (NT1 brand) produced by Industrial Center. MATEK–SPF, Moscow was used for the investigation. The characteristic temperatures were: $A_s = 46^\circ\text{C}$, $A_f = 78^\circ\text{C}$, $M_s = 50^\circ\text{C}$, $M_f = 10^\circ\text{C}$ - delivery mode and $A_s = 64^\circ\text{C}$, $A_f = 86^\circ\text{C}$, $M_s = 65^\circ\text{C}$, $M_f = 13^\circ\text{C}$ - after annealing.

The source of ultrasonic vibrations was a 1 kW generator operating at a frequency of 22 kHz. The tool was a half-wave steel waveguide with a deposited hard-alloy plate on the end. The pressing force of the waveguide to the sample was $10 \div 00$ N. A cutting fluid (machine oil) was used for the treatment. The speed of the longitudinal movement of the sample was 1 mm/s.

It was found that the ultrasonic surface treatment of the TiNi sample led to a change in the intensity of the reflecting peaks, peak broadening, which indicates the strengthening of the surface layer on the TiNi samples and is confirmed by microhardness measurements.

The X-ray diffraction studies of the reverse side of the sample also showed the changes in the properties of the alloy, but to a lesser extent. The effect of ultrasonic treatment on the alloy subjected to preliminary heat treatment (annealing) is more prominent.

The study was supported by the bilateral project no.T20MC-041.

References

1. Lotkov A.I., Baturin A.A., Grishkov V.N., et al // Physical Mesomechanics, 2005, no.8, pp.109-112.

OBTAINING OF GRAPHENE STRUCTURES USING ULTRASONIC VIBRATIONS

**Rubanik V.V.¹, Savitsky V.O.¹, Rubanik V.V.jr¹, Lutsko V.F.¹,
Nikifarava I.V.¹, Bui Hung Thang², Doan Dinh Phuong², Pham Van Trinh²,
Tran Van Hau²**

¹ *Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus,*

² *Institute of Materials Science, VAST, Hanoi, Vietnam*

ita@vitebsk.by

Graphene is treated as one of the most promising materials for electronics, medicine, automotive industry, etc. High-quality graphene sheets can be obtained by exfoliation of graphite in a liquid phase [1, 2]. The exfoliation of graphite crystallites into separate plates can occur by applying ultrasound in water solutions [3, 4] in the presence of surfactants, and in non-aqueous solutions [5, 6].

The aim of the work was to obtain graphene structures due to insertion of solvents to exfoliate their cleavage planes using ultrasonic vibrations, as well as to obtain polymers based on them.

The graphite suspension was prepared in the following way: 900 g of prepared graphite powder was added to 150 ml of solvent (dichlorobenzene (ODCB) and dimethylformamide (DMF) were used as solvents). Then, this mixture was sonicated for 5 min, 15 min, 30 min and 1 h in a cavitation mode.

The natural rubber SVR-3L (Vietnam) and the block copolymer Lestosil were used to obtain polymers. Silicon dioxide (20 wt%) and graphene particles (0 wt%, 1 wt%, 10 wt%, and 20 wt%) were used as additives.

The results showed that the optimal ultrasonic duration is 15 min for the production of graphene by liquid-phase exfoliation in the presence of ODCB. It was found that the inclusion of graphene to polymers leads to an increase in their strength characteristics. The tensile strength of rubber-based polymers was increased (3.6 MPa) when the graphene content increased to 20 wt%. The obtained samples can be used as components in composite materials, transparent conducting films, and energy storage devices.

The study was carried out within joint project Belarus-Vietnam № T19B-009.

1. Liquid phase production of graphene by exfoliation of graphite in surfactant/water solutions / M. Lotya, Y. Hernandez, P. J. King et al. // *Journal of the American Chemical Society*. – 2009. – Vol. 131 – N. 10 – P.361–362.
2. High-concentration solvent exfoliation of graphene / U. Khan, A. O'Neill, M. Lotya et al. // *Small*. – 2010. – Vol. 6 – N. 7 – P.864–871.
3. Cleavage and size reduction of graphite crystal using ultrasound radiation / S. Los, L. Duclaux, L. Alvarez et al. // *Carbon*. – 2013. – Vol. 55 – P.53–61.
4. Vadukumpully, S. Cationic surfactant mediated exfoliation of graphite into graphene flakes / S. Vadukumpully, J. Paul, S. Valiyaveetil // *Carbon*. – 2009. – Vol.47 – N. 14 – P.328–329.
5. Direct exfoliation of natural graphite into micrometre size few layers grapheme sheets using ionic liquids / X. Wang, P. F. Fulvio, G. A. Baker et al. // *Chemical Communications*. – 2010. – Vol. 46 – N. 25 – P.447–449.
6. Highly conducting graphene sheets and Langmuir-Blodgett films / X. Li, G. Zhang, X. Bai et al. // *Nature Nanotechnology*. – 2008. – Vol. 3 – N. 9 – P.538–542.

MAGNETIC AND ULTRASONIC INFLUENCE ON ANION-EXCHANGE REACTIONS IN COBALT-CONTAINING LAYERED DOUBLE HYDROXIDES

Salak A.N.¹, Vieira D.E.L.¹, Pashkevich Yu.G.², Cizmar E.⁴, Feher A.⁴, Fedorchenko A.V.³, Fertman E.L.³, Petrova-Burkina O.A.⁵, Rubanik V.V.⁵, Rubanik V.V.jr.⁵, Kritchenkov A.S.⁵

¹*Department of Materials and Ceramics Engineering and CICECO – Aveiro Institute of Materials, University of Aveiro, Aveiro, Portugal*

²*O. Galkin Donetsk Institute for Physics and Engineering of NASU, Kyiv, Ukraine*

³*B.Verkin Inst. for Low Temp. Physics and Engineering of NASU, Kharkiv, Ukraine*

⁴*Institute of Physics, P.J. Šafárik University in Košice, Košice 04154, Slovakia*

⁵*Institute of Technical Acoustics of NAS of Belarus, Vitebsk, Belarus*

ita@vitebsk.by

The research results on the influence of magnetic and ultrasonic fields on anion-exchange reactions in cobalt-containing layered double hydroxides (LDH) are presented. LDH with a Co/Al = 2 ratio was obtained by coprecipitation: a solution containing 0.5M Co (NO₃)₂ · 6H₂O and 0.25M Al (NO₃)₃ · 9H₂O was added dropwise to a 1.5M NaNO₃ solution with continuous stirring. During the coprecipitation procedure, which was carried out at room temperature, the pH of the solution was controlled and maintained at the pH of 8 by the addition of 2M NaOH solution. The coprecipitation process was carried out at room temperature; the suspension was kept in a water bath for 4 hours and washed with deionized water. After successive stages of coprecipitation and crystallization in the water bath, the suspension was placed in a 0.1 M NaCO₃ solution at room temperature. Then the mixture was subjected to high power sonication. It was found that ultrasonic treatment significantly reduces the duration of the exchange reaction. It was possible to obtain well-oriented petal-like crystallites of LDH under the simultaneous action of a constant magnetic field and ultrasound.

The temperature behavior of the dynamic magnetic susceptibility was investigated in different frequency ranges in the vicinity of the low-temperature peak of the magnetic susceptibility of LDHs intercalated with different inorganic and organic anions. It was found that the dynamic magnetic susceptibility exhibits a frequency-dependent low-temperature anomaly that is typical for a spin glass state with a freezing point T_f in all the LDHs studied. The frequency dependence of T_f follows the Vogel-Fulcher law.

This work was supported by the Ukraine – Belarus bilateral project T20YKA-020.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ С КАРБОНИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Горбачев И.И., Попов В.В.

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

Предложен подход для прогнозирования фазового состава и структуры сталей с карбонитридным упрочнением, подвергаемых горячей деформации. В основе метода лежит совместное использование деформационной модели на основе метода «внутренней переменной» [1] и разработанной нами ранее модели для описания эволюции вторых фаз в многофазных многокомпонентных системах [2]. В настоящей модели учитывается взаимное влияние таких параметров, как плотность дислокаций, средний размер зерна аустенита и характеристики ансамбля карбонитридных фаз.

На основе модели создана программа, с помощью которой выполнены тестовые расчеты и проведено сравнение с литературными экспериментальными данными. Пример результатов сравнения с экспериментом из работы [3] приведён на рис. 1, где показаны расчётные и экспериментально полученные зависимости изменения среднего зерна аустенита в процессе и после деформации для различных скоростей и степеней деформации. Приведённое сравнение показало удовлетворительное согласие результатов расчёта и эксперимента.

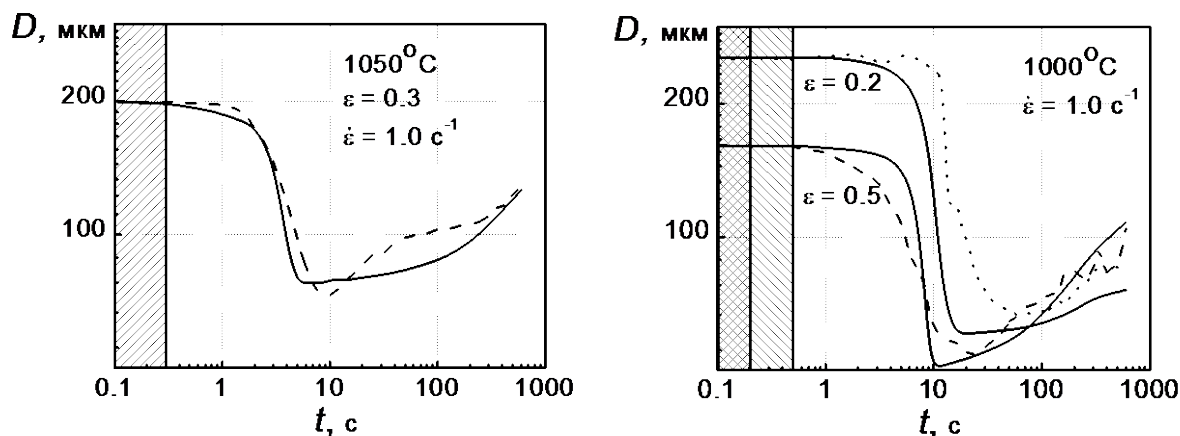


Рис. 1. Изменение среднего размера зерна в процессе и после деформации. Сплошной линией указаны результаты расчетов, пунктиром обозначены экспериментальные результаты из работы [3]. Заштрихованная область соответствует стадии деформации

Работа выполнена в рамках государственного задания «Функция».

1. J.G. Lenard, M. Pietrzyk and L. Cser. *Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products*, Elsevier, Amsterdam-Lausanne-New York-Oxford-Shannon-Singapore-Tokyo, 1999. 376 с.
2. V.V. Popov, I.I. Gorbachev, A.Yu. Pasyukov. Simulation of precipitates evolution in multiphase multicomponent systems with consideration of nucleation // *Philosophical Magazine*. V. 96. 2016. P. 3632–3653.
3. S. Sarkar, A. Moreau, M. Militzer, W.J. Poole. Evolution of austenite recrystallization and grain growth using laser ultrasonics // *Metall and Mat Trans A*. 2008. V. 39. P. 897–907.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЕ «TiNi-СТАЛЬ»

Вьюненко Ю.Н.,¹ Рубаник В.В.², Черняева Е.В.³

¹ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, Россия,

² Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь,

³ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
lena@smel.math.spbu.ru

Проведено сравнительное исследование сигналов акустической эмиссии (АЭ), зарегистрированных при внедрении твердосплавного конического индентора в слой никелида титана ($Ti_{49,4}Ni_{50,6}$) и стали X18H10T биметаллического образца, изготовленного при помощи сварки взрывом. Толщина стального слоя составляла примерно 40% от общего размера образца. Индентирование проводили на испытательной машине ИМ-4А с максимальной нагрузкой на индентор 1000 Н. Схема установки показана на рис.1.

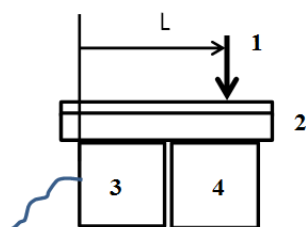


Рис.1. Схема установки. 1 – твердосплавный конический индентор, 2 – биметаллический образец, 3 – датчик АЭ, 4 – подставка. L – расстояния от края датчика АЭ до места укола

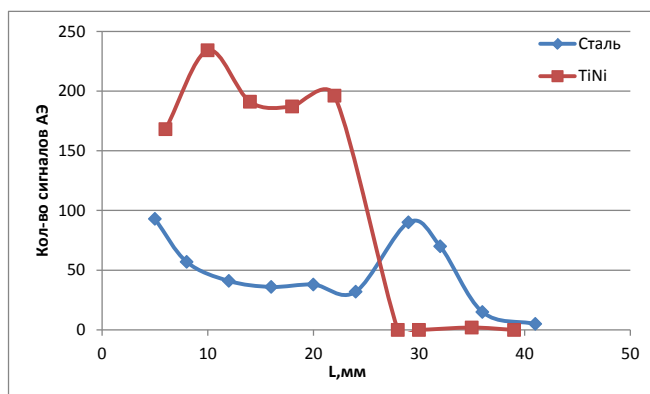


Рис.2. Зависимость количества сигналов АЭ от расстояния между индентором и датчиком АЭ при уколах в слой TiNi (\square) и в слой стали (\diamond)

Для регистрации АЭ был использован широкополосный датчик АЭ MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 80 dB и полосой пропускаемых частот 60÷1000 кГц. Для каждого укола анализировали количество сигналов АЭ, их спектральный состав (энергетический спектр), энергию и медианную частоту. Количество сигналов при уколах в сталь оказалась в 2-4 раза меньше, чем при уколах в слой TiNi (рис.2). Причем в этом случае сигналы АЭ регистрировались при уколах по всей длине образца. При уколах в никелид титана АЭ наблюдалась только при уколах в зоне датчика (диаметр датчика 25 мм). Максимальное отклонение в количестве сигналов при вдавливании индентора в поверхность никелида титана от среднего числа не превышает 25%. Разброс при уколах в сталь – на порядок выше. При этом интенсивность АЭ зависит от положения точки индентирования на образце. Изменение в количестве регистрируемых сигналов коррелирует с изменением характеристик их спектральных характеристик.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Чиркова В.В., Волков Н.А., Абросимова Г.Е.

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

Аморфные сплавы – это материалы, обладающие хорошими механическими и магнитными свойствами, интересными не только для физики твердого тела, но и для металлургии и химии поверхности. В частности, большой интерес представляют аморфные сплавы системы Co–Si–B, особенно потому, что формирование нанокристаллической структуры в таких сплавах способствует улучшению их свойств [1]. Одним из способов получения наноструктуры является контролируемая кристаллизация аморфной фазы, осуществляемая методом термической обработки. Однако, образовать наноструктуру в тройных сплавах Co–Si–B таким образом невозможно из-за быстрого роста зарождающихся в аморфной фазе кристаллов. Для решения данной проблемы в состав сплавов добавляют легирующие компоненты, которые способствуют увеличению скорости зарождения кристаллов и уменьшению скорости их роста [2, 3], однако такое изменение состава в некоторых случаях приводит к изменению процесса кристаллизации и образованию неравновесных фаз, что существенно влияет на свойства материала. Таким образом, целью данной работы является исследование влияния различных легирующих компонентов на образование структуры в сплавах системы Co–Si–B.

В работе были исследованы сплавы системы Co–Si–B с легирующими компонентами Ni, Nb, Mn и Fe после изотермического отжига. Структура сплавов изучалась методом рентгеноструктурного анализа. Исследование показало, что для системы Co–Si–B с легирующими компонентами Mn и Nb, а также Ni и Nb наблюдается образование двух фаз кобальта: высокотемпературной (ГЦК) и низкотемпературной (ГПУ). Замена Nb на Fe в совокупности с Mn приводит к образованию не только двух вышеупомянутых фаз кобальта, но также бориды и силициды кобальта. В сплавах, не содержащих Mn, при кристаллизации образуется многофазная структура. Напротив, замена Mn на Nb способствует образованию всего одной фазы – твердого раствора Fe в Co.

Таким образом, показано, что различные легирующие компоненты влияют на кристаллизацию аморфных сплавов системы Co–Si–B. Изменение вида легирующих компонентов приводит к изменению образующихся фаз в процессе кристаллизации.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичной поддержке РФФИ (проект 19-02-00406).

1. R. Nowosielski, A. Zajdel, S. Lesz, B. Kostrubiec, Z. Stokłosa, Crystallization of amorphous Co₇₇Si_{11.5}B_{11.5} alloy, Archives of Mater. Sci. Eng., 2007, 28, 141–148.
2. R. Xiang, Sh. Zhou, B. Dong, G. Zhang, Z. Li, Y. Wang, Ch. Chang, Effect of Co addition on crystallization and magnetic properties of FeSiBPC alloys, Progr. In Natural Sci. Mater. Intern., 2014, 24, 649–654.
3. G.E. Abrosimova, N.A. Volkov, N.N. Orlova, A.S. Aronin, BCC nanocrystal formation in an amorphous Co-Si-B-Fe-Nb alloy on heating, Mater. Lett., 2018, 219, 97 – 99.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ В ЛЕГИРОВАННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПОСЛЕ БАРИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ**Чиркова В.В., Волков Н.А., Абросимова Г.Е.***Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*
valyffkin@issp.ac.ru

Аморфные и частично-кристаллические сплавы, благодаря своим физическим свойствам, активно изучаются уже на протяжении многих лет. Например, аморфные сплавы системы Co–Si–B обладают хорошими магнитными свойствами, которые могут быть повышены при формировании нанокристаллической структуры [1]. Однако, сформировать наноструктуру в тройных сплавах Co–Si–B не удастся, поэтому в состав сплавов добавляют легирующие компоненты, которые способствуют увеличению скорости зарождения кристаллов и уменьшению скорости их роста [2]. Одним из способов формирования нанокристаллов является барическая обработка, при которой в локальных местах образуются полосы деформации [3]. Эти полосы выходят на поверхность образца в виде ступенек, при исследовании которых можно изучить процессы, происходящие в образце в процессе деформации. Ранее было установлено, что в этих полосах деформации или вблизи полос происходит формирование нанокристаллов. Количество полос, их морфологии, взаимное расположение зависят как от состава материала, так и от условий внешних воздействий. Поэтому целью данной работы является исследование влияния различных легирующих компонентов на образование полос деформации в аморфных сплавах системы Co–Si–B.

Были исследованы сплавы системы Co–Si–B с легирующими компонентами Ni, Nb, Mn и Fe после барической обработки. Структура исследовалась методом рентгеноструктурного анализа. Поверхность аморфных сплавов после барической обработки исследовалась методом сканирующей электронной микроскопии. Результаты показали, что в основном полосы деформации находятся на краях образцов, распространяясь от краев к центру, но есть и отличия. Например, для образца с легирующими компонентами Fe и Nb наблюдаются длинные, извилистые и редкие полосы, распространяющиеся от краев к центру образца, что отличает его от образца с легирующими компонентами Ni и Nb, где полосы прямые, короткие и встречаются заметно чаще. Для образца с легирующими компонентами Fe и Mn наблюдаются области редко и часто расположенных длинных полос, непрямолинейно распространяющихся от краев.

В результате проведенных исследований было установлено влияние легирующих компонентов на образование полос деформации и, как следствие, на кристаллизацию аморфных сплавов системы Co–Si–B.

Работа выполнена в рамках госзадания ИФТТ РАН при частичной поддержке РФФИ (проект 19-02-00406).

1. R. Nowosielski, A. Zajdel, S. Lesz, B. Kostrubiec, Z. Stokłosa, Crystallization of amorphous Co₇₇Si_{11.5}B_{11.5} alloy, Archives of Mater. Sci. Eng., 2007, 28, 141–148.
2. R. Xiang, Sh. Zhou, B. Dong, G. Zhang, Z. Li, Y. Wang, Ch. Chang, Effect of Co addition on crystallization and magnetic properties of FeSiBPC alloys, Progr. In Natural Sci. Mater. Intern., 2014, 24, 649–654.
3. A.L. Greer, Y.Q. Cheng, E. Ma, Shear bands in metallic glasses, Mater. Sci. Eng. R, 2013, 74, 71–132.

ON UNUSUAL TWIN MODES IN MAGNESIUM

Verma R.¹, Král L.² and Ostapovets A.³

Central European Institute of Technology – Institute of Physics of Materials (CEITEC-IPM),
Czech Academy of Sciences, Brno, Czech Republic

[1verma@ipm.cz](mailto:verma@ipm.cz), [2lkral@ipm.cz](mailto:lkral@ipm.cz),
[3ostapov@ipm.cz](mailto:ostapov@ipm.cz)

The nucleation, propagation and growth mechanisms of twinning are extensively studied nowadays [1-3]. The deformation twinning in metals with hcp structure still not clearly understood [4]. Faceting of twin boundaries, non-Schmid behavior, importance of disconnections are widely discussed in recent publications. The most frequent twin modes in magnesium is $\{10\bar{1}2\}$ twin. It was demonstrated that this twin can be bounded by basal-prismatic facets. Migration of such facets can lead to deformation, which is different from simple shear on $\{10\bar{1}2\}$ plane. The difference can be accommodated by disclinations settled in facet junctions.

In the current study, we analyze mechanisms of twin boundary migration by using of computer simulation and electron backscatter analysis, which was performed to verify the simulated results. We study unusual twin modes, such as $\{11\bar{2}6\}$ and $\{11\bar{2}2\}$ twins. Such twins were observed in magnesium rolled at room temperature. The simulations were performed using LAMMPS with using of embedded atom method potential. We report possible faceting of such interfaces and show interconnection of faceting to migration mechanisms.

Acknowledgement: *This research was funded by Czech Science foundation, grant number 18-07140S, ministry of education, youth and sports of the Czech republic, grant number CEITEC 2020(LQ1601).*

References:

1. X. Yang, S. Xu, Q. Chi, *Materials* 12, (2019) 750
2. E. Husser, S. Bargmann, *J. Mech. Phys. Solids* 122 (2019) 315
3. A. Ostapovets, J. Bursik, K. Krahula, L Kral, A. Serra, *Philos. Mag.* 97 (2017), 1088
4. A. Ostapovets, A. Serra, *Metals* 10 (2020) 1134

ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА НИТРИДНЫХ ФАЗ В СВАРИВАЕМОМ ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ni-Co-Cr-W-Ti

Овсепян С.В.¹, Колобов Ю.Р.^{2,3}, Манохин С.С.², Ахмедзянов М.В.¹,
Филонова Е.В.¹

¹ *Всероссийский институт авиационных материалов, г. Москва, Россия*

² *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

³ *Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия*

Повышение рабочей температуры деталей горячей части газотурбинных двигателей (ГТД) летательных аппаратов является наиболее важным направлением авиационного двигателестроения. Сплавы, упрочняемые внутренним азотированием, разработаны на основе систем Ni-Co-Cr-W-Ti во ФГУП «ВИАМ» (ВЖ155, ВЖ171) и Co-Fe-Cr-Ni-Ti в Haynes International Inc. (NS-163).

Целью данной работы является изучение особенностей химического состава частиц нитридов в сплаве системы Ni-Co-Cr-W-Ti после внутреннего азотирования, а также последующей термической обработки.

Исследования проведены на листовых образцах толщиной ~1,4 мм из сплава ВЖ171 на основе системы 33%Ni-29%Co-29%Cr с добавками вольфрама, молибдена и титана после высокотемпературной обработки в азоте в течение от 5 до 72 часов.

С применением микрорентгеноспектрального анализа РЭМ и ПЭМ на тонких фольгах изучены особенности химического состава нитридов, упрочняющих жаростойкий сплав ВЖ171 системы Ni-Co-Cr-W-Ti после внутреннего высокотемпературного азотирования, а также последующей термической обработки.

Установлено, что все нитриды содержат элементы, входящие в состав сплава: титан, хром, никель, кобальт, вольфрам и молибден. Частицы значительно различаются по химическому составу, легирующие компоненты замещают друг друга, их количество связано между собой линейно. При размере анализируемых нитридов более 1 мкм, корреляция между величиной частиц и их химическим составом, определенном на РЭМ отсутствует, что говорит о минимальном захвате матрицы при микрорентгеноспектральном анализе и достоверности полученных результатов. Определение элементного состава нитридных частиц в ПЭМ с соответствующими приставками на тонких фольгах подтверждают полученные результаты.

Показано, что после отжига в вакууме при температуре азотирования содержание хрома и вольфрама в нитридах снижается, разброс значений концентраций компонентов уменьшается, составы нитридов в поверхностной и центральной зонах сближаются.

Таким образом, нитриды, упрочняющие жаростойкий никелевый сплав в процессе внутреннего азотирования представляют собой соединения, в котором происходит замещение основного элемента, образующего нитрид в зависимости от содержания азота в месте образования частицы (близко к поверхности или в середине образца).

Данное исследование выполнено при поддержке РФФИ № 18-02-00760 и тематической картой ИПХФ РАН по теме государственного задания, № государственной регистрации АААА-А19-119100800130-0.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНЕ ПОСЛЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Манохин С.С. ^{1*}, **Токмачева-Колобова А.Ю.** ^{1,2}, **Бетехтин В.И.** ³,
Кадомцев А.Г. ³, **Нарыкова М.В.** ³, **Колобов Ю.Р.** ¹

¹*Институт проблем химической физики РАН,
г.Черноголовка, Россия*

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
г. Москва, Россия*

³*Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе,
Санкт-Петербург, Россия*

Выполнены исследования изменений микроструктуры в областях (слоях толщиной до 10 мкм), примыкающих к поверхности разрушения магистральных трещин, развитие которых привело к разрушению в процессе ползучести при 350 °С образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 в исходном рекристаллизованном и субмикроструктурном состояниях методами просвечивающей электронной микроскопии.

Установлено, что в структуре исходного рекристаллизованного титана после испытаний на ползучесть в тонком (менее 2 мкм) приповерхностном слое трещин происходит наноструктурирование. При этом форма наноразмерных зерен в указанных областях близка к глобулярной, а размер кристаллитов составляет порядка 150-200 нм. На удалении от поверхности разрушения (более 3 мкм), структура характеризуется неоднородным по поперечному сечению распределением зерен по размерам. По мере удаления от поверхности разрушенного образца форма зерен от глобулярной изменяется на пластинчатую, с толщиной пластин порядка 500 нм. Вдали от поверхности разрушения наблюдается существенное повышение плотности деформационных дефектов (дислокаций и их скоплений) и размытие контраста от границ зерен из-за их неравновесного состояния. Эти особенности указывают на прохождение пластической деформации в данной области.

Для субмикроструктурного состояния характерен более гомогенный характер развития пластической деформации в области разрушения (на микромасштабном уровне в сравнении с крупнозернистым состоянием). Наблюдаемая более однородная глобулярная микроструктура в области разрушения, вероятно, связана с интенсивным развитием в субмикроструктурном материале мезоскопического механизма деформации - зернограничного проскальзывания. Присутствие изгибных экстинкционных контуров свидетельствует о наличии внутренних напряжений в кристаллической решетке материала.

Данное исследование в основной части, посвященной изучению особенностей структуры исследуемого сплава ВТ1-0, поддержано РФФИ (проект №19-12-00221) и в дополнительной части исследований, связанной с изучением механизмов деформации выполнено при тематической карте ИППХ РАН по теме государственного задания, № государственной регистрации АААА-А19-119100800130-0. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП ФНИЦ «Кристаллография и фотоника РАН».

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ИЛЬМЕНИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА

Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва, Россия

bunin_i@mail.ru

Ильменит – минеральный вид переменного состава, относится к сложным (двойным) оксидам типа ABX , где $A - Fe^{2+}, Mg^{2+}, Mn^{2+}$; $B - Ti^{4+}$, и является одним из наиболее распространенных минералов в земной коре (содержание ильменита и магнетита – 2 об. %). В России при переработке ильменитовых концентратов используется процесс их восстановительной плавки. В качестве подготовительных операций предлагается применение предварительной механоактивации для интенсификации последующего солянокислого разложения титансодержащих концентратов, а также СВЧ-обработки руд и продуктов обогащения для повышения эффективности флотации ильменита.

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований (ИКФС, РЭМ-РСМА) механизмов воздействия неравновесных электрических разрядов двух видов – высоковольтного импульсно-периодического наносекундного и диэлектрического барьерного разрядов в воздухе при атмосферном давлении на морфологию, структурное состояние поверхности и физико-химические свойства (микротвердость, электрокинетический потенциал, краевой угол смачивания) ильменита (Джуина, Бразилия).

Одним из возможных механизмов изменения структурного состояния поверхности ильменита при нетепловом воздействии мощных наносекундных импульсов (МЭМИ) является трансформация (деструкция) кристаллической структуры минерала, представленной чередующимися вдоль оси c слоями октаэдров двух типов — $Fe^{2+}O_6$ и $Ti^{4+}O_6$. По всей видимости, в условиях импульсного периодического воздействия электрического поля высокой напряженности, превышающей электрическую прочность минеральных зерен ($\geq 10^7 \text{ В}\times\text{м}^{-1}$), происходило нарушение связей $Fe-O$ в октаэдрах первого типа, в то время как связи $Ti-O$ в октаэдрах второго типа не претерпевали существенных деструктивных изменений. Другим механизмом, вызывающим изменения в ИК-спектрах ильменита, — процесс электрического разрушения и удаления тонких пленок оксидов (гидроксидов) железа с поверхности минерала в результате обработки в течение $t_{обр.} \leq 30-50$ с и последующее гидроксилирование и/или окисление (ионов железа Fe^{2+} до Fe^{3+}) поверхности при $t_{обр.} \geq 30-50$ с вследствие действия продуктов плазмы искровых микроударов. Микроструктурные изменения обуславливали разупрочнение поверхности минерала: микротвердость (HV) ильменита снижалась с увеличением $t_{обр.}$ с ~ 671.4 МПа (HV в исходном состоянии) до ~ 518.8 МПа после импульсной обработки минерала в течение $t_{обр.} = 150$ с. Максимальное относительное снижение микротвердости составило $\Delta HV \sim 23\%$.

Микроструктурные изменения поверхностного слоя ильменита, вызванные воздействием ДБР ($t_{обр.} = 10-150$ с), обуславливали монотонное снижение краевого угла смачивания поверхности с 103.5° в исходном состоянии до $\sim 70^\circ$ при $t_{обр.} = 150$ с. Величина электрокинетического потенциала минеральных частиц от $t_{обр.}$ изменялась нелинейно: при $t_{обр.} = 10$ с происходило увеличение отрицательных значений ζ -потенциала с -69.5 мВ в исходном состоянии до -76 мВ; в диапазоне $t_{обр.} = 30-150$ с — последовательное снижение ζ -потенциала до -16.5 мВ, а с увеличением времени обработки до 300 с — повышение потенциала до практически первоначальных отрицательных значений -67.6 мВ. Микротвердость минерала снижалась с увеличением времени обработки аншлифов в сильном электрическом поле в условиях действия излучения ДБР с 671 МПа в исходном состоянии до 587 МПа при $t_{обр.} = 150$ с. Максимальное относительное снижение микротвердости составило $\Delta HV \sim 13\%$, что значительно ниже по сравнению с установленным эффектом разупрочнения поверхности при воздействии МЭМИ.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ СТРУКТУРНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ

Дудник Е.А., Дудник Д.В., Попова Л.А.

*Рубцовский индустриальный институт (филиал) ФГБОУ ВО «Алтайский государственный технический университет им.И.И.Ползунова», Рубцовск, Россия,
evgdudnik@yandex.ru*

В качестве основных объектов исследования в настоящей работе выбран интерметаллид Ni_3Al , состоящий из доменов, разделенных антифазными границами. Известно, что в интерметаллидах возможны структурно-фазовые переходы при малых изменениях внешних параметров, интерметаллиды обладают высокотемпературными механическими свойствами, в определенном интервале температур такие сплавы самоупрочняются.

Применение методов компьютерного моделирования на атомном уровне позволяет изучать закономерности физических процессов, связанные со структурно-фазовыми переходами в твердых растворах. С помощью компьютерного эксперимента проведено многоуровневое исследование: на микромасштабном уровне изучения механизмов структурных превращений антифазных границ; и на мезомасштабном уровне изучены формирования упорядоченной и разупорядоченной фаз.

Целью данной статьи является исследование влияния формы доменной структуры, разделенной антифазными границами, на фазовый переход порядок-беспорядок в процессе термоактивации интерметаллида.

Для исследования структурно-фазового перехода в интерметаллидах с антифазными доменами был проведен компьютерный эксперимент с использованием модели частиц методом Монте-Карло.

Атомы Ni_3Al размещены в ГЦК решетке в соответствии со сверхструктурой $L1_2$. Размер кристалла составляет: $36 \times 36 \times 36$ атомных ячеек, на границы блока накладываются периодические граничные условия. Межатомные взаимодействия задавались с ТВ – потенциала. Параметр решетки равен $3,54 \text{ \AA}$, получен в результате релаксации кристалла при $T=0\text{K}$, хорошо коррелирует с экспериментальными данными.

Для активизации процесса диффузии в кристалл случайным образом вводилась концентрация вакансий равная $5,35 \cdot 10^{-6}$. Состояние сплава изменялось в дискретные моменты времени, за одну итерацию принимался один акт самодиффузии, соответствующий перескоку атома в вакантный узел.

Для количественной оценки степени упорядоченности сплава используются следующие величины: параметр ближнего и дальнего порядка, энтропия и свободная энергия.

Дальний порядок h – упорядоченность во взаимном расположении атомов во всем кристалле:

$$h = p - k,$$

где p – доля правильно стоящих атомов одного сорта, k – доля неправильно стоящих атомов одного сорта. В разупорядоченном сплаве $h \rightarrow 0$, в упорядоченном $h=1$, доля правильно стоящих атомов больше в упорядоченном кристалле.

Равновесное состояние кристалла будут определяться минимумом свободной энергии:

$$F = E - ST ,$$

где S – конфигурационная часть энтропии:

Компьютерное моделирование процесса упорядочения атомов в интерметаллиде проводилось со следующими начальными конфигурациями: идеального кристалла, кристалла с трубчатым расположением антифазных доменов (прямоугольной формы) и равноосному расположению (кубической формы). Эксперимент заключается в постепенном нагреве кристаллов от 300К до 1450К. Длительность эксперимента составляла $1,25 \cdot 10^9$ итераций. В процессе проведения экспериментов анализировалась доменная структура кристаллов, рассчитывались параметр дальнего порядка, свободная энергия и энтропия.

Антифазные границы являются метастабильными дефектами, имеют низкую энергию образования дефектов, существуют в определенном интервале температур и являются атомным механизмом структурно-фазовых переходов в балансе упорядоченной и неупорядоченной фаз. Домены трубчатой формы имеют меньшую площадь антифазных границ по сравнению с доменами равноосной формы, и меньшую возможность образования неоднородностей на доменных границах, которые препятствуют прохождению дислокаций и самоупрочняются.



ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi

Поникарова И.В.¹, Palani I.A.², Люльчак П.С.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹,
Mani Prabu S. S.², Jayachandran S.², Калганов В.Д.¹, Anshu Sahu²

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

²Discipline of Mechanical Engineering, Indian Institute of Technology Indore, Indore, India

ivp2001@yandex.ru

В последнее время широкое распространение получили аддитивные технологии, среди которых особое место занимает технология WAAM (Wire Arc Additive Manufacturing). Этот метод послойного наплавления позволяет получать детали сложной формы, что особенно актуально для таких сплавов, как, например, сплавы с эффектом памяти формы на основе TiNi, обработка которых представляет определенные трудности. При этом важно знать влияние режима наплавки на структуру и мартенситные превращения сплава TiNi, что явилось целью настоящей работы.

Три серии образцов получены наплавлением проволоки Ti₅₀Ni₅₀ диаметром 1 мм на подложку из титана при комнатной температуре в атмосфере аргона при напряжении дуги 16,5, 17 и 17,5 В. От каждого из образцов отрезали пластину толщиной 1 мм, из которой, в свою очередь, были вырезаны образцы из каждого слоя. В этих образцах исследовали структуры и мартенситные превращения. Структуру слоев исследовали методами рентгеноструктурного анализа (XRD) и сканирующей электронной микроскопии (SEM). Химический состав слоев изучали методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX). Мартенситные превращения изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC).

Полученные результаты показали, что структура образцов неоднородна. Существенные различия наблюдаются между 1-м и остальными слоями. При наплавлении 1-го слоя часть титановой подложки расплавляется, перемешивается с наплавляемым сплавом. Это приводит к тому, что концентрация титана в расплаве сильно повышается, и при затвердевании образуются фазы TiNi и Ti₂Ni. По данным EDX, фаза TiNi обогащена титаном, ее химический состав меняется от 51,3 до 50,00 ат.% Ni.

Количество фазы Ti₂Ni в 1-м слое меняется в зависимости от напряжения от 25% до 51%, причем эта зависимость немонотонна: с увеличением напряжения от 16,5 до 17 В количество фазы Ti₂Ni увеличивается от 25 ± 5 % до 51 ± 5%. Затем увеличение напряжения от 17 до 17,5 В слабо влияет на количество фазы Ti₂Ni. Во 2-м и 3-м слоях количество фазы Ti₂Ni существенно уменьшается и составляет 6-8%.

Калориметрические кривые показали, что температуры мартенситных переходов слабо зависят от химического состава слоев и соответствуют температурам переходов в эквиатомной проволоке, которую наплавливали на титановую подложку. Во 2-м и 3-м слоях температуры M_n и A_k выше, чем в 1-м слое и чем в эквиатомном сплаве TiNi на 10-15°C, что может быть связано с наличием внутренних напряжений. Изменение напряжения в дуге не влияет на температуры мартенситных переходов.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о том, что напряжение, при котором происходит наплавление проволоки из TiNi на титановую подложку, влияет только на состав первого слоя. Это связано с тем, что увеличение напряжения в дуге увеличивает температуру расплава. Это, в свою очередь, увеличивает количество титана, которое расплавляясь смешивается со сплавом TiNi и тем самым влияет на количество избыточного титана в расплаве и на долю фазы Ti₂Ni, образующуюся при затвердевании.

Работа выполнена в рамках совместного проекта РФФИ (№ 19-49-02014)-DST (№ DST/INT/RUS/RSF/P-36). Исследование структуры проводили с использованием оборудования ресурсных центров «Нанотехнологии» и «Рентгенодифракционные методы исследования» СПбГУ

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВЫХ ОСЦИЛЛЯЦИЙ, СВЯЗАННЫЕ С ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА НА ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ

Прокофьев С.И.¹, Йонсон Э.^{2,3}

¹ ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,
prokof@issp.ac.ru

² Center for Quantum Devices, NBI,
University of Copenhagen, Denmark

³ Department of Wind Energy, Risø, DTU,
Roskilde, Denmark

С помощью ПЭМ изучались in-situ продольные тепловые осцилляции нановключений в ансамблях, состоящих из 2, 4 и 12 нановключений жидкого Pb на закрепленных на концах дислокационных сегментах в сплавах Al и менее 1 ат. % Pb, при 447°C, 485°C и 441°C, соответственно. С помощью покадровых измерений были получены точки траекторий теплового движения включений. Из этих траекторий были получены температурные зависимости продольных координат включений на дислокации от времени.

Полученные с помощью быстрого Фурье-преобразования из зависимостей координат включений на дислокации от времени частотные спектры фазы дают указание на присутствие общих колебательных мод в тепловых осцилляциях включений в ансамблях 4 и 12 включений на дислокации и на их отсутствие в ансамбле из 2 включений.

Ранее на всех этих ансамблях включений было показано, что тепловые осцилляции включений на одной закрепленной дислокации, в среднем, являются пространственно коррелированными и носят коллективный характер [1-3]. Также были получены указания на временные корреляции тепловых осцилляций включений в этих ансамблях [4]. Пространственно коррелированные осцилляции всех включений, временные корреляции и наличие общих мод в их осцилляциях указывает на некоторую степень синхронизации [5].

1. Прокофьев С.И., Йонсон Э., Дамен У., Нанотехнологии функциональных материалов (НФМ'12) Труды Международной научно-технической конференции. СПб, Изд-во Политехн. ун-та, 2012, 104.
2. Prokofjev S.I., Johnson E., J. Phys. Commun., 2017, 1(5), 055001.
3. Прокофьев С.И., Йонсон Э., Дамен У., XXIX Симпозиум «Современная химическая физика», 17-28 сентября 2017 г., Туапсе, 229.
4. Прокофьев С.И., Йонсон Э., XXII Международный междисциплинарный симпозиум “Упорядочение в минералах и сплавах (ОМА-22)”, НИИ Физики ЮФУ, 2019, 143.
5. Пиковский А., Розенблюм М., Куртс Ю. Синхронизация, фундаментальное нелинейное явление. М.: Техносфера, 2003.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ МЕДИ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ МИШЕНЯМИ СО СТРУКТУРОЙ РЕАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Батгэрэл Б.^{1,3)}, Пузынин И.В.¹⁾, Пузынина Т.П.¹⁾, Христов И.Г.²⁾, Христова Р.Д.²⁾,
Тухлиев З.К.¹⁾, Шарипов З.А.^{1)*}

¹⁾Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия

²⁾Софийский университет “Св. Климент Охридски”, София, Болгария

³⁾Институт математики и цифровых технологий, Монгольской Академии Наук,
Улан-Батор, Монголия

*E-mail: zarif@jinr.ru

В работе методом молекулярной динамики проведено исследование процессов взаимодействия нанокластеров меди [1, 2] с энергиями из диапазона 1 эВ-200 эВ с металлическими мишенями со структурой реальных кристаллов. Реальные кристаллы содержат в себе различные дефектные структуры типа пор, вакансии и дислокации. В работе получены результаты численного моделирования: пороговая плотность энергии, приводящая к образованию ударных волн и их воздействие на дефектные структуры облучаемой мишени в зависимости от энергии нанокластера. Проведена классификация возникающих структурных изменений в глубине мишени в зависимости от энергии нанокластера и размера мишени.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и МОКНСМ в рамках научного проекта № 20-51-44001 и Полномочного представителя Республики Болгарии в ОИЯИ.

1. B.Batgerel, S.Dimova, I.Puzynin et al. //EPJ Web Conf., 173 (2018) 06001.
2. Batgerel B., I.Puzynin, T.Puzynina et al. //Lecture Notes in Computer Science, vol 11189. (2019)



ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT35

¹Найденкин Е.В., ¹Мишин И.П., ¹Раточка И.В.,
¹Лыкова О.Н.

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

Титановые сплавы благодаря уникальному сочетанию высокой удельной прочности, коррозионной стойкости и усталостной долговечности широко используются во многих областях авиа- и машиностроения. Измельчение зеренной структуры с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к повышению их прочностных свойств, а также реализации, при определенных условиях, низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности. В последние годы было разработано несколько методов ИПД позволяющих проводить деформационную обработку металлических материалов в условиях близких к промышленным. К таким методам можно отнести метод радиально-сдвиговой прокатки, ротационной ковки и др. Однако, до настоящего времени особенности измельчения указанными методами зеренной структуры в высоколегированных псевдо β титановых сплавах, обеспечивая повышение их механических характеристик при последующем старении, остаются мало изученными. В связи с этим, в настоящей работе проведено исследование влияние ротационной ковки и последующего старения на структурно-фазовое состояние и механические свойства псевдо β титанового сплава VT35 (Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr).

Проведенные исследования показали, что в результате ротационной ковки при температуре 800°C с коэффициентом вытяжки $k = 4$ в указанном сплаве наблюдается измельчение зеренно-субзеренной структуры с исходных 300 до 50 мкм. При этом сплав сохраняет ОЦК структуру (β фаза). Последующее старение в интервале температур 380-500°C приводит к распаду пересыщенного твердого раствора β фазы с выделением пластинчатой α фазы. В результате этого, в исследуемом сплаве наблюдается повышение величины предела прочности с 852 до 1550 МПа при сохранении удовлетворительной пластичности (>4%).

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00033).

ДИФФУЗИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu-Ni

Жевненко С.Н., Петров И.С.

НИТУ МИСиС,
Москва, Россия
zhevnenko@misis.ru

В работе экспериментально исследовали концентрационную и температурную зависимость скорости диффузионной ползучести твердых растворов Cu-Ni как на основе меди, так и никеля. Измерения проводили *in situ*, на фольгах толщиной 10 мкм (растворы на основе Ni) и 18 мкм (растворы на основе Cu) [1]. Фольги имели форму цилиндра и в процессе эксперимента находились в массивном держателе из того же металла. Температурный интервал измерений составлял от 900 °С до 1150 °С. Растворенный компонент вводили в твердый раствор диффузионным путем. Атмосфера изотермических отжигов была как восстановительной (Ar+H₂), так и инертной (очищенный Ar). Напряжения испытаний на ползучесть не превышали 1 МПа.

В результате были определены скорости диффузионной ползучести, коэффициенты вязкости и энергии активации ползучести твердых растворов. Было обнаружено, что чистая медь деформируется по механизму Набарро-Херринга [1, 2], чистый никель по смешанному механизму Кобла [3] и Набарро-Херринга. Диффузионная ползучесть твердых растворов может быть описана в рамках модели ползучести, контролируемой процессами на поверхностях [4]. Последняя модель предполагает, что состояние поверхностей (внешних и внутренних), является управляющим фактором процесса ползучести. Фазовые превращения на поверхностях приводят к резким изменениям скорости деформации. Анализ концентрационной зависимости коэффициентов вязкости и энергий активации ползучести твердых растворов проводился в рамках теории поверхностных явлений.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации, проект № МД-1161.2020.2

1. S. Zhevnenko, Met. Mat. Trans. A, 2013, V. 44(6), 2533-2538
2. . Herring, J. Appl. Phys., 1950, 21, 437-445
3. . L. A. Coble, J. Appl. Phys., 1963, 34, 1679-1682
4. . Arzt, M.F. Ashby, R.A. Verrall, Acta Metall., 1983, 31, 1977-1989

C
R
E

ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА ПОВЕРХНОСТНУЮ ЭНЕРГИЮ ТВЕРДОГО НИКЕЛЯ**Жевненко С.Н., Антонова В.Е.**

*НИТУ МИСиС,
Москва, Россия
zhevnenko@misis.ru*

Были прямо измерены политермы поверхностной энергии твердых растворов Ni (Cu). Измерения проводили *in situ*, ранее разработанным методом [1, 2]. Принцип метода заключается в определении силы со стороны фольги, сокращающейся под действием сил поверхностного натяжения. Практически это осуществляется путем определения временной зависимости силы, прикладываемой к фольге с помощью упругого элемента. После длительной изотермической выдержки, устанавливается механическое равновесие, определяемое как постоянная во времени внешняя сила, компенсирующая силы поверхностного натяжения. Одновременно это соответствует отсутствию деформации фольги, т.е. нулевому напряжению в ней.

В фольгах твердых растворов существует два типа поверхностей – поверхность «твердое-газ» и границы зерен. Для учета влияния поверхностной энергии границ зерен определялась морфология канавок термического травления методом атомно-силовой микроскопии. Установившийся угол в вершине канавок термического травления соответствует механическому равновесию между границей зерна и внешней поверхностью. Эти измерения позволили определить энергию границ зерен.

Таким образом, в результате работы были определены усредненные по разориентировкам температурные зависимости поверхностной энергии поверхности «твердое-газ» и границ зерен для твердых растворов Ni (Cu). Данные сравнены с измеренными ранее поверхностными энергиями чистых никеля и меди, а также энергиями твердых растворов на основе меди с никелем.

Работа выполнена в рамках гранта Президента Российской Федерации, проект № МД-1161.2020.2

1. Жевненко С. Н., Гершман Е. И., Метод измерения поверхностного натяжения границы раздела «твердое-газ» «*in situ*» // Физика металлов и металловедение. 2010. т. 110. № 1. с. 1-7
2. Zhevnenko S. Surface Free Energy of Copper-Based Solid Solutions // The Journal of Physical Chemistry C. 2015. v.119. p.2566–2571

СМАЧИВАНИЕ И ПРОПИТКА ПОРИСТОГО ТАНТАЛА РАСПЛАВАМИ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Жевненко С.Н., Петров И.С., Чернышихин С.В.

НИТУ МИСиС, Москва, Россия

zhevnenko@misis.ru

В работе исследовали взаимодействие расплавов меди с пористыми танталовыми пластинами (чистота 99,99 вес.% Ta). Образцы были получены путем спекания порошка различной дисперсности и имели пористость около 50 - 65 %. Для прямого наблюдения взаимодействия расплава с пластинами была разработана методика и сконструировано оборудование для высокоскоростной съемки процесса окунания образца в расплав, частота кадров составляла до 5000 к/с. В высоковакуумной печи использовали графитовый нагреватель, температурный диапазон смачивания составил от 1100 °С до 1400 °С.

Как и ожидалось, чистая медь при температурах вблизи 1150 °С не смачивает танталовый спек (покрытый оксидным слоем) и не пропитывает его. Повышение температуры приводит к незначительному улучшению смачивания. В экспериментах вводили различные добавки в расплав с тем, чтобы улучшить смачиваемость и вызвать проникновение расплава в пористую структуру пластины. Наиболее эффективной добавкой в медный расплав оказался бор. Это связано с тем, что присутствие бора приводит реактивному смачиванию с образованием боридов тантала. Смачивание пористых образцов проводили в сравнении со смачиванием литых танталовых пластин.

Высокоскоростная съемка позволила определить кинетику смачивания пористых образцов, проследить изменения угла смачивания в процессе окунания и вытаскивания пластин из расплава. Также была проведена электронная микроскопия линии смачивания и поперечных шлифов танталовых пластин после смачивания.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-38-70109 Стабильность



ИННОВАЦИОННЫЙ ПОТЕНЦИАЛ РАЗРАБОТОК НАНОМАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сафаргалина З.А.^{1,2}, Александров И.В.¹

¹Уфимский авиационный технический университет, Уфа, Россия

²Санкт-Петербургский государственный университет,
Петергоф, Санкт-Петербург, Россия
zarsaf82@gmail.com

В последние годы наноструктурные материалы, полученные методами интенсивной пластической деформации – наноИПД материалы, вызывают большой интерес научного сообщества, а также представителей бизнеса и промышленности. Внимание к этим материалам в настоящее время продолжает активно расти, что подтверждает высокая публикационная активность, большое количество международных мероприятий в этой области, проводимых по всему миру. В настоящем докладе с использованием библиометрического анализа проведена оценка исследований и разработок в области наноИПД материалов с целью определения наиболее востребованных тематик, фундаментальных трудов и перспективных направлений прикладных работ. Анализ проводится с использованием основных статистических инструментов исследования информационного потока, включая импакт-фактор журнала, количество цитирований публикации и индекс Хирша исследователя, предоставляемых селективной платформой Web of Science Core Collection.



СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ НА ОСНОВЕ β -ТИТАНА**Страумал Б.Б.¹⁻³, Горнакова А.С.¹, Кильмаметов А.Р.², Рабкин Е.⁴, Струг Р.⁴,
Анисимова Н.Ю.⁵, Киселевский М.В.⁵**¹*Институт физики твердого тела (ИФТТ) РАН, г. Черноголовка, Россия*²*Черноголовский научный центр (НЦЧ) РАН, г. Черноголовка, Россия*³*НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия*⁴*Израильский технологический институт ТЕХНИОН, Хайфа, Израиль*⁵*НМИЦ онкологии им. Н.Н.Блохина, г. Москва, Россия*straumal@issp.ac.ru

Титановые сплавы используют в медицинских целях уже более 60 лет. Их используют при изготовлении искусственных сердечных клапанов, стентов кровеносных сосудов, эндопротезов костей и суставов (плечевых, коленных, тазобедренных, локтевых), для реконструкции ушных раковин, в лицевой хирургии, а также в качестве зубных имплантатов. В материалах первого поколения (таких как технически чистый титан или сплавы типа ВТ6) матрица состояла в из фазы α -Ti или смеси α и β фаз. К сожалению, имплантаты из материалов первого поколения требуют замены уже через 10-15 лет эксплуатации. Это происходит из-за деградации имплантатов и потери контакта с костью. В последнее время и на смену этим материалам пришли β -титановые сплавы. Материалы второго поколения позволяют исключить вредное влияние ионов алюминия и ванадия, выделяющихся при постепенной коррозии имплантата, а их модуль упругости ближе к значениям для живой кости, чем у α и $\alpha+\beta$ сплавов. К важным направлениям развития β -титановых сплавов относится повышение их механической прочности, усталостной прочности, коррозионной стойкости и биосовместимости. Возникают и развиваются новые методы получения и термомеханической обработки титановых сплавов, такие как аддитивные технологии или интенсивная пластическая деформация. Весьма успешно идет замена дорогих компонентов (таких как тантал, цирконий или ниобий) на более дешёвые (например, хром и марганец). В результате свойства титановых имплантатов постепенно все больше приближается к свойствам человеческой кости, а срок их службы неуклонно возрастает.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ «Стабильность» 19-58-06002 и Министерства науки и технологии Израиля 3-16534)

АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МИКРОПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ ПЕРЕХОДНЫХ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕТАЛЛОВ

Коплак О.В.

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

o.koplak@gmail.com

Микропровода и микроиглы, полученные на основе редкоземельных высококоэрцитивных сплавов FeCoB-DyPr, представляют собой новый тип объектов, привлекающих значительный интерес в связи с высокой магнитной анизотропией их редкоземельной компоненты [1-4]. Такие микропровода могут быть использованы в качестве магнитных пинцетов, с помощью которых можно захватывать магнитомеченные биологические объекты и перемещать их в заданную область без механического воздействия [5]. В многокомпонентных расплавах RE-TM-B многообразие фаз является ключом к управлению магнитных, электрофизических и механических свойств. Но, с другой стороны, сложная игра выделения высококоэрцитивной или аморфной фаз, образующихся из расплава при разных температурах, конкуренция динамики этих процессов, и стохастичность самого процесса образования зародышей кристаллизующихся из расплава фаз, выступает на первый план в микрообъектах значительно сильнее, чем в объемных образцах. Аналитическое сравнение конечного результата изготовления микропроводов (магнитных, электрических, и др.) и морфологический анализ их формы и механических свойств были получены для микропроводов FeCoB-DyPr, изготовленных методом экстракции висящей капли расплава.

Установлено, что диаметр и цилиндричность микропроводов PrDyFeCoB регулируются скоростью вращения охлаждающего цилиндра и зависят от времени затвердевания капли на нем. Вариации режима охлаждения капли расплава приводят к изменению формы поперечного сечения от полностью цилиндрической до полукруга, полумесяца и почти плоской пластинки. Режим охлаждения влияет не только на морфологию, но и на механические характеристики, различные для микропроводов разной формы, а также изменяет микротвердость и модуль Юнга разных поверхностей одного и того же микропровода.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ «Стабильность» 20-32-70025

1. O.V. Koplak, E.V. Dvoretzkaya, A.D. Talantsev, D.V. Korolev, R.A. Valeev, V.P. Piskorskii, A.S. Denisova, R.B. Morgunov, Orientation Dependence of the Magnetic Moments of α -Fe (PrDy)(CoFeB) Microwires, //Physics of the Solid State 62 (2020) 648-652.
2. O.V. Koplak, V.L. Sidorov, E.I. Kunitsyna, R.A. Valeev, D.V. Korolev, V.P. Piskorskii, R.B. Morgunov, Bistable and Multi-Domain States of α -Fe/(PrDy)(FeCo) B Ferromagnetic Microwires //Physics of the Solid State 61 (2019) 2061-2068.
3. R.B. Morgunov, O.V. Koplak, V.P. Piskorskii, D.V. Korolev, R.A. Valeev, A.D. Talantsev, Core-shell ferromagnetic microwires extracted from PrDyFeCoB and GdPrDy (FeCo) B melts // ЖФХ, 497 (2020) 166004.
4. Í.Á. Êññèè è ää., Spin Reorientation Transition in α -Fe Microwires with an Amorphous PrDy-CoFeB Shell //Physics of the Solid State, 62 (2020) 1333-1337.
5. R. Morgunov; O. Koplak, Focused magnetization in sharpened rare-earth microwires with four switchable magnetic states //Materials Letters 273 (2020) 127954.

ОБЪЁМНЫЕ ЭФФЕКТЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛЯХ, АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Бецофен С.Я., Банных И.О., Сперанский К.А., Лебедев М.А.

МАИ, Москва, Россия

s.betsofen@gmail.com

Положительный объемный эффект $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения проявляется в ТРИП сталях, а также дает сжимающие остаточные напряжения, компенсирующие растягивающие термические напряжения при кристаллизации, термической обработке и сварке. Однако для высокоазотистых сталей характерно увеличение периода решетки и объема элементарной ячейки из-за внедрения азота, что приводит к увеличению удельного объема аустенита и может при какой-то концентрации азота стать больше, чем удельный объем мартенсита.

Распад метастабильного аустенита в Fe-Cr-Mn-Ni азотистых сталях происходит с образованием феррита и нитрида хрома (Cr_2N). Поэтому объемный эффект превращения: $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Cr}_2\text{N}$ равен:

$$\Delta V/V = (V_\alpha + V_{\text{Cr}_2\text{N}} - V_\gamma) / V_\gamma$$

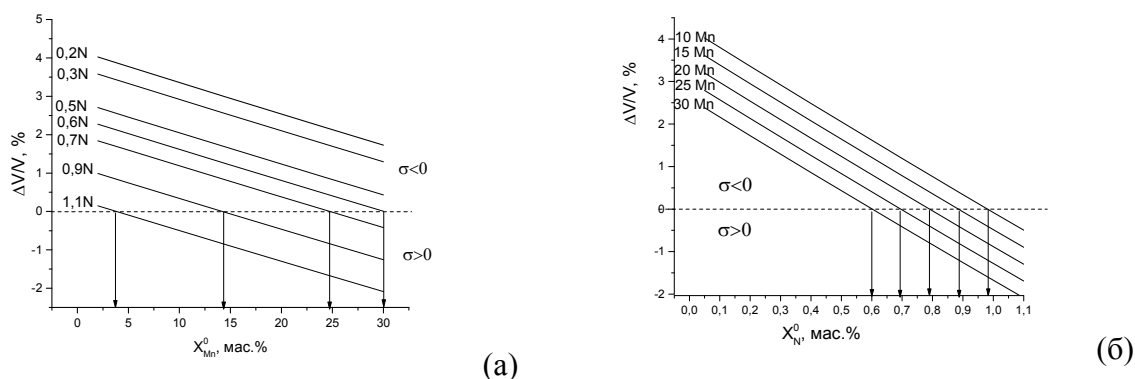


Рис. 1 Зависимость объемного эффекта $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения для азотистых аустенитных сталей Fe-0,05C-20Cr-2Ni- xMn –yN от содержания марганца (а) и азота (б)

Расчеты показывают, что Cr, также как Ni практически не влияют на величину объемного эффекта превращения. В то же время азот и марганец оказывают на этот эффект существенное влияние (рис. 1). Марганец почти в 30 раз слабее, чем азот увеличивает период решетки аустенита, но его в сплавах почти во столько же раз больше и его влияние на удельный объем сопоставимо с азотом. Для сталей, содержащих менее 0,6N (рис. 1а) и при содержании марганца менее 30% объемный эффект превращения будет положительным. При большем содержании азота объемный эффект становится отрицательным (растягивающие остаточные напряжения) только при превышении содержания марганца в стали определенной критической величины. Аналогичные расчеты проведены для сплавов на основе Mg (Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Zr) и Al (Al-Mg, Al-Cu, Al-Cu-Li, Al-Mg-Li). Показано, что выделение интерметаллидных фаз MgZn_2 в сплавах Mg-Zn-Zr и Al_2CuLi (T_1) в сплавах Al-Cu-Li приводит к отрицательному объемному эффекту, а фазы $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ в сплавах Mg-Al-Zn, δ' -фазы в сплавах Al-Cu(Mg)Li и Al_2MgLi (S_1) в сплавах Al-Mg-Li напротив приводит к положительному объемному эффекту. Эти результаты можно использовать для управления процессами формирования остаточных напряжений в полуфабрикатах и изделиях из этих сплавов.

Именной указатель

Абатурова А.А.	138	Бородако К.А.	67
Абашкин С.А.	160	Ботвина Л.Р.	10
Абросимова Г.Е.	29, 97, 102, 103, 121, 172, 173	Бражкин В.В.	5, 22
Акимова О.В.	54	Бродова И.Г.	33
Акопян Т.К.	33	Бунин И.Ж.	177
Аксенов Д.А.	49	Буржанов А.А.	118
Аксенов О.И.	112, 113	Бурховецкий В.В.	77, 78
Александров И.В.	187	Быбик М.С.	52, 69, 70, 73, 99
Александрова Н.М.	119	Валиев Р.З.	7
Алиев А.М.	68	Валуйская Л.А.	116
Алиев И.Ш.	142	Вальков В.И.	71, 80, 83
Анашкина Н.Е.	177	Васильева Е.С.	94
Андреев В.А.	79, 95, 149, 152	Васильева С.В.	36
Андреев П.В.	145	Вахрушев В.О.	157
Анисимова Н.Ю.	188	Велигжанин А.А.	54, 165
Антанович А.А.	117	Волков А.Е.	44, 148, 164
Антонов В.Е.	18	Волков Г.А.	77, 78
Арестов В.	141	Волков Н.А.	103, 121, 172, 173
Аронин А.С.	29, 97, 102, 103, 112, 113	Востоков М.М.	145
Астафуров С.В.	124–127	Высотина Е.А.	110
Астафурова Е.Г.	106, 123–127	Вьюненко Ю.Н.	77, 78, 171
Асфандияров Р.Н.	49	Габриелян А.Х.	149
Афоникова Н.С.	105	Гаджиев А.Б.	68
Афонин Г.В.	128, 162	Гаджиев М.Х.	142
Ахмедзянов М.В.	175	Гайфуллин Р.Ю.	68
Балыбин Д.В.	35	Галеев Р.М.	68
Баннных И.О.	190	Гасанов М.Ф.	62
Барышников М.П.	49	Герасимов Е.Г.	85
Батгэрэл Б.	182	Глезер А.М.	24, 30, 34, 157, 165
Батурин А.А.	56	Гнатюк Е.О.	43
Белов Н.Н.	116	Головин Ю.И.	4
Белослудцева Е.С.	21	Головчан А.В.	72, 83
Беляев С.П.	139, 140, 147, 149–154, 180	Головчан В.И.	71
Беляев Ф.С.	164	Гончарова Е.В.	128
Беляков А.Н.	122	Горбатенко В.В.	158
Березнер А.Д.	35, 38	Горбачев И.И.	170
Берендеев Н.Н.	144	Горнакова А.С.	104, 105, 188
Бетехтин В.И.	176	Грановский А.Ю.	131
Бецофен С.Я.	190	Грибанов И.Ф.	71, 72
Бикбаев Р.М.	140, 150, 151	Гринберг Б.А.	26
Блантер М.С.	22	Гришков В.Н.	55, 56
Блинова Е.Н.	101	Громов В.Е.	131, 137, 143
Бобров А.А.	144, 146	Гудзь Д.А.	145
Божко С.И.	97	Гундеров Д.В.	70
Бойцова М.В.	39	Гундырев В.М.	17
Борисова П.А.	22	Гусаренко А.А.	55
Борисова Ю.И.	48	Данейко О.И.	57, 58, 76
		Данилов В.И.	158

Данилова Л.В.	158	Карлагина Ю.Ю.	176
Дегтярев А.А.	46	Карпов М.И.	5, 51
Демидова Е.С.	154	Кийко В.М.	20, 51, 86–88, 107– 109, 160, 161
Денисов А.А.	62, 63	Кильмаметов А.Р.	188
Денисов Е.А.	119	Киселев А.Ю.	78
Дильмиева Э.Т.	61, 80, 99, 100	Киселевский М.В.	188
Дмитриевский А.А.	77	Клинов Д.В.	82
Долженко А.С.	122	Кобелев Н.П.	28, 84, 128, 162
Дрозденко А.А.	102	Ковалёв А.И.	157
Дрозденко А.А.	97	Ковалевская Т.А.	57, 58, 76
Дудник Д.В.	178	Коледов В.В.	23, 40, 47, 52, 61, 68– 73, 80–83, 99, 100, 155
Дудник Е.А.	178	Колесников С.А.	117
Дьяконов Д.Л.	34	Колесов К.А.	40
Дядечко А.А.	67	Колобов Ю.Р.	13, 175, 176
Евард М.Е.	44, 164	Колодинская Н.С.	139
Егорова Л.Ю.	120	Комаров В.С.	79
Есипов Р.С.	125	Коновалов С.В.	114, 143
Жапова Д.Ю.	55	Кончаков Р.А.	84
Жевненко С.Н.	184–186	Коплак О.В.	189
Железный М.В.	45	Копылов В.И.	56, 144–146
Желтов М.А.	62, 63	Коржов В.П.	50, 51, 86–88, 93, 107, 161
Желтякова И.С.	51, 86, 87, 107	Королев И.П.	141
Жиляев А.П.	32	Корольков О.Е.	74, 75
Жуков Д.В.	114	Коростелев А.Б.	31
Загуляев Д.В.	138	Коротичский А.В.	66
Зельдович В.И.	17, 46	Кочегаров С.С.	63, 64
Знаменская И.А.	52	Кошкидько Ю.С.	100
Золотов А.Е.	62, 63	Кретьова М.А.	84
Зуев Л.Б.	158, 159	Кругляков А.А.	96
Зыбцев С.Г.	69	Кудря А.В.	16
Иванов А.М.	147, 149	Кузнецов Д.Д.	52, 69, 70, 73, 99
Иванов М.А.	26	Кулак М.М.	139
Иванова А.И.	61	Кули-заде Т.А.	52
Иржак А.В.	23	Куранова Н.Н.	21
Исмаилов А.М.	142	Курлов В.Н.	88, 107–109, 161
Йонсон Э.	181	Курушкин Д.В.	78
Кадомцев А.Г.	176	Лаптев Р.С.	56
Кайбышев Р.О.	122	Лебедев М.А.	190
Калашников В.С.	69, 70, 73, 99	Лебедева Н.В.	96
Калганов В.Д.	139, 140, 180	Левашов Е.А.	66
Калетин А.Ю.	85	Лега П.В.	23, 81, 82
Калетина Ю.В.	85	Либман М.А.	101
Камаев А.О.	78	Липатникова Я.Д.	116
Каманцев А.П.	40, 47, 80, 155	Лихницкий К.В.	145, 146
Каменев В.И.	71, 72	Лотков А.И.	55, 56
Капланский Ю.Ю.	66	Лукшина В.А.	3
Карасева У.П.	140, 150	Лукьянов М.Н.	42
Каратеев И.А.	54	Лыкова О.Н.	183
Карелин Р.Д.	95	Люльчак П.С.	140, 148, 164, 180
		Ляпин С.Г.	22

Магамедова С.Г.	98	Оджаев Р.К.	160
Майер Г.Г.	124–127	Орлов А.	82
Макаров А.С.	128	Орлова Т.С.	19
Макаров В.В.	21	Осинская Ю.В.	98
Максимова Д.С.	117	Осинцев К.А.	114, 143
Малашенко В.В.	156	Остриков В.О.	134
Малашенко Т.И.	156	Остриков О.М.	133, 134
Мандрыгин С.А.	131	Острикова М.Я.	133
Манохин С.С.	175, 176	Панов Д.В.	101
Мартыненко Н.С.	11	Панова Г.А.	96
Марченкова Е.Б.	21	Пантюхова О.Д.	115
Матвиенко О.В.	57, 76	Панфилов П.Е.	59
Маширов А.В.	40, 47, 83	Панченко Е.Ю.	65
Мелехов Д.Л.	131	Панченко И.А.	143
Мельников Е.В.	123–127	Панченко М.Ю.	106, 124–127
Метлов Л.С.	24, 52, 99	Пархимович Н.Ю.	32
Мирончук Б.С.	97	Пахомов М.А.	74, 75
Митрофанов Ю.П.	162	Пацелов А.М.	26
Митюк В.И.	71, 83	Перкас М.М.	95
Михайловская А.В.	53	Пермякова И.Е.	157
Михлин Ю.А.	35	Перов Н.С.	38
Михно А.С.	106	Першина Е.А.	102
Мишетьян А.Р.	60	Петров А.В.	69
Мишин И.П.	183	Петров А.О.	40
Могучева А.А.	48	Петров И.С.	184, 186
Морозов Е.В.	52, 99	Петрова А.Н.	33
Москвина В.А.	124–127	Петухов Б.В.	27
Московский С.В.	137	Пиженин Д.Г.	160
Мочуговский А.Г.	53	Пилюгин В.П.	26
Музалевский В.Д.	18	Пименов Е.В.	101
Мулюков Р.Р.	68	Пискунов А.В.	146
Мурадимова Л.Ф.	45	Плужникова Т.Н.	35–39
Мурзинова М.А.	32	Поздняков А.В.	53
Мусабилов И.И.	68	Покоев А.В.	98, 163
Муслимов А.Э.	142	Полякова К.А.	79
Муслов С.А.	111	Поникарова И.В.	180
Мухаметгалина А.А.	32	Попов А.Г.	3
Мушников Н.В.	3	Попов В.В.	170
Назаров А.А.	32	Попова Л.А.	178
Найденкин Е.В.	183	Прокофьев С.И.	104, 181
Нарыкова М.В.	176	Прокошкин С.Д.	79
Наумова Е.А.	94	Прохоров Д.В.	50, 51, 86, 87, 107
Наумова Е.А.	95	Пузынин И.В.	182
Нгуен Хоан Суан	96	Пузынина Т.П.	182
Невский С.А.	131	Пушин А.В.	21
Некрасов А.Р.	88	Пушин В.Г.	21
Несолонов А.В.	69, 70, 73	Пушкин М.С.	26
Нечаев Ю.С.	119	Пшонкин Д.Е.	41
Никулин С.А.	96	Рааб Г.И.	49
Нохрин А.В.	144–146	Рабкин Е.	188
Нырков Н.Ю.	72	Разоренов С.В.	33
Овсепян С.В.	175	Рамазанов К.Н.	125
		Распосиенко Д.Ю.	33

Раточка И.В.	183	Федосеев В.Б.	135, 136
Ребров Т.В.	44	Федотов Д.Ю.	36, 38
Реснина Н.Н.	139, 140, 147, 149–154, 180	Федотов С.Ю.	52
Реунова К.А.	124–127	Филиппов В.Г.	31
Римский Г.С.	83	Филиппов Г.А.	15, 60, 118
Рогачев С.О.	94–96	Филиппова В.П.	101
Романов Д.А.	137	Филоненко В.П.	22
Рубаник В.В.	139, 171	Филонова Е.В.	175
Рубаник В.В.мл.	139	Филяков А.Д.	137
Рубанникова Ю.А.	138	Фролов А.В.	82
Рыклина Е.П.	14, 79	Фролова Н.Ю.	46
Сарычев В.Д.	131	Фукс А.А.	112, 113
Сафаргалина З.А.	187	Хабибуллина И.А.	67, 110
Сафаров И.М.	68	Хайруллин М.Ф.	45
Светогоров Р.Д.	54	Ханаев В.М.	78
Свирид А.Э.	21	Хаткевич В.М.	95
Семенов В.Н.	166	Хвостунков К.А.	87, 160, 161
Семенов М.Ю.	141	Хейфец А.Э.	46
Сибирев А.В.	153	Хлебникова Ю.В.	120
Сиваченко А.П.	61	Хлопков Е.А.	77, 78
Ситников Н.Н.	52, 67, 110	Ховайло В.В.	100
Скворцов А.А.	41, 43	Ходос И.И.	105
Скворцова А.А.	42	Хоменко А.В.	24
Смирнов И.В.	77	Хон Ю.А.	159
Смолович А.	82	Хоник В.А.	28, 84, 128, 162
Соколовская Э.А.	16	Хрипливец И.А.	30
Соловьева Ю.В.	115, 116	Христов И.Г.	182
Соснин К.В.	137	Христова Р.Д.	182
Сперанский К.А.	190	Цвик Я.	100
Старенченко В.А.	115, 116	Чевская О.Н.	31, 60
Старенченко С.В.	115	Чегуров М.К.	145
Столяров В.В.	74, 75	Черетаева А.О.	34, 119
Страумал А.Б.	107	Чернышева Т.Ю.	44
Страумал Б.Б.	9, 105, 161, 188	Чернышихин С.В.	184, 186
Страумал П.Б.	11	Чернявская Н.В.	78
Струг Р.	188	Черняева Е.В.	171
Суаридзе Т.Р.	120	Чиркова В.В.	121, 172, 173
Сундеев Р.В.	34, 94, 110, 165	Чувильдеев В.Н.	144–146
Сурсаева В.Г.	166	Чумляков Ю.И.	65
Суслов Д.С.	69	Чунг Ф.В.	82
Счастливец В.М.	17	Шабалов И.П.	31, 60
Терентьев Ю.А.	40, 69	Шавров В.Г.	23, 40, 47, 52, 69–71, 73, 80–82, 99, 100, 155
Терешина И.С.	54	Шадрина Я.С.	144, 146
Техтелев Ю.В.	24, 99	Шалимова А.В.	165
Тимкин В.Н.	55	Шаповалов В.А.	80
Токмачева-Колобова А.Ю.	176	Шаповалов В.В.	80
Толмачев Т.П.	26	Шарипов З.А.	182
Томчук А.А.	34, 45	Шаяхметова Э.Р.	32
Тохметова А.Б.	65	Шеляков А.В.	23, 52, 67, 110, 154
Тумбусова И.А.	124		
Тухлиев З.К.	182		
Тюрин А.И.	105		
Федоров В.А.	35–39		

Шибков А.А.	62–64	Kormyshev V.E.	132
Ширинкина И.Г.	33	Korotitskiy A.	25
Шишулин А.В.	135, 136	Korzhov V.P.	90, 92
Шишулина А.В.	136	Kritchenkov A.S.	169
Шлыкова А.А.	37, 38	Kruhliashou A.A.	167
Шолин И.А.	102	Kurlov V.N.	92
Штанский Д.В.	8	Lutsko V.F.	167, 168
Шурыгина Н.А.	34, 119	Mani Prabu S.S.	140, 151, 180
Юзбекова Д.Ю.	48	Manikandan M.	140, 150, 151
Юсупов В.С.	95	ManiPrabhu S.S.	150
Яковлев А.В.	37	Nikifarava I.V.	167, 168
Якупов Д.Ф.	138	Ostapovets A.	174
Янушкевич Ж.Ч.	122	Palani I.A.	140, 150, 151, 180
Янушкевич К.И.	83	Pashkevich Yu.G.	169
Япарова Е.Н.	152	Pelais-Barranco A.	73
		Petrova-Burkina O.A.	169
Anshu S.	140	Pham Van Trinh	168
Anshu Sahu	180	Prokoshkin S.	25
Blinovac E.	25	Qiao J.C.	128
Brailovski V.	25	Rubanik V.V.	167–169
Bui Hung Thang	168	Rubanik V.V.jr	167–169
Chen Xizhang	129	Sahu Anshu	151
Cizmar E.	169	Salak A.	167
Doan Dinh Phuong	168	Salak A.N.	169
Dubinskiy S.	25	Savitsky V.O.	168
Fedorchenko A.V.	169	Sheremetyev V.	25
Feher A.	169	Silva R.M.	167
Fertman E.L.	169	Subramani R.	82
Geng Yanfei	129	Tabachkova N.	25
Glezer A.	25, 132	Tran Van Hau	168
Gromov V.E.	132	Verma R.Král L.	174
Ivanov Yu.F.	132	Vieira D.E.L.	169
Jayachandran S.	140, 150, 151, 180	Xizhang Chen	130
Khvostunkov K.A.	92	Yanhu Wang	130
Kiiko V.M.	92	Zverev V.N.	90
Konopatsky A.	25		
Konovalov S.	129, 130		

Содержание

	Стр.
Мушников Н.В., Попов А.Г., Лукшина В.А НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.001	3
Головин Ю.И. НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ И СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ИХ ИССЛЕДОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.002	4
Карпов М.И. АДДИТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СОЗДАНИИ ПРОДУКЦИИ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.003	5
Бражкин В.В. УГЛЕРОД И МАТЕРИАЛЫ НА ЕГО ОСНОВЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.004	6
Валиев Р.З. НАНОСТРУКТУРНЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.005	7
Штанский Д.В. ИННОВАЦИОННЫЕ ПОДХОДЫ К СОЗДАНИЮ БАКТЕРИЦИДНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.006	8
Страумал Б.Б. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.007	9
Ботвина Л.Р. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДИНАМИЧЕСКОЙ ФРАГМЕНТАЦИИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.008	10
Страумал П.Б., Мартыненко Н.С. ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ СПЛАВОВ Cu–Cr–N и Cu–Cr–Nb–Zr ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.009	11
Колобов Ю.Р. ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ ОБРАБОТКЕ ЛАЗЕРНЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ФЕМТО- И НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.010	13
Рыклина Е.П. О ВОСПРОИЗВОДИМОСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА (ОБЗОР)	14

DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.011	
Филиппов Г.А. ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.012	15
Кудря А.В., Соколовская Э.А. РАЗРУШЕНИЕ СРЕДЫ С НЕОДНОРОДНОЙ СТРУКТУРОЙ. МЕТОДЫ ОЦЕНКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.013	16
Гундырев В.М., Зельдович В.И., Счастливец В.М. КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.014	17
Антонов В.Е., Музалевский В.Д. ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ ВОДОРОДА С СИММЕТРИЧНЫМ КУПОЛОМ РАССЛОЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.015	18
Орлова Т.С. ВЛИЯНИЕ НЕРАВНОВЕСНОГО СОСТОЯНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО Al И Al-Zr СПЛАВОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.016	19
Кийко В.М. НЕХРУПКИЕ КОМПОЗИТЫ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ И КОМПОЗИТНЫМИ ОКСИДНЫМИ ВОЛОКНАМИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.017	20
Пушин В. Г., Куранова Н. Н., Макаров В. В., Марченкова Е. Б., Белослудцева Е. С., Пушин А. В., Свирид А. Э. ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ: ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, КРИСТАЛЛОГРАФИЯ, ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.018	21
Борисова П.А., Блантер М. С., Бражкин В. В., Ляпин С.Г., Филоненко В. П. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ФУЛЛЕРЕНОВ С МЕТАЛЛАМИ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ И ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.019	22
Иржак А.В., Коледов В.В., Лега П.В., Шавров В.Г., Шеляков А.В. ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ МИКРО- И НАНОМЕХАНИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ НА ОСНОВЕ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.020	23
Метлов Л.С., Хоменко А.В., Глезер А.М., Техтелев Ю.В. СТОХАСТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ДВУХМОДОВОГО РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН ПРИ МПД DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.021	24
Prokoshkin S., Dubinskiy S., Korotitskiy A., Sheremetyev V., Konopatsky A., Glezer A., Brailovski V., Vlinovac E., Tabachkova N.	25

NANOSTRUCTURES AND STRESS-INDUCED TRANSFORMATION IN THERMOMECHANICALLY TREATED TITANIUM NICKELIDE DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.022	
Гринберг Б.А., Иванов М.А., Пилюгин В.П., Пушкин М.С., Толмачев Т.П., Пацелов А.М. КРЕМНЕКИСЛОРОДНЫЕ ТЕТРАЭДРЫ КВАРЦА И ПРОЦЕССЫ КОНСОЛИДАЦИИ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.023	26
Петухов Б.В. АКТИВАЦИОННО-ТУННЕЛЬНАЯ ДИНАМИКА ПРОТЯЖЕННЫХ СИСТЕМ В ПЕРИОДИЧЕСКОМ ПОТЕНЦИАЛЬНОМ РЕЛЬЕФЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.024	27
Кобелев Н.П., Хоник В.А. МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА: НОВЫЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И РЕЛАКСАЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.025	28
Аронин А.С., Абросимова Г.Е. НАНОСТРУКТУРА, ОБРАЗОВАННАЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ, ПРИ НАГРЕВЕ И ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.026	29
Хрипливец И.А., Глезер А.М. МОРФОЛОГИЯ ПОЛОС СДВИГА В ОБЪЕМНОМ АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ В РЕЗУЛЬТАТЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.027	30
Коростелев А.Б., Филиппов В.Г., Шабалов И.П., Чевская О.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННОМУ РАССТРЕКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ СВЕРХНИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.028	31
Жиляев А.П., Мурзинова М.А., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А., Пархимович Н.Ю., Шаяхметова Э.Р. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СВАРКЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.029	32
Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Петрова А.Н., Распоиенко Д.Ю., Разоренов С.В., Аюпян Т.К. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА НИКАЛИНА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.030	33
Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Сундеев Р.В., Томчук А.А. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.031	34

<p>Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Балыбин Д.В., Березнер А.Д., Михлин Ю.А. ОСОБЕННОСТИ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА ЧЕРЕЗ МЕМБРАНУ ИЗ АМОРФНОГО СПЛАВА $Fe_9Si_6B_2$ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.032</p>	35
<p>Федоров В.А., Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Васильева С.В. МЕХАНИЗМЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛЕНТОЧНЫХ ОБРАЗЦОВ АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Co DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.033</p>	36
<p>Федоров В.А., Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ Zr, ФОРМИРУЕМОЙ ПРИ ИМПЛАНТАЦИИ ИОНОВ АЗОТА И АРГОНА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.034</p>	37
<p>Федоров В.А., Березнер А.Д., Перов Н.С., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Шлыкова А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА И ЖЕЛЕЗА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.035</p>	38
<p>Федоров В.А., Бойцова М.В., Плужникова Т.Н. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАФИОЛЕТОВОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ОБЪЕМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.036</p>	39
<p>Петров А.О., Маширов А.В., Коледов В.В., Терентьев Ю.А., Каманцев А.П., Колесов К.А., Шавров В.Г. МЕХАНИЧЕСКОЕ РАЗРУШЕНИЕ ВТСП $YBa_2Cu_3O_7$ ПРИ ЗАХВАТЕ МАГНИТНОГО ПОТОКА НИЖЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ПЕРЕХОДА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.037</p>	40
<p>Скворцов А.А., Пшонкин Д.Е. ЭФФЕКТЫ МАГНИТНОЙ ПАМЯТИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА, ВЫЗВАННЫЕ МИКРОСКОПИЧЕСКИМИ Fe-СОДЕРЖАЩИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.038</p>	41
<p>Лукьянов М.Н., Скворцова А.А. ЭВОЛЮЦИЯ МОРФОЛОГИИ ПОРИСТОГО ДИАТОМИТА ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.039</p>	42
<p>Гнатюк Е.О., Скворцов А.А. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ГИПОТЕЗЫ ЛИНЕЙНОГО СУММИРОВАНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ АНАЛИЗЕ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.040</p>	43
<p>Чернышева Т.Ю., Волков А.Е., Евард М.Е., Ребров Т.В. ТЕНЗОР ДЕФОРМАЦИИ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ РЕСУРС ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ $Ti-Zr$ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.041</p>	44
<p>Томчук А.А., Мурадимова Л.Ф., Железный М.В., Хайруллин М.Ф. ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА ПАРАМЕТРЫ РЕШЁТКИ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ЧИСТЫХ</p>	45

ФЕРРОМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.042	
Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Дегтярев А.А. ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СХОЖДЕНИИ МЕДНЫХ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.043	46
Маширов А.В., Каманцев А.П., Коледов В.В., Шавров В.Г. СМЕЩЕНИЕ ХАРАКТЕРНЫХ ТЕМПЕРАТУР ПРИ МАРТЕНСИТНОМ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ В МИКРОРАЗМЕРНОМ СПЛАВЕ Ni–Mn–Ga–Cu DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.044	47
Борисова Ю.И., Юзбекова Д.Ю., Могучева А.А. МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СТАЛИ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА Fe–18%Cr–8%Ni ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.045	48
Аксенов Д.А., Асфандияров Р.Н., Рааб Г.И., Барышников М.П. ТЕПЛОВОЙ ЭФФЕКТ ДЕФОРМАЦИИ И ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Cu–0,6Cr В УСЛОВИЯХ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.046	49
Прохоров Д. В., Коржов В. П. СТРУКТУРА И ЖАРОПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ (Nb–V)-СПЛАВОВ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ С АЛЮМИНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.047	50
Прохоров Д. В., Карпов М. И., Коржов В. П., Кийко В. М., Желтякова И. С. ПОЛЗУЧЕСТЬ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА ИЗ Nb-СПЛАВА С КАРБИДО-СИЛИЦИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.048	51
Морозов Е.В., Кузнецов Д.Д., Быбик М.С., Коледов В.В., Шавров В.Г., Федотов С.Ю., Знаменская И.А., Кули-заде Т.А., Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Метлов Л.С. ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЭЛАСТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВЕ Ti₂NiCu В РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.049	52
Мочуговский А.Г., Михайловская А.В., Поздняков А.В. ВЛИЯНИЕ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА КИНЕТИКУ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА МАГНАЛИЕВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.050	53
Акимова О.В., Терешина И.С., Велигжанин А.А., Светогоров Р.Д., Каратеев И. А. ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО ГИДРИРОВАНИЯ НА ПОДСИСТЕМУ ДЕФЕКТОВ СПЛАВА Pd–Y DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.051	54
Жапова Д.Ю., Гришков В.Н., Лотков А.И., Тимкин В.Н., Гусаренко А.А. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ РАЗВИТИЯ НЕУПРУГОЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗГИБЕ И КРУЧЕНИИ КРУПНОЗЕРНИСТЫХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА Ti_{49.3}Ni_{50.7}(АТ.%)	55

DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.052	
Лотков А.И., Батурин А.А., Копылов В.И., Гришков В.Н., Лаптев Р.С. ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЁПЛОГО РАВНОКАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.053	56
Матвиенко О.В., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СО- СТОЯНИЯ СОСТАВНОЙ ТРУБЫ ИЗ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО СПЛА- ВА НА ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.054	57
Данейко О.И., Ковалевская Т.А. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО ГЦК-МАТЕРИАЛА С НЕКО- ГЕРЕНТНЫМИ ЧАСТИЦАМИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.055	58
Панфилов П.Е. О ВОЗМОЖНОСТИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ПОЛИКРИ- СТАЛЛИЧЕСКОГО РЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.056	59
Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Филиппов Г.А., Чевская О. Н. ЛОКАЛЬНЫЙ ТРИП-ЭФФЕКТ В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ С РАЗ- НОЙ СТРУКТУРОЙ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА ЛИСТОВОГО ПРОКА- ТА И ТРУБ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.057	60
Сиваченко А.П., Дильмиева Э.Т., Коледов В.В., Иванова А.И. ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ Ni-Mn-Ga ДЛЯ РЕАЛИ- ЗАЦИИ МАКСИМАЛЬНОГО ЭФФЕКТА МАГНИТНОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.058	61
Желтов М.А., Гасанов М.Ф., Денисов А.А., Золотов А.Е., Шибков А.А. ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ НА ДИНАМИКУ ПОЛОС ПОРТЕВЕНА- ЛЕ ШАТЕЛЬЕ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.059	62
Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Кочегаров С.С., Шибков А.А. ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ И РАЗРУШЕНИИ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЕВОГО СПЛАВА В ВОДНОЙ СРЕДЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.060	63
Кочегаров С.С., Шибков А.А. ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.061	64
Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. ПЕРЕОРИЕНТАЦИЯ МАРТЕНСИТНЫХ ВАРИАНТОВ ПОД НАГРУЗКОЙ В СОСТАРЕННЫХ В МАРТЕНСИТЕ МОНОКРИСТАЛЛАХ ФЕРРОМАГНИТ- НОГО СПЛАВА Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ (ат. %) DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.062	65
Левашов Е. А., Капланский Ю. Ю., Коротницкий А.В.	66

<p>ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И IN-SITU ДИАГНОСТИКА СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ NiAl, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ ГИП И СЛС DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.063</p>	
<p>Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Хабибуллина И.А., Бородако К.А., Дядечко А.А. ОСОБЕННОСТИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА Ti₅₀Ni₂₀Cu ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В ПРЕДЕЛАХ АМОРФНОГО СОСТОЯНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.064</p>	67
<p>Мусабилов И.И., Сафаров И.М., Галеев Р.М., Гайфуллин Р.Ю., Гаджиев А.Б., Алиев А.М., Коледов В.В., Мулюков Р.Р. МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ni-Mn-Ga-Si ПОДВЕРГНУТОМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТОДОМ ВСЕСТОРОННЕЙ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КОВКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.065</p>	68
<p>Быбик М.С., Зыбцев С.Г. Калашников В.С., Коледов В.В., Кузнецов Д.Д., Несоленин А.В., Петров А.В., Суслов Д.С., Терентьев Ю.А., Шавров В.Г. ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.066</p>	69
<p>Калашников В. С., Андреев В. А., Коледов В. В., Гундеров Д.В., Кузнецов Д.Д., Несоленин А.В., Быбик М.С., Шавров В.Г. ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni-Ti С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.067</p>	70
<p>Вальков В.И., Каменев В.И., Головчан В.И., Грибанов И.Ф., Коледов В.В., Шавров В.Г., Митюк В.И. МАГНИТНЫЕ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В СИСТЕМАХ С РЕВЕРСИВНЫМИ ПЕРЕХОДАМИ 1-ГО РОДА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.068</p>	71
<p>Грибанов И.Ф., Головчан А.В., Коледов В.В., Каменев В.И., Нырков Н.Ю. ВЛИЯНИЕ РАЗРУШАЮЩИХ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ МАГНИТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ НА МАГНИТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ НЕКОТОРЫХ МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИХ СПЛАВОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.069</p>	72
<p>Калашников В.С., Коледов В.В., Relais-Barranco A., Кузнецов Д.Д., Несоленин А.В., Быбик М.С., Шавров В.Г. ТЕРМОУПРУГИЙ МАРТЕНСИТНЫЙ ПЕРЕХОД И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКЕ (Pb_{0.95}La_{0.05})(Zr_{0.65}Ti_{0.35})_{0.9875}O₃ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.070</p>	73
<p>Пахомов М.А., Корольков О.Е., Столяров В.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ С ТОКОМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.071</p>	74
<p>Пахомов М.А., Корольков О.Е., Столяров В.В. ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МОНОКРИСТАЛЛЕ</p>	75

DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.072	
Матвиенко О.В., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕПЛООВОГО РАСШИРЕНИЯ МАТРИЦЫ И УПРОЧНЯЮЩЕЙ ЧАСТИЦЫ НА ПРЕДЕЛ ТЕКУЧЕСТИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННОГО СПЛАВА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.073	76
Хлопков Е.А., Дмитриевский А.А., Смирнов И.В., Бурховецкий В.В., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н. ОСОБЕННОСТИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.074	77
Киселев А.Ю., Хлопков Е.А., Чернявская Н.В., Бурховецкий В.В., Курушкин Д.В., Ханаев В.М., Камаев А.О., Волков Г.А., Вьюненко Ю.Н. РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ЗОНЕ СВАРКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.075	78
Полякова К.А., Комаров В.С., Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д. МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ РЕЖИМОВ СТАРЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.076	79
Шаповалов В.А., Шаповалов В.В., Коледов В.В., Шавров В.Г., Вальков В.И., Каманцев А.П., Дильмиева Э.Т. САМООРГАНИЗАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛА $Li_{0,5}Ga_{2,5}O_4$ ШПИНЕЛИ И РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАГНИТНЫХ $3d^5$ ИОНОВ МАРГАНЦА В $Li_{0,5}Ga_{2,5}O_4$ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.077	80
Лега П.В., Коледов В.В., Шавров В.Г. ТЕРМОУПРУГИЙ МАРТЕНСИТНЫЙ ПЕРЕХОД И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ Ti_2NiCu НА МИКРО- И НАНОМАСШТАБЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.078	81
Шавров В.Г., Лега П.В., Коледов В.В., Орлов А., Смолевич А., Фролов А.В., Чунг Ф.В., Subramani R., Клинов Д.В. ИЗМЕРЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИОПОЛИМЕРНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ НАНОМЕХАНИЧЕСКИХ ИНСТРУМЕНТОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.079	82
Римский Г.С., Митюк В.И., Янушкевич К.И., Коледов В.В., Маширов А.В., Вальков В.И., Головчан А.В. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ $Mn_{1-x}Co_xNiGe$ ($0.05 \leq x \leq 0.20$) DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.080	83
Кретова М.А., Кончаков Р.А., Кобелев Н.П., Хоник В.А. ДИА- И ПАРАЭЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТЫ В $FeNiCrCoCu$ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.081	84
Калетина Ю.В., Калетин А.Ю., Герасимов Е.Г. СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ $Ni-Mn-Sn$ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.082	85

<p>Желтякова И. С., Коржов В. П., Кийко В.М., Прохоров Д. В. ЖАРОПРОЧНОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Mo/(Si-C) DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.083</p>	86
<p>Желтякова И. С., Коржов В. П., Кийко В.М., Прохоров Д. В., Хвостунков К.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЧНОСТИ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Mo/(Si-B) И Mo/(Si-C) DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.084</p>	87
<p>Коржов В.П., Кийко В.М., Курлов В.Н., Некрасов А.Р. О МИКРОСТРУКТУРЕ И ВЗАИМОДЕЙСТВИИ САПФИРОВЫХ ВОЛОКОН С МАТРИЦЕЙ СЛОИСТОГО Ti/Al-КОМПОЗИТА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.085</p>	88
<p>Korzhov V.P., Zverev V.N. SUPERCONDUCTIVE MULTI-LAYER TAPE FOR MEDICAL MR TOMOGRAPHERS, MANUFACTURED ON SOLID PHASE TECHNOLOGY DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.086</p>	90
<p>Korzhov V.P., Kiiiko V.M., Kurlov V.N., Khvostunkov K.A. MICROSTRUCTURE OF LAYERED COMPOSITE WITH MATRIX FROM Nb-C-Al AND TOTAL NON-INTERACTION WITH IT REINFORCING SAPPHIRE FIBERS DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.087</p>	92
<p>Коржов В.П. КАРБИДНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.088</p>	93
<p>Рогачев С.О., Наумова Е.А., Васильева Е.С., Сундеев Р.В. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВАХ «АЛЮМИНИЙ-КАЛЬЦИЙ», «АЛЮМИНИЙ-ЦЕРИЙ», «АЛЮМИНИЙ-ЛАНТАН» ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.089</p>	94
<p>Рогачев С.О., Наумова Е.А., Карелин Р.Д., Андреев В.А., Перкас М.М., Юсупов В.С., Хаткевич В.М. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭВТЕКТИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al-Ca-Mn-Fe-Zr-Sc ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.090</p>	95
<p>Кругляков А.А., Никулин С.А., Рогачев С.О., Нгуен Хоан Суан, Лебедева Н.В., Панова Г.А. ЯВЛЕНИЕ ГОРЯЧЕГО НАКЛЕПА В ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ ШТАМПОВОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.091</p>	96
<p>Мирончук Б.С., Дрозденко А.А., Божко С.И., Абросимова Г.Е., Аронин А.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Al И Fe ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.092</p>	97
<p>Осинская Ю.В., Покоев А.В., Магамедова С. Г. ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СТАРЕ-</p>	98

НИИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК9 DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.093	
Метлов Л.С., Коледов В.В., Шавров В.Г., Морозов Е.В., Кузнецов Д.Д., Быбик М.С., Дильмиева Э.Т., Калашников В.С., Тхетелев Ю.В. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ ОБРАЗЦА СПЛАВА Ti₂NiCu С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПЕРЕХОДОМ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.094	99
Дильмиева Э.Т., Кошкидько Ю.С., Коледов В.В., Ховайло В.В., Цвик Я. Шавров В.Г. РОЛЬ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ ПРИ ФОРМИРОВАНИИ МАРТЕНСИТА И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА СЕМЕЙСТВА Ni–Mn–Ga DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.095	100
Блинова Е.Н., Либман М.А, Панов Д.В., Пименов Е.В., Филиппова В.П ВЛИЯНИЕ СВЕРХБЫСТРОГО НАГРЕВА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВАХ Fe–Cr–Ni, ПОДВЕРГНУТЫХ БОЛЬШИМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМАЦИЯМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.096	101
Дрозденко А.А., Абросимова Г.Е., Першина Е.А., Шолин И.А., Аронин А.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ МАССИВНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА Zr₅₅Cu₃₀Al₁₀Ni₅ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.097	102
Абросимова Г.Е., Волков Н.А., Аронин А.С. ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ НА ПРЕКУРСОРАХ С ОЦК РЕШЕТКОЙ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.098	103
Горнакова А.С., Прокофьев С.И. ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ МЕЖФАЗНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ НАТЯЖЕНИЙ В СПЛАВЕ Ti–6Al–4V DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.099	104
Горнакова А.С., Афоникова Н.С., Ходос И.И., Тюрин А.И., Страумал Б.Б. ТВЕРДОСТЬ И МОДУЛЬ ЮНГА СПЛАВА Ti–2.2 ВЕС.% Fe ПОСЛЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ И КВД DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.100	105
Панченко М.Ю., Астафурова Е.Г., Михно А.С. ВЛИЯНИЕ МЕЖЗЕРЕННЫХ И МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ С δ-ФЕРРИТОМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.101	106
Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н., Прохоров Д.В., Желтякова И.С., Страумал А.Б. СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ САПФИРНИОБИЕВОГО ВОЛОКНИСТО-СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.102	107
Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О. СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ ВОЛОКОН ЭВТЕКТИЧЕ-	108

СКОГО СОСТАВА САПФИР–АЛЮМОИТТРИЕВЫЙ ГРАНАТ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.103	
Кийко В.М., Курлов В.Н. ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВОЛОКОН САПФИРА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СТЕПАНОВА И ВНУТРЕННЕЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.104	109
Ситников Н.Н., Сундеев Р.В., Хабибуллина И.А., Шеляков А.В., Высотина Е.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ $Ti_{50}Ni_{20}Cu_{30}$ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.105	110
Муслов С.А. КОЭФФИЦИЕНТ ПУАССОНА КРИСТАЛЛОВ TiNi DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.106	111
Аксенов О.И., Фукс А.А., Аронин А.С. ВЛИЯНИЕ РАСТЯГИВАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА КОЭРЦИТИВНУЮ СИЛУ АМОРФНЫХ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МИКРОПРОВОДОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.107	112
Фукс А.А., Аксенов О.И., Аронин А.С. ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ СОСТАВА $Fe_{73.8}Si_{13}B_{9.1}Cu_1Nb_{3.1}$ ПРИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И ВОЗДЕЙСТВИИ ВНЕШНИХ НАПРЯЖЕНИЙ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.108	113
Жуков Д.В., Коновалов С.В., Осинцев К.А. ИЗМЕНЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ СВАРКЕ ТРУБ С ПРОТЯЖЕННЫМИ ПЛОСКОСТНЫМИ ДЕФЕКТАМИ СТЕНКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.109	114
Соловьева Ю.В., Пантюхова О.Д., Старенченко В.А., Старенченко С.В. МОДЕЛЬ ДЕФОРМАЦИОННОГО ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ СУБСТРУКТУРЫ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ, УПОРЯДОЧЕННЫХ ПО ТИПУ $L1_2$ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.110	115
Липатникова Я.Д., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Белов Н.Н., Валуйская Л.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОТЕРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СВОЙСТВ ЖАРОПРОЧНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ МЕТОДОМ МНОГОУРОВНЕВОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.111	116
Антанович А.А., Колесников С.А., Максимова Д.С. РАСЧЕТНЫЕ ОЦЕНКИ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ИХ ПРОИЗВОДСТВЕ И ЭКСПЛУАТАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.112	117
Буржанов А.А. Филиппов Г.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРУ И ПРЕДЕЛЬНУЮ ГОРЯЧУЮ ПЛАСТИЧНОСТЬ ТРИП-СТАЛИ 23X15H5CM3Г	118

DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.113	
Нечаев Ю.С., Александрова Н.М., Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Денисов Е.А. МЕТОДОЛОГИЯ И РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗУЧЕНИЯ ОСНОВНЫХ СОСТОЯНИЙ И ХАРАКТЕРИСТИК ВОДОРОДА В ГРАФЕНЕ, ГРАФИТЕ И СТАЛЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.114	119
Хлебникова Ю.В., Суаридзе Т.Р., Егорова Л.Ю. ЭПИТАКСИАЛЬНЫЕ ТЕКСТУРИРОВАННЫЕ ЛЕНТЫ-ПОДЛОЖКИ ИЗ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ДОПОЛНИТЕЛЬНО УПРОЧНЕННЫЕ ЗА СЧЕТ СТАРЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.115	120
Волков Н.А., Чиркова В.В., Абросимова Г.Е. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПОНЕНТА НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Co-Fe-В ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.116	121
Долженко А.С., Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О. УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ПРОКАТКИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ ОТПУСКА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.117	122
Мельников Е.В., Астафурова Е.Г. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ НАВОДОРОЖИВАНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18N9T ПРИ ХИМИКО-ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.118	123
Астафуров С.В., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Москвина В.А., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Тумбусова И.А., Астафурова Е.Г. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ Fe-22Cr-26Mn-1,3V-0,2Ni-0,7C-1,2N DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.119	124
Москвина В.А., Майер Г.Г., Астафурова Е.Г., Рамазанов К.Н., Есипов Р.С., Астафуров С.В., Панченко М.Ю., Реунова К.А., Мельников Е.В. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА НАСЫЩАЮЩЕГО ГАЗА ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.120	125
Астафурова Е.Г., Реунова К.А., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА FeMnCrNiCo АЗОТОМ И УГЛЕРОДОМ: МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.121	126
Реунова К.А., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Панченко М.Ю., Майер Г.Г., Москвина В.А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА FeMnCrNiCo, ЛЕГИРОВАННОГО АЗОТОМ	127

DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.122	
Макаров А.С., Гончарова Е.В., Афонин Г.В., Qiao J.С., Кобелев Н.П., Хоник В.А. КИНЕТИЧЕСКИЙ ЗАКОН ДЛЯ УДЕЛЬНОГО ТЕПЛОВОГО ПОТОКА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ ОБЪЕМНЫХ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.123	128
Geng Yanfei, Konovalov S., Chen Xizhang THE EFFECT OF ELECTRON BEAM PARAMETERS ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOYS DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.124	129
Yanhu Wang, Konovalov S., Xizhang Chen THE RESEARCH OF Fe–Cr–Al ALLOY MADE BY WIRE ARE ADDITIVE MANUFACTURING TECHNOLOGY DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.125	130
Невский С.А., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Мелехов Д.Л., Мандрыгин С.А., Громов В.Е. ГИДРОДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР ПРИ ЭЛЕКТРОННО ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.126	131
Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu. F., Glezer A.M. STRUCTURAL PHASE STATES AND PROPERTIES OF 100-M RAILS AFTER LONG-TERM OPERATION DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.127	132
Острикова М.Я., Остриков О.М. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АНТИСЕПТИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.128	133
Остриков В.О., Остриков О.М. МЕТОД РЕШЕНИЯ УРАВНЕНИЯ ДВИЖЕНИЯ МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЫ В ФЕРРОМАГНИТНОМ МОНОКРИСТАЛЛЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.129	134
Шишулин А.В., Федосеев В.Б. РАВНОВЕСНЫЙ ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ВЗАИМНАЯ РАСТВОРИМОСТЬ КОМПОНЕНТОВ В НАНОЧАСТИЦАХ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ ТЯЖЕЛОГО ПСЕВДОСПЛАВА W–Cr DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.130	135
Шишулин А.В., Федосеев В.Б., Шишулина А.В. О ПОНИЖЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ КЮРИ В ПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.131	136
Романов Д.А., Московский С.В., Соснин К.В., Филяков А.Д., Громов В.Е. ВЫПОЛНЕНИЕ ТЕСТОВОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО НАПЫЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ WC–Ag DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.132	137
Рубанникова Ю.А., Абатурова А.А., Якупов Д.Ф., Загуляев Д.В. ЗАВИСИМОСТИ ВЕЛИЧИНЫ ОБЛАСТИ КОГЕРЕНТНОГО РАССЕЯНИЯ И МИКРОИСКАЖЕНИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ Al–Si СПЛАВОВ ОТ	138

ПЛОТНОСТИ ЭНЕРГИИ ПУЧКА ЭЛЕКТРОНОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.133	
Реснина Н.Н., Рубаник В.В.мл., Беляев С.П., Рубаник В.В., Кулак М.М., Калганов В.Д., Колодинская Н.С. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.134	139
Беляев С.П., Palani I.A., Реснина Н.Н., Mani Prabu S.S., Бикбаев Р.М., Jayachandran S., Карасева У.П., Люльчак П.С., Manikandan M., Anshu S., Калганов В.Д. СПЛАВЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ TiNi, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.135	140
Семенов М.Ю., Королев И.П., Арестов В. ПОСТРОЕНИЕ ПАРНЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ МОРЗЕ ДЛЯ НИКЕЛЯ И КОБАЛЬТА НА ОСНОВЕ УТОЧНЕНИЯ ЗНАЧЕНИЙ ПАРАМЕТРА ГРЮНАЙЗЕНА И АТОМНОЙ СЖИМАЕМОСТИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.136	141
Исмаилов А.М., Алиев И.Ш., Гаджиев М.Х., Муслимов А.Э. ФОРМИРОВАНИЕ ОКСИНИТРИДОВ В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ В АЗОТНОЙ ПЛАЗМЕ В ОТКРЫТОЙ АТМОСФЕРЕ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.137	142
Осинцев К.А., Коновалов С. В., Громов В. Е., Панченко И. А. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Co-Cr-Fe-Ni НА ОСНОВЕ РАСЧЕТА ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.138	143
Нохрин А.В., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Шадрина Я.С., Берендеев Н.Н., Бобров А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПРОВОДНИКОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.139	144
Нохрин А.В., Лихницкий К.В., Востоков М.М., Чегуров М.К., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Андреев П.В., Гудзь Д.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.140	145
Нохрин А.В., Шадрина Я.С., Бобров А.А., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Лихницкий К.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ Al-Mg-(Sc+Zr = 0.32%) DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.141	146
Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н. МОДЕЛИРОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ОБЪЕМНОЙ ДОЛИ МАРТЕНСИТА В	147

ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТНОГО ПЕРЕХОДА В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.142	
Волков А.Е., Люльчак П.С. МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.143	148
Габриелян А.Х., Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ Ti49Ni51 В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.144	149
Карасева У.П., Бикбаев Р.М., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Palani I.A., ManiPrabhu S.S., Manikandan M., Jayachandran S. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ СЖАТИИ ТРЕХСЛОЙНОГО ОБРАЗЦА СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ WAAM DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.145	150
Бикбаев Р.М., Palani I.A., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Mani Prabhu S.S., Manikandan M., Jayachandran S., Sahu Anshu ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ И НАГРЕВАНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ 5-ТИ СЛОЙНОГО ОБРАЗЦА СПЛАВА TiNi, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.146	151
Япарова Е.Н., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛОЧНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВАКАНСИЙ НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ TiNi DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.147	152
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. ВЛИЯНИЕ ЖЕСТКОСТИ КОНТР-ТЕЛА НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ПРИВОДА С РАБОЧИМ ТЕЛОМ ИЗ СПЛАВА TiNi С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.148	153
Демидова Е.С., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Шеляков А.В. ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ, СВЯЗАННОЕ С ТЕРМОУПРУГИМ МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ, В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ti-Hf-Ni-Cu DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.149	154
Каманцев А.П., Коледов В.В., Шавров В.Г. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТВЕРДОТЕЛЬНЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ В СИЛЬНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.150	155
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. СПЕЦИФИКА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.151	156

<p>Пермякова И.Е., Ковалёв А.И., Глезер А.М., Вахрушев В.О. ЭФФЕКТ УПРОЧНЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ НЕОДНОРОДНОСТЕЙ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ КВД DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.152</p>	157
<p>Данилов В. И., Горбатенко В. В., Данилова Л. В., Зуев Л.Б. КИНЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ АВТОВОЛН ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ В МАТЕРИАЛАХ С МАРТЕНСИТНЫМ И ДИСЛОКАЦИОННЫМ МЕХАНИЗМАМИ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.153</p>	158
<p>Хон Ю.А., Зуев Л.Б. АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ, ИНДУЦИРОВАННОЙ ФАЗОВЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.154</p>	159
<p>Кийко В.М., Хвостунков К.А., Оджаев Р.К., Пиженин Д.Г., Абашкин С.А. МЕТОДИКА АВТОМАТИЧЕСКОЙ РЕГИСТРАЦИИ ДЛИНЫ ТРЕЩИНЫ В ТОКОПРОВОДЯЩИХ МАТЕРИАЛАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.155</p>	160
<p>Кийко В.М., Хвостунков К.А., Коржов В.П., Курлов В.Н., Страумал Б.Б. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЕТНЫЕ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ И ТРЕЩИНСТОЙКОСТИ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.156</p>	161
<p>Афонин Г.В. Митрофанов Ю.П., Кобелев Н.П., Хоник В.А. РЕЛАКСАЦИЯ СДВИГОВОЙ УПРУГОСТИ И ТЕПЛОВЫЕ ЭФФЕКТЫ В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СТЕКЛЕ $Zr_{65}Cu_{15}Ni_{10}Al_{10}$ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.157</p>	162
<p>Покоев А.В. НАНОЭФФЕКТЫ И МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТЬ ЗАКАЛЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ СТАРЕНИЯ В МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.158</p>	163
<p>Беляев Ф.С., Волков А.Е., Евард М.Е., Люльчак П.С. ВОЗМОЖНОСТИ МИКРОСТРУКТУРНЫХ И МАКРОСКОПИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ В ОПИСАНИИ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.159</p>	164
<p>Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Велигжанин А.А. ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ «АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ \Leftrightarrow КРИСТАЛЛ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.160</p>	165
<p>Сурсаева В.Г., Семенов В.Н. НЕСТАЦИОНАРНОЕ ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ТРОЙНЫХ СТЫКОВ ПРИ РОСТЕ ЗЕРЕН DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.161</p>	166
<p>Rubanik V.V., Rubanik V.V. jr, Kruhliashou A.A., Lutsko V.F., Nikifarava I.V., Silva R.M., Salak A.</p>	167

ULTRASONIC SURFACE PLASTIC DEFORMATION OF TITANIUM NICKELIDE DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.162	
Rubanik V.V., Savitsky V.O., Rubanik V.V.jr, Lutsko V.F., Nikifarava I.V., Bui Hung Thang, Doan Dinh Phuong, Pham Van Trinh, Tran Van Hau OBTAINING OF GRAPHENE STRUCTURES USING ULTRASONIC VIBRATIONS DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.163	168
Salak A.N., Vieira D.E.L., Pashkevich Yu.G., Cizmar E., Feher A., Fedorchenko A.V., Fertman E.L., Petrova-Burkina O.A., Rubanik V.V., Rubanik V.V.jr, Kritchenkov A.S. MAGNETIC AND ULTRASONIC INFLUENCE ON ANION-EXCHANGE REACTIONS IN COBALT-CONTAINING LAYERED DOUBLE HYDROXIDES DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.164	169
Горбачев И.И., Попов В.В. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА СТАЛЕЙ С КАРБОНИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.165	170
Вьюненко Ю.Н., Рубаник В.В., Черняева Е.В. АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПЛАСТИНЕ «TiNi-СТАЛЬ» DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.166	171
Чиркова В.В., Волков Н.А., Абросимова Г.Е. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ КОМПОНЕНТОВ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.167	172
Чиркова В.В., Волков Н.А., Абросимова Г.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ В ЛЕГИРОВАННЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА ПОСЛЕ БАРИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.168	173
Verma R., Král L., Ostapovets A. ON UNUSUAL TWIN MODES IN MAGNESIUM DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.169	174
Овсепян С.В., Колобов Ю.Р., Манохин С.С., Ахмедзянов М.В., Филонова Е.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА НИТРИДНЫХ ФАЗ В СВАРИВАЕМОМ ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ СИСТЕМЫ Ni-Co-Cr-W-Ti DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.170	175
Манохин С.С., Токмачева-Колобова А.Ю., Карлагина Ю.Ю., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В., Колобов Ю.Р. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ ОБЪЕМА МАТЕРИАЛА, ПРИЛЕГАЮЩЕГО К ПОВЕРХНОСТИ ТРЕЩИНЫ, В КРУПНОЗЕРНИСТОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ТИТАНЕ ПОСЛЕ ПОЛЗУЧЕСТИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.171	176
Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ИЛЬМЕНИТА ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОВОЛЬТНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКОГО БАРЬЕРНОГО РАЗРЯДА	177

DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.172	
<p>Дудник Е.А., Попова Л.А., Дудник Д.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ СТРУКТУРНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.173</p>	178
<p>Поникарова И.В., Palani I.A., Люльчак П.С., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Mani Prabu S. S., Jayachandran S., Калганов В.Д., Anshu Sahu ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ПОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ TiNi DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.174</p>	180
<p>Прокофьев С.И., Йонсон Э. ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВЫХ ОСЦИЛЛЯЦИЙ, СВЯЗАННЫЕ С ВЗАИМОДЕЙСТВИЕМ НАНОВКЛЮЧЕНИЙ ЖИДКОГО СВИНЦА НА ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.175</p>	181
<p>Батгэрэл Б., Пузынин И.В., Пузынина Т.П., Христов И.Г., Христова Р.Д., Тухлиев З.К., Шарипов З.А. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НАНОКЛАСТЕРОВ МЕДИ С МЕТАЛЛИЧЕСКИМИ МИШЕНЯМИ СО СТРУКТУРОЙ РЕАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.176</p>	182
<p>Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В., Лыкова О.Н. ВЛИЯНИЕ РОТАЦИОННОЙ КОВКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО СТАРЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT35 DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.177</p>	183
<p>Жевненко С.Н., Чернышихин С.В., Петров И.С. ДИФФУЗИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu-Ni DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.178</p>	184
<p>Жевненко С.Н. ВЛИЯНИЕ МЕДИ НА ПОВЕРХНОСТНУЮ ЭНЕРГИЮ ТВЕРДОГО НИКЕЛЯ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.179</p>	185
<p>Жевненко С.Н., Петров И.С., Чернышихин С.В. СМАЧИВАНИЕ И ПРОПИТКА ПОРИСТОГО ТАНТАЛА РАСПЛАВАМИ НА ОСНОВЕ МЕДИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.180</p>	186
<p>Сафаргалина З.А., Александров И.В. ИННОВАЦИОННЫЙ ПОТЕНЦИАЛ РАЗРАБОТОК НАНОМАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.181</p>	187
<p>Страумал Б.Б., Горнакова А.С., Кильмаматов А.Р., Рабкин Е., Струг Р., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В. СПЛАВЫ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ПРИМЕНЕНИЙ НА ОСНОВЕ β-ТИТАНА DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.182</p>	188

Коплак О.В. АНИЗОТРОПИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МИКРО- ПРОВОДОВ НА ОСНОВЕ ПЕРЕХОДНЫХ И РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫХ МЕ- ТАЛЛОВ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.183	189
Бецофен С.Я., Банных И.О., Сперанский К.А., Лебедев М.А. ОБЪЁМНЫЕ ЭФФЕКТЫ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛЯХ, АЛЮМИНИЕВЫХ И МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ DOI 10.26201/ISSP.2020/FPPK.184	190
Именной указатель	191
Содержание	196